

Vakum Karbürlenmiş Toz Metalurjisi Çelik Parçalara Uygulanan Çift Faz Isıl İşleminin Mekanik Özelliklere Etkisi

Özer PAMUK^{1*}

¹ Nanoteknoloji Mühendisliği, Mühendislik ve Doğa Bilimleri Fakültesi, Uşak Üniversitesi, Uşak, Türkiye

*¹ozer.pamuk@usak.edu.tr

(Geliş/Received: 25/05/2025;

Kabul/Accepted: 01/07/2025)

Öz: Bu çalışmada, vakum karbürlenmiş Toz Metalurjisi (T/M) çelik parçalara uygulanan Çift Faz (ÇF) ısıl işleminin mekanik özelliklere etkileri araştırılmıştır. Üretilen T/M parçalara Sinterleme (S), Normalizasyon (N), Vakum Karbürleme (VK), ÇF ve Temperleme (T) ısıl işlemlerinden oluşan farklı ısıl işlemler uygulanmıştır. Devamında mekanik testler ve karakterizasyon çalışmaları gerçekleştirilmiştir. Sadece S ısıl işlemi uygulanan N1 numunesi 103,3 HV_{1,0} sertlik, 189 MPa üç nokta eğme dayanımı ve %3 üniform uzama sergilemiştir. VK ısıl işlemi parçaların mekanik özelliklerini geliştirmiştir. S+N+VK ısıl işlemleri uygulanan N2 numunesi 537,31 HV_{1,0} yüzey, 182,13 HV_{1,0} merkez sertlikleri ve 243 MPa üç nokta eğme dayanımı sergilemiş ancak süneklik göstermemiştir. Vakum karbürlenmiş numunelerin yüzey bölgelerinde martenzit, merkez bölgelerinde ise ferrit + martenzit fazlarından oluşan çift faz mikroyapısı ÇF ısıl işlemi ile başarılı bir şekilde üretilmiştir. Martenzit fazının mikroyapıda homojen bir dağılım sergilediği tespit edilmiştir. ÇF ısıl işlemi numunelerin mekanik özelliklerini arttırmış ancak sünekliklerini azaltmıştır. ÇF ısıl işlemi sonrası en yüksek mekanik özellikler, S+N+VK+ÇF750 ısıl işlemleri uygulanan N6 numunesinde gerçekleşmiştir. Bu numune, 572,28 HV_{1,0} yüzey sertliği, 196,90 HV_{1,0} merkez sertliği ve 319 MPa üç nokta eğme dayanımı sergilemiştir. Bu çalışma kapsamında elde edilen veriler neticesinde yüzey karbürlenmiş T/M çelik parçalara uygulanan ÇF ısıl işlemi ile mekanik özelliklerin geliştirildiği sonucuna ulaşılmıştır.

Anahtar kelimeler: Vakum karbürleme, toz metalurjisi, sinterleme, çift faz, mekanik özellikler.

Effect of Dual Phase Heat Treatment on Mechanical Properties of Vacuum Carburized Powder Metallurgy Steel Parts

Abstract: In this study, the effects of Dual Phase (DP) heat treatment applied to vacuum carburized Powder Metallurgy (PM) steel parts on mechanical properties were investigated. Different heat treatments consisting of Sintering (S), Normalization (N), Vacuum Carburizing (VC), DP and Tempering (T) heat treatments were applied to the produced PM parts. Subsequently, mechanical tests and characterization studies were carried out. N1 sample, which was applied only S heat treatment, exhibited 103.3 HV_{1,0} hardness, 189 MPa three-point bending strength and 3% uniform elongation. VC heat treatments improved the mechanical properties of the parts. N2 sample, which was applied to S+N+VC heat treatment, exhibited surface hardness of 537.31 HV_{1,0}, center hardness of 182.13 HV_{1,0} and three-point bending strength of 243 MPa, but did not show ductility. A dual phase microstructure consisting of martensite in the surface regions and ferrite + martensite phases in the central regions of vacuum carbide-treated samples was successfully produced with DP heat treatment. It was determined that the martensite phase exhibited a homogeneous distribution in the microstructure. DP heat treatment increased the mechanical properties of the samples but decreased their ductility. The highest mechanical properties after the DP heat treatment were obtained in the N6 sample, which was applied to the S+N+VC+DP750 heat treatment process. This sample exhibited a surface hardness of 572.28 HV_{1,0}, center hardness of 196.90 HV_{1,0} and three-point bending strength of 319 MPa. As a result of the data obtained within the scope of this study, it was concluded that the mechanical properties were improved with the DP heat treatment applied to the surface carburized PM steel parts.

Key words: Vacuum carburizing, powder metallurgy, sintering, dual phase, mechanical properties.

1. Giriş

Fe-C alaşımı olan çelikler mühendislik malzemeleri içerisinde oldukça geniş bir kullanım alanına sahiptir. Özellikle yüksek aşınma direncinin yanında yüksek tokluğun istendiği parçaların imalatında sementasyon çelikleri önemli yer tutmaktadır. Çelikler, içerdikleri alaşım elementlerin yanı sıra uygulanan ısıl işlemlerle farklı özellik kombinasyonlarının elde edilmesine olanak tanımaktadırlar [1]. Sert yüzey ve tok çekirdek bölgesi elde etmede çeşitli yüzey sertleştirme yöntemleri kullanılmaktadır. Düşük karbon içeriğine sahip (<%0,2C) çeliklerin yüzey sertleştirme işlemlerinde kullanılan yöntemlerden birisi de sementasyon işlemidir. Endüstriyel uygulamalarda

* Sorumlu yazar: ozer.pamuk@usak.edu.tr. Yazarların ORCID Numarası: *¹ 0000-0001-6810-8526

genel olarak bu işlem karbon atomlarının karbürleme atmosferinden parçaya doğru difüzyonunun daha kolay gerçekleşebildiği 850-950°C sıcaklık aralığında katı, sıvı ve gaz ortamlarında gerçekleştirilmektedir. Son dönemlerde, sementasyon işleminde Düşük Basınç Vakum Karbürleme (DBVK) olarak bilinen ve 1050°C sıcaklığa kadar karbürleme işlemine olanak tanıyan yeni tekniklerin kullanımı gün geçtikçe yaygınlaşmaktadır. Bu yöntem yüksek karbürleme sıcaklığı sayesinde kısa işlem süreleri, oksijensiz karbürleme ortamı, homojen karbürleme derinliği, üretilen parçalarda düşük çarpılma oranı ile yüksek mekanik ve aşınma özelliklerin elde edilmesi gibi avantajlar sunmaktadır [2-4]. Yüksek çekme dayanımı ve süneklik özelliklerin karşılanmasında çift-fazlı çelikler önemli bir alternatiftir. Çift-faz (ÇF) terimi bu çeliklerin mikroyapılarında bulunan ferrit ve martenzit fazlarından kaynaklanmakta, yumuşak ferrit fazı malzemeye süneklik, sert martenzit fazı ise mukavemet kazandırmaktadır [5]. ÇF ısıtıl işlemi kritik tavlama bölgesi olan ferrit + östenit ($\alpha+\gamma$) bölgesinde ısıtma sonrası hızlı soğutma ile yapıda bulunan östenitin martenzite dönüşmesi şeklinde gerçekleşmektedir.

Toz metalurjisi (T/M) yöntemi, küçük ve karmaşık şekilli parçaların seri üretim imkânı, hassas boyut toleransı ve yüksek yüzey kalitesi, bütün malzeme kombinasyonları için uygulanabilirlik, minimum malzeme kayıpları, düşük üretim maliyetleri gibi bir dizi avantajları sunmaktadır [6-10]. T/M yöntemi ile parça üretimi, tozların üretimi, karıştırma, presleme, Sinterleme (S) ve S sonrası ısıtıl işlemler ile varsa ürün şekillendirme işlemlerinden oluşan bir dizi üretim süreçlerini içermektedir [11,12]. Parça imalatında T/M tekniklerinin kullanımı doğal kaynakların verimli kullanımına ve ekolojik dengenin korunmasına önemli katkılar sağlamaktadır. Bu yöntem, son dönemlerde konvansiyonel üretim yöntemlerinin yerini alan bir teknik haline gelmektedir [13]. Otomotiv sektörü T/M yöntemi ile parça üretiminde %60'lık bir orana sahiptir [14]. Özellikle otomobil sektöründe yüksek performans gerektiren dişli, piston kolu, yatak, transmisyon mili gibi parçaların üretimi için tercih edilmektedir [15]. Bu yöntem, havacılık, inşaat, denizcilik, enerji sektörleri, spor malzemeleri ile köprülerden mobilyalara kadar değişik mühendislik uygulamaları için parça imalatında kullanılmaktadır [16,17]. Son yıllarda Fe esaslı parçaların üretiminde geleneksel yöntemlere alternatif olarak T/M yöntemi ile üretim büyük bir gelişim göstermiştir. Ancak sinterlenmiş T/M çelik parçalar sahip oldukları gözenekli yapıları ve yumuşak matris fazı nedeniyle düşük mekanik özelliklere sahiptirler [18]. Ayrıca heterojen mikroyapı dağılımı da T/M çeliklerin mekanik özelliklerini olumsuz yönde etkilemektedir [19]. T/M çelik parçaların üretiminde ön-alaşımli çelik tozların kullanımı ile homojen mikroyapı dağılımı elde edilmekte ve mekanik özellikler geliştirilebilmektedir. Diğer taraftan T/M çelik parçalara uygulanan ilave ısıtıl işlemlerle mekanik özellikler geliştirilebilmektedir [20]. Yüksek aşınma direncinin istendiği uygulamalar için yüksek yüzey sertliğine sahip T/M parçaların üretiminde yüzey karbürleme ısıtıl işlemi son dönemlerde yaygın olarak kullanılmaktadır [21]. Bu yöntem, parçaların yüzey karbon konsantrasyonu arttırarak su verme sonrası yüzeyde sert martenzit fazının elde edilmesi prensibine dayanmaktadır. Martenzitin sertliği karbon içeriği arttıkça artmaktadır. Mikroyapıda sert martenzitin varlığı parçalarda yüksek sertlik avantajları sağlarken düşük süneklik dezavantajlarını da beraberinde getirmektedir. Özellikle yüksek poroziteye sahip T/M parçaların mikro gözeneklerinde teşekkül eden çatlakların sert martenzit fazında hızla ilerlemeleri nedeniyle bu parçaların mekanik özellikleri olumsuz etkilenmektedir. Literatürde, çatlakların sert martenzit fazında hızla ilerlediği ve kırılma hızı arttırdığı belirtilmektedir [22, 23]. Yüzey karbürlenmiş T/M çeliklere ÇF ısıtıl işlemi uygulayarak mekanik özellikleri geliştirilebilir. Literatürde çift-fazlı T/M çeliklerin yüksek mukavemet-tokluk kombinasyonlarına sahip olduğu ve ferrit + perlit mikroyapısına sahip T/M çeliklerden daha üstün özellikler sergilediği belirtilmektedir [19].

Literatürde, yüzeyi karbürlenmiş AISI 8620 çeliğine ÇF ısıtıl işlemi uygulanmış ve yüksek yüzey sertliğinin yanında yüksek mukavemet-süneklik değerlerinin elde edildiği rapor edilmiştir [24]. Yine literatürde, ön-alaşımli T/M parçalara uygulanan S + vakum karbürleme (VK) ve doğrudan VK'nin karbürlenebilirlik ve mekanik özellikler üzerine etkileri araştırılmıştır [25]. Ancak, yüzey karbürlenmiş T/M çeliklere uygulanan ÇF ısıtıl işleminin parçaların yüzey sertliği ve mekanik özelliklere etkilerini gösteren çalışmalara literatürde rastlanmamıştır. Diğer taraftan literatürde çift-fazlı T/M çelik üretimine yönelik çalışmalar bulunmaktadır. Mahesh vd. saf demir, karbon, manganez, silisyum ve vanadyum içeren elementel tozlardan çift-fazlı çelik üretilebilirliği ile mikroyapısal ve mekanik özellikleri incelemişlerdir [26]. Güral ve Tekeli, atomize demir tozu + grafit tozu (ağırlıkça %0,3-%0,5) kompozisyonuna sahip parçalara ÇF ısıtıl işlemi uygulayarak mikroyapısal karakterizasyonlarını incelemişlerdir [27]. Güral vd. atomize demir tozu + grafit tozu (ağırlıkça %0,3) karışımına sahip parçalara farklı kritik tavlama sıcaklıklarda uygulanan ÇF ısıtıl işlemlerinin çekme özelliklerine etkilerini incelemişlerdir [19]. Yapılan bu çalışmalarda, çift-fazlı T/M çelik parçaların üretiminde element tozlar kullanılmış ve difüzyon bağlama alaşımlama yöntemi (karışık alaşımlı tozlar) tercih edilmiştir. Dolayısıyla, literatürde çift-fazlı T/M çelik parçalarının üretiminde ön-alaşımli tozların kullanımına ilişkin çalışma eksikliği de bulunmaktadır.

Bu çalışmada, vakum karbürlenmiş ön-alaşımli T/M çelik parçalar farklı kritik tavlama sıcaklıklarında uygulanan ÇF ısıtıl işleminin sertlik ve mekanik özelliklere etkileri araştırılmıştır. Bu kapsamda, DIN 21NiCrMo2

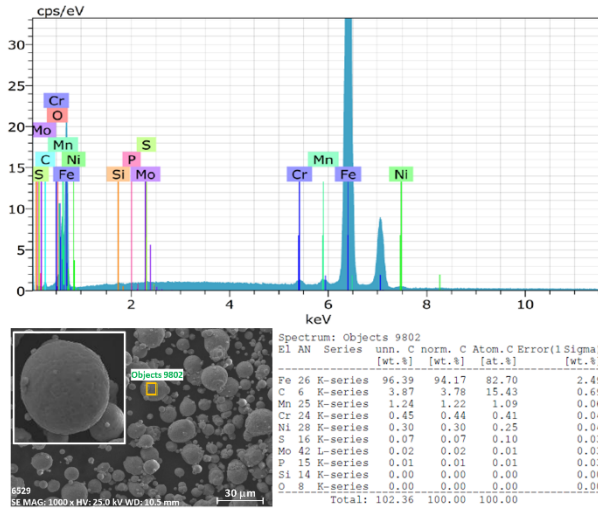
sementasyon çeliği ile benzer kompozisyona sahip ön-alaşımli çelik tozlardan üretilen parçalara S, Normalizasyon (N), VK, ÇF, Temperleme (T) ısıt işlemlerinden oluşan farklı ısıt işlem süreçleri uygulanmıştır. Böylelikle, vakum karbürlenmiş ön-alaşımli T/M çelik parçalara uygulanan ÇF ısıt işlemi ile yüksek yüzey sertliğin yanında mekanik özelliklerin geliştirilmesi amaçlanmıştır. Bu sayede, yüzey karbürlenmiş T/M çeliklere ÇF ısıt işleminin uygulanabilirliğinin yanında T/M parça üretiminde ön-alaşımli çelik tozların kullanımına ilişkin literatürdeki araştırma eksikliğinin giderilmesi ve bundan sonra yapılacak benzer araştırmalar için referans teşkil etmesi amaçlanmıştır. Diğer taraftan, endüstride geniş bir kullanım alanına sahip DIN 21NiCrMo2 çeliği ile benzer kompozisyona sahip ön-alaşımli çelik tozlar kullanılarak DIN 21NiCrMo2 çeliğine alternatif bir T/M üretim yöntemi sunulması hedeflenmiştir.

2. Materyal ve Metot

Bu çalışma kapsamında Otai Special Steel (OTAI) firması tarafında gaz atomizasyon tekniği ile üretilmiş ön-alaşımli çelik tozları kullanılmıştır. Tozlara ait üretici firma tarafından gerçekleştirilen kimyasal analiz, parçacık boyutu ve yoğunluk bilgileri Tablo 1’de yer almaktadır. Tozlara ait Alan Emisyon Taramalı Elektron Mikroskobu (FESEM) görüntüsü ile Element Dağılım Spektrometresi (EDS) analiz sonuçları Şekil 1’de verilmiştir. Yapılan FESEM görüntü analizlerinden tozların küresel forma sahip oldukları ve gaz atomizasyon tekniği ile üretildiklerini, EDS analizleri sonuçlarından ise ön-alaşımli çelik tozların kimyasal içeriğinin üretici firmaya ait kimyasal içerik ve DIN 21NiCrMo2 seimentasyon çeliğinin kimyasal içeriği ile benzerlik gösterdiği anlaşılmaktadır.

Tablo 1. Ön-alaşımli çelik tozlara ait analiz sonuçları.

Üretici firma kimyasal kompozisyon değerleri (% Ağırlık)									
C	P	S	O	Ni	Cr	Si	Mn	Mo	Fe
0,184	0,01	0,003	0,097	0,55	0,52	0,16	0,74	0,19	97,546
Ortalama parçacık boyutu (µm)									
45									
Görünür yoğunluk (g/cm ³)									
4,24									



Şekil 1. Ön-alaşımli çelik tozlara ait FESEM görüntüsü ve EDS analiz sonuçları.

Ön-alaşımli çelik tozlara ait kritik tavlama sıcaklıkları (A_{c1} - A_{c3}) Eşitlik 1 ve 2’ye göre hesaplanmıştır [28]. OES analiz sonuçlarına göre hesaplanan kritik tavlama sıcaklıkları A_{c1} için 720°C ve A_{c3} için ise 888°C olarak belirlenmiştir.

$$A_{c1} = 723 - 10,7 (\%Mn) - 16,9 (\%Ni) + 29,1 (\%Si) + 16,9 (\%Cr) + 290 (\%As) + 6,39 (\%W) \quad (1)$$

$$A_{c1} = 723 - 10,7 (0,808) - 16,9 (0,570) + 29,1 (0,187) + 16,9 (0,562) + 290 (0) + 6,39 (0)$$

$$A_{c1} = 720^{\circ}\text{C}$$

$$A_{c3} = 910 - 203(\%C)^{\frac{1}{2}} - 15,2(\%Ni) + 44,7(\%Si) + 104(\%V) + 31,5(\%Mo) + 13,1(\%W) \quad (2)$$

$$A_{c3} = 910 - 203(0,147)^{\frac{1}{2}} - 15,2(0,570) + 44,7(0,187) + 104(0,017) + 31,5(0,215) + 13,1(0)$$

$$A_{c3} = 888^{\circ}\text{C}$$

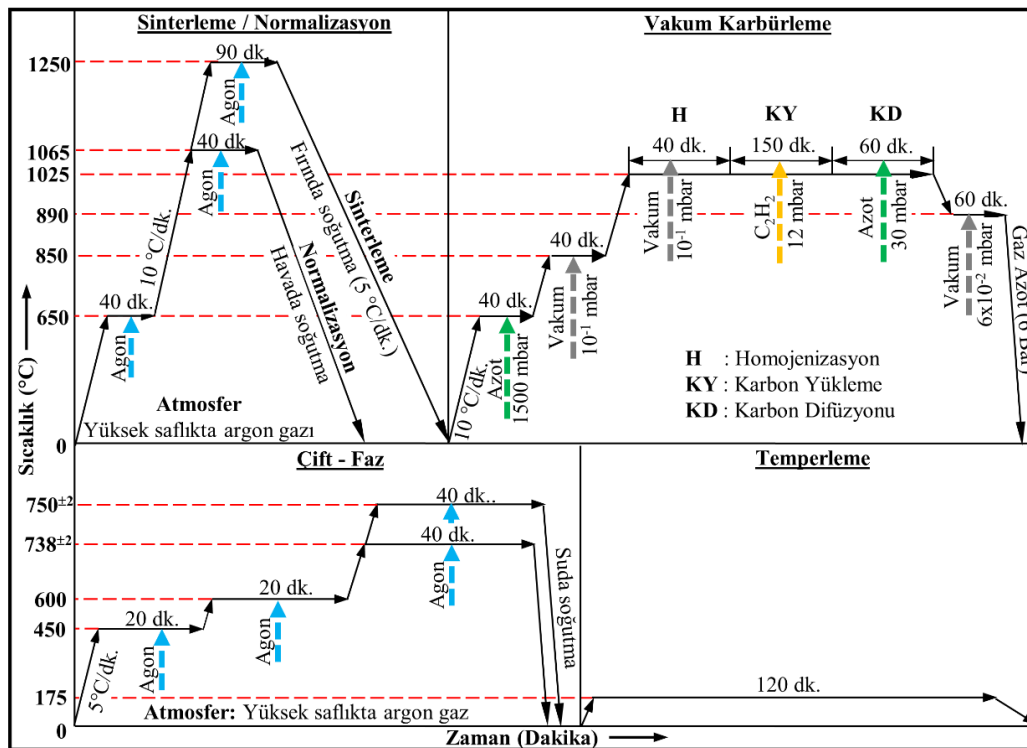
Numune üretimleri için, ağırlıkça %99,2 ön-alaşımli çelik tozu ile %0,8 Çinko Sterat tozu 0,0001 ölçme hassasiyetine sahip hassas terazide tartılmış ve üç boyutlu karıştırıcıda 46 d/d karıştırma hızında 90 dk. süre ile karıştırılmıştır. Hazırlanan toz karışımları M2 yüksek hız çeliğinden (HSS) yapılan demonte kalıp içerisinde 200 MPa basınç altında soğuk olarak ön presleme işlemine tabi tutulmuştur. Ön presleme sonrası tozlar kalıp içerisinde yüksek saflıkta argon gazı atmosferinde 600°C'de 30 dakika tavllanmış ve akabinde 300 MPa basınç altında Ilık Presleme (IP) işlemine tabi tutulmuştur. IP sırasında ön-alaşımli tozların tavlama işleminde sıcaklık kontrolü kalıp merkezine yerleştirilen termokupl vasıtasıyla takip edilmiştir. IP sonrası her seriden iki adet olacak şekilde ASTM/B528-16 standardına uygun üç nokta eğme test numune üretimleri gerçekleştirilmiştir. Üretilen numuneler Sinterleme (S), Normalizasyon (N), Vakum Karbürleme (VK), Çift Faz (ÇF) ve Temperleme (T) ısıt işlemlerinden oluşan farklı ısıt işlem süreçlerinin uygulanması için yedi ayrı gruba ayrılmıştır. Tablo 2 numunelere uygulanan ısıt işlem bilgileri ve numune kodlama biçimleri göstermektedir.

Tablo 2. Uygulanan ısıt işlemler ve kodlama biçimleri.

Numune no	Uygulanan ısıt işlemler	Numune kodu
1	Sinterleme	N1
2	Sinterleme + Normalizasyon + Vakum Karbürleme	N2
3	Sinterleme + Normalizasyon + Vakum Karbürleme + Temperleme	N3
4	Sinterleme + Normalizasyon + Vakum Karbürleme + Çift Faz (738 ^{±2})	N4
5	Sinterleme + Normalizasyon + Vakum Karbürleme + Çift Faz (738 ^{±2}) + Temperleme	N5
6	Sinterleme + Normalizasyon + Vakum Karbürleme + Çift faz (750 ^{±2})	N6
7	Sinterleme + Normalizasyon + Vakum Karbürleme + Çift Faz (750 ^{±2}) + Temperleme	N7
Isıt işlem proses bilgileri		
Isıt işlem	Sıcaklık (°C)	Süre (Dakika)
Sinterleme	1250	90
Normalizasyon	1065	40
Vakum Karbürleme	1025	250
Çift Faz	738 ^{±2} /750 ^{±2}	40
Temperleme	175	120

S ısıt işlemi yüksek saflıktaki argon gazı atmosferinde 1250°C sıcaklık ve 90 dk. Süre de gerçekleştirilmiştir. Bu işlem sırasında 10°C/dk. fırın ısıtma hızı belirlenmiş, fırın içerisinde homojen bir sıcaklık dağılımı elde etmek ve ani sıcaklık değişimlerinin özellikle düşük ham mukavemete sahip numunelerde oluşturabileceği çarpılmaların ve buna bağlı oluşabilecek çatlakların önüne geçmek için 650°C sıcaklıkta 40 dk. bekletilmiştir. S ısıt işlemi sonrası numunelere N ısıt işlemi uygulanmıştır. N ısıt işlemi 10°C/dk. fırın ısıtma hızında, 650°C'de 40 dk. bekleme, 1065°C'de 40 dk. tavlama ve akabinde havada soğutma şeklinde gerçekleştirilmiştir. VK ısıt işlemi, 10⁻¹ mbar. vakum altında 1025°C'de 40 dk. homojenleştirme, 12 mbar. basınca sahip asetilen (C₂H₂) ortamında 150 dk. karbon yükleme ve 30 mbar. basınca sahip azot ortamında 60 dk. karbon difüzyonu proseslerinden oluşan toplam 250 dk. sürede gerçekleştirilmiştir. Devamında numuneler 6x10⁻² mbar vakum altında 890°C'de 60 dk. bekletilmiş ve 6 bar basınca sahip gaz azot ile soğutulmuştur. VK ısıt işlemi sırasında fırın ısıtma hızı 10°C/dk. olarak belirlenmiş ve 650°C'de 40 dk., 850°C'de 40 dk. beklendikten sonra karbürleme sıcaklığına ulaşılmıştır. ÇF ısıt işlemleri farklı martenzit hacim oranlarının (MHO) elde edilmesi için 738°C ve 750°C kritik tavlama sıcaklıklarda 40 dk. tavlama ve devamında suda soğutma şeklinde gerçekleştirilmiştir. ÇF ısıt işlemleri sırasında fırın ısıtma hızı 5°C/dk. olarak belirlenmiş ve sıcaklık değişimlerinin numunelerin kesitleri boyunca neden olabileceği gerilim farklılaşmalarını azaltmak ve fırın içerisinde homojen bir sıcaklık dağılımı elde etmek için 450°C ve 600°C sıcaklıklarda 20 dk. bekletme uygulanmıştır. N ve ÇF ısıt işlemleri yüksek saflıktaki argon gazı atmosferinde gerçekleştirilmiş ve fırın içi sıcaklık kontrolü referans numunesine bağlanan termokupl vasıtasıyla takip edilmiştir. Temperleme (T) işlemleri 175°C sıcak ve 120 dk. Süre de gerçekleştirilmiştir. Numunelere uygulanan ısıt işlemlere ait proses bilgileri Şekil 2'de grafik olarak verilmektedir.

IP, S ve VK ısıt işlemleri sonrası numunelerin yoğunluk ölçümleri gerçekleştirilmiştir. S ve VK ısıt işlemleri sonrası Optik Emisyon Spektrometresi (OES) analizleri uygulanarak numunelerin kimyasal içerikleri belirlenmiştir. Farklı ısıt işlem proseslerinin numunelerin mekanik özelliklerine etkilerini belirlemek için 100 kN kapasiteli çekme-basma test cihazında 1 mm/dk. ilerleme hızında ASTM B528-16 standardına uygun olarak üç nokta eğme testleri uygulanmıştır. Mikroyapı incelemeleri için numuneler enine kesitlerinde tel erozyon yöntemiyle kesilerek kalıplama, zımparalama, parlatma ve dağlama aşamalarından oluşan metalografi işlemleri uygulanmıştır. Zımparalama işlemleri 240, 400, 600, 800, 1000, 1200, 2500 numara zımparalar kabadan inceye doğru kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Parlatma işlemleri ise sırasıyla 6 ve 3 µm keçe ve elmas süspansiyon kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemleri %97 Etil alkol + %3 Nitrik asit konsantrasyonuna sahip dağlama solüsyonu kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Dağlama işlemi tamamlanan numunelerin mikroyapı incelemeleri için Optik Mikroskop (OM) ile 10x, 20x, 50x, 100x büyütmelerde mikroyapı görüntüleri alınmıştır. OM görüntüleri üzerinde çizgisel kesişme metodu kullanılarak faz hacim oranları ve fazların parçacık boyutları belirlenmiştir. Uygulana ısıt işlemlere bağlı olarak mikroyapıda oluşan fazların belirlenmesi için numunelere X-ray diffraction (XRD) analizleri uygulanmıştır. XRD analizleri oda sıcaklığında Cu Ka radyasyonu (λ :1,054059 Å) ile 0,01 adım, 5/dk. hız ve 20°-120° arasında gerçekleştirilmiştir. Üç nokta eğme testi uygulanan numunelerinin kırık yüzey incelemeleri, EDS ile donatılmış FESEM cihazı kullanılarak gerçekleştirilmiştir. Uygulanan ısıt işlemlerin numunelerin sertlik profilleri üzerine etkilerinin belirlemek amacıyla numunelerin yüzeyinden başlayarak kesitleri boyunca mikrosertlik ölçümleri gerçekleştirilmiştir. Mikrosertlik ölçümleri Vickers mikrosertlik ölçüm cihazında her ölçü mesafesinde beş farklı noktadan olacak şekilde 0, 100, 200, 400, 600, 800, 1000, 1400, 2000, 3000, 4500 µm mesafelerde 1000 g yük 10 saniye süre ile uygulanarak gerçekleştirilmiştir.



Şekil 2. Isıl işlem grafikleri.

3. Bulgular ve tartışma

3.1. Kimyasal analiz ve yoğunluk incelemeleri

Ön-alışımli çelik tozlarından üretilen numunelere uygulanan S ve VK ısıli işlemleri sonrasında kimyasal içeriklerini belirlemek için uygulanan OES analiz sonuçları Tablo 3'te verilmiştir.

Tablo 3. S ve VK ısıt işlemleri sonrası numune kimyasal analiz sonuçları.

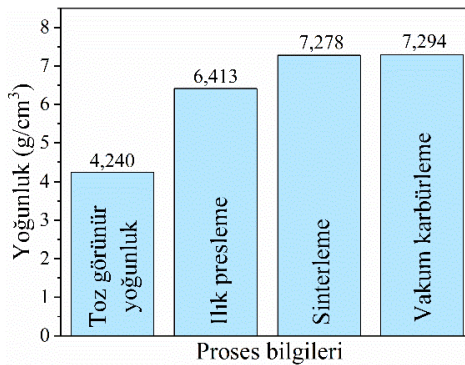
S ısıt işlemleri sonrası OES analiz sonuçları (% Ağırlık)												
C	P	S	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Nb	N	Fe
0,147	0,013	0,003	0,187	0,808	0,562	0,215	0,570	0,031	0,017	0,011	0,101	97,335
VK ısıt işlemleri sonrası OES analiz sonuçları (% Ağırlık)												
C	P	S	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Nb	N	Fe
1,174	0,015	0,02	0,191	0,790	0,549	0,210	0,578	0,035	0,017	0,011	0,153	96,257

OES analizleri sonrası N1 numunesinin kimyasal içeriği ön-alaşım toz üretici firmanın analiz sonuçları ile benzerlik göstermektedir. Karbon oranı %0,147 ile toz üretici firma kimyasal analiz sonuçlarının bir miktar altında kalmakla beraber aralarındaki fark çok azdır. Ayrıca eser miktarda Cu, V ve Nb elementleri ile bir miktar N varlığı tespit edilmiştir. VK ısıt işlemleri sonrası yüzey karbon konsantrasyonu %1,174 C olarak gerçekleşmiştir. Ayrıca VK ısıt işlem ile azot içeriğinde bir miktar artış meydana geldiği görülmüştür.

Ön-alaşım tozların görünür yoğunluk değerleri ve bu tozlardan üretilen parçaların uygulanma proseslere bağlı olarak elde edilen yoğunluk değerleri Tablo 4'te grafikleri ise Şekil 3'te verilmiştir. DIN 21NiCrMo2 sementasyon çeliği ile benzer kompozisyona sahip ön-alaşım tozları 4,24 g/cm³ görünür yoğunluk değerine sahiptir. Ön-alaşım tozlarından parça üretimleri IP yöntemi ile başarılı bir şekilde gerçekleştirilmiştir. IP işlemi sonrası numunelerde 6,413 g/cm³ yoğunluk, %82,16 bağıl yoğunluk değerleri elde edilmiştir. Yoğunluktaki bu artış, IP sırasında 600°C sıcaklıkta 30 dk. tavlama ön-alaşım tozların sertliklerini kaybederek şekillendirilebilirliklerinin artmasına ve toz temas yüzey alanı artışına atfedilmektedir. Ön-alaşım tozları sahip oldukları yüksek sertlikleri nedeniyle zayıf sıkıştırılabilirlik sergilemektedirler [29]. S ısıt işlemi sonrası yoğunluk 7,278 g/cm³, bağıl yoğunluk ise %93,24 seviyesine yükselmiştir. Yoğunluktaki bu artış, 1250°C sinterleme sıcaklığının neden olduğu yüksek difüzyon hızı ve 90 dk. uzun sinterleme süresinin neden olduğu difüzyon miktarındaki artış neticesinde toz taneleri arasındaki yüksek boyunlaşma miktarına atfedilmektedir. Ayrıca IP sırasında elde edilen yüksek toz temas yüzey alanı difüzyon hızını artırarak toz taneleri arasında boyunlaşma miktarına katkı sağladığı düşünülmektedir. Literatürde, S sıcaklığı ve süresindeki artışın toz taneleri arasındaki boyunlaşma miktarının ve bağıl yoğunluğu arttırdığı belirtilmektedir [16,30,31]. Diğer taraftan, toz komponentlerin sinterleme düzeyleri toz taneleri arasındaki boyunlaşma miktarının büyüklüğü ve yoğunluk artışına bağlıdır [32]. N + VK ısıt işlemleri sonrasında numunelerde 7,294 g/cm³ yoğunluk ve %93,49 bağıl yoğunluk değeri elde edilmiştir. 1065°C sıcaklıkta uygulanan N ısıt işlemi ve 1025°C sıcaklıkta uygulanan VK ısıt işlemleri sonrası toz taneleri arasındaki bağ oluşumunda bir miktar artış meydana geldiği düşünülmektedir. Ancak toz taneleri arasındaki bağ oluşumundaki bu artışın VK ısıt işlemi sonrası numunelerde meydana gelen yüksek karbon içeriği nedeniyle yoğunluk artışına çok az yansıdığı düşünülmektedir.

Tablo 4. Uygulanan proseslere bağlı olarak numune yoğunluk değerleri.

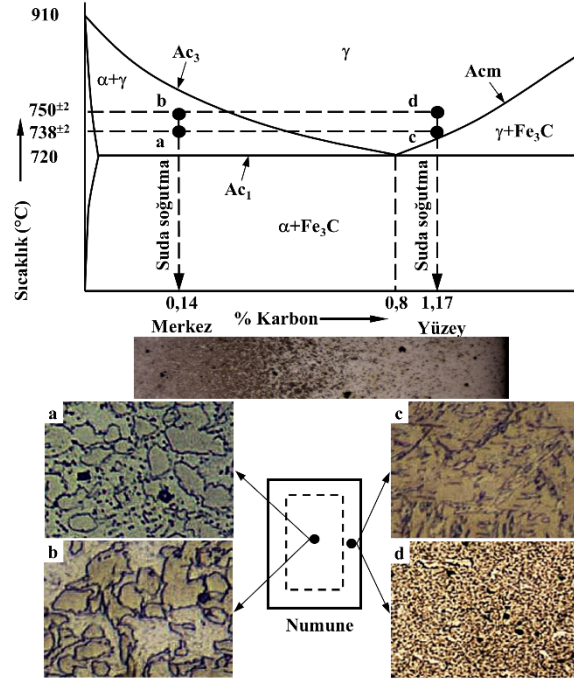
Proses	Yoğunluk (g/cm ³)	Bağıl yoğunluk (%)
Teorik yoğunluk	7,805	-
Görünür yoğunluk	4,24	-
İlk Presleme	6,413	82,16
Sinterleme	7,278	93,24
Vakum karbürleme	7,294	93,49



Şekil 3. Toz ve numune yoğunlukları.

3.2. Mikroyapı incelemeleri

Şekil 4'te ön-alaşımli çelik tozlardan üretilen ve vakum karbürleme işlemi gerçekleştirilen numunelere uygulanan ÇF ısıtma işlemi sırasında numunelerin yüzey ve merkez bölgelerindeki mikroyapı oluşumlarının Fe-Fe₃C denge diyagramı üzerinde gösterimi verilmektedir. ÇF ısıtma işlemi sırasında numunelerin yüksek karbon içeriğine sahip karbürlenmiş yüzey bölgeleri tamamen östenit (γ) faz bölgesinde bulunurken (Şekil 4 c-d), düşük karbon içeriğine sahip merkez bölgeleri ise kritik tavlama bölgesi olan ferrit + östenit ($\alpha+\gamma$) faz bölgesinde bulunmaktadır (Şekil 4 a-b). ÇF ısıtma işlem sonrası yapılan su verme işlemi ile östenitin martenzite dönüşümü neticesinde karbürlenmiş yüzey bölgelerinde martenzit ve merkez bölgelerinde ise ferrit + martenzit fazlarından oluşan ÇF mikroyapısı elde edilmektedir.



Şekil 4. Yüzey karbürlenmiş numunelere uygulana çift faz ısıtma işlemi ile yüzey ve merkez bölgelerinde mikroyapı oluşumu.

Tablo 5 ön-alaşımli çelik tozlardan üretilen ve farklı ısıtma işlem proseslerine tabi tutulan numunelere ait faz hacim oranı ile parçacık boyutu bilgilerini, Şekil 5 ise mikroyapı görüntülerini göstermektedir. Şekil 6'da ise XRD analiz sonuçları yer almaktadır.

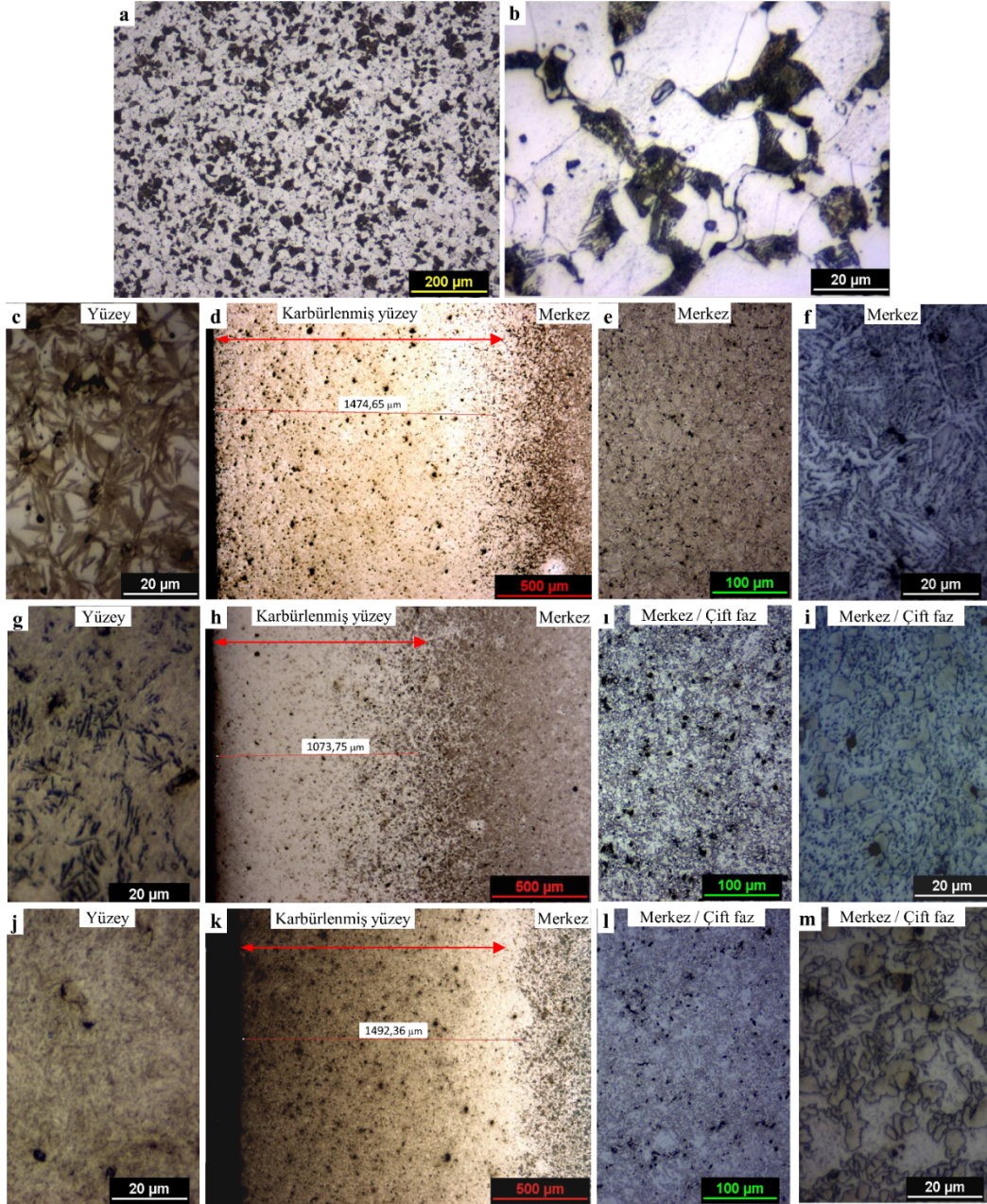
Tablo 5. Faz hacim oranı ve tane boyutu bilgileri.

Numune	Martenzit hacim oranı (%)	Martenzit parçacık boyutu (μm)
N1	28,11*	18,07*
N2	73,11 (Yüzey)/87,76 (Merkez)	-
N4	28,37	6,35
N6	49,31	7,28

* Perlit

Şekil 5 (a-b)'de S ısıtma işlemi uygulanan N1 numunesine ait mikroyapı görüntüleri yer almaktadır. N1 numune mikroyapısı birincil ferrit ve perlit (ikincil ferrit + sementit) fazlarından meydana gelmektedir. Mikroyapıda perlit hacim oranı %28,11, tane boyutu ise 18,07 μm olarak gerçekleşmiş ve perlitin ferrit matris içerisinde homojen bir dağılım sergilediği görülmektedir. Ayrıca S ısıtma işlemi ile sinterleme tam olarak gerçekleşmiş, toz taneleri arasında bağ oluşumu büyük oranda tamamlanmış ve toz temas noktalarında çok az gözenek içermektedir.

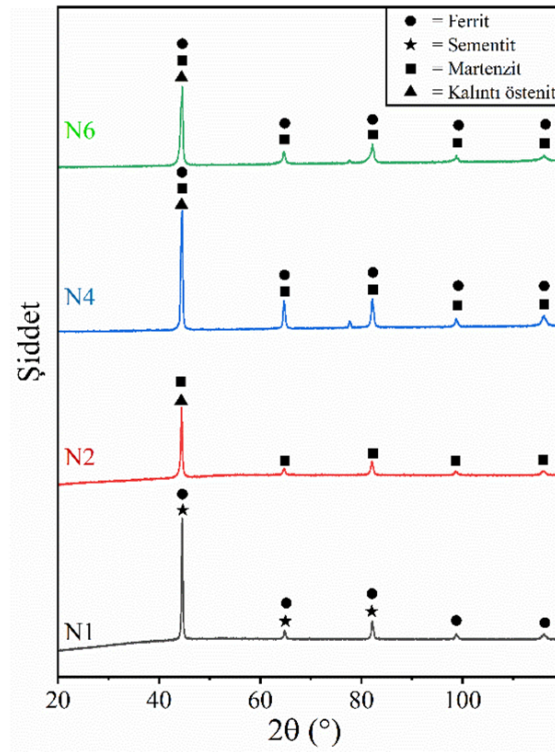
Şekil 5 (c-d-e-f)'de S+N+VK ısıt işlemleri uygulanan N2 numunesine ait mikroyapı görüntüleri yer almaktadır. N2 numunesine ait mikroyapı görüntüleri incelendiğinde karbürleme işlemi düşük basınç vakum karbürleme fırınlarında başarılı bir şekilde gerçekleşmiştir. Bu numunenin (N2) karbürlenmiş yüzey bölgelerinde plaka tipi martenzitin varlığı hakimdir. Mikroyapı %73,11 MHO ve yüksek oranda kalıntı östenit içermektedir (Şekil 5 c). Literatürde; çeliklerdeki yüksek karbon içeriğinin ve karbürlenmiş yüzey bölgelerinin plaka martenzit oluşumuna neden olduğu belirtilmektedir [33, 34]. Yine literatürde, numunelerin karbürlenmiş yüzey bölgelerinde yüksek oranlı kalıntı östenit varlığından bahsedilmektedir [35]. N2 numunesi merkez bölgelerinde ise MHO %87,76 olarak gerçekleşmiş ve çita tipi martenzit içermektedir (Şekil 5 f).



Şekil 5. Isıl işlem proselerine göre optik mikroskop mikroyapı görüntüleri (N1: a-b, N2: c-f, N4: g-i, N6: j-m)

S+N+VK+ÇF ısıt işlemleri uygulanan numunelerden; Şekil 5 (g-h-i)'de 738°C sıcaklıkta ÇF ısıt işlemi uygulanan N4 numunesine ait mikroyapı görüntüleri, Şekil 5 (j-k-l-m)'de 750°C sıcaklıkta ÇF ısıt işlemi

uygulanan N6 numunesine ait mikroyapı görüntüleri yer almaktadır. ÇF ısıtıl işlemi sonrası N4 ve N6 numunelerinin yüksek karbon içeriğine sahip karbürleşmiş yüzey bölgelerinde tamamen martenzit mikroyapısı ve düşük karbon içeriğine sahip merkez bölgelerinde ise ferrit + martenzit fazlarından oluşan çift faz mikroyapı üretimleri başarılı bir şekilde gerçekleşmiştir. Bu sonuç ÇF ısıtıl işlemi sırasında numunelerin yüzey bölgelerinin tamamen östenit faz bölgesinde, merkez bölgelerinin ise ferrit + östenit faz bölgesinde bulunmalarına ve su verme neticesinde östenitin martenzite dönüşümüne atfedilmektedir. Artan kritik tavlama sıcaklığı (KTS) ile beraber numunelerin MHO ve Martenzit Parçacık Boyutu (MPB) artmaktadır. Düşük KTS uygulanan (738°C) N4 numunesi merkez bölgeleri %28,37 MHO içerirken, 6,35 µm MPB'na sahiptir ve martenzit taneleri arasındaki mesafe artmıştır. Yüksek KTS uygulanan (750°C) N6 numunesinde ise MHO %49,31, MPB 7,28 µm olarak gerçekleşmiş, martenzit taneleri arasındaki mesafe kısalmış ve bazı noktalarda taneler arasında bağ oluşumu gerçekleşmiştir. Literatürde, ÇF ısıtıl işlemi sırasında artan KTS ile beraber MHO ve MPB artışı meydana geldiği belirtilmektedir [20, 36, 37]. Martenzit taneleri ferrit matris içerisinde homojen bir dağılım sergilemektedirler. Bu sonuç ön-alaşımli tozların sahip oldukları homojen element dağılımına atfedilmektedir. Literatürde, ön-alaşımli tozların homojen mikroyapı dağılımına neden olduğu belirtilmektedir [38, 39].



Şekil 6. XRD analiz sonuçları.

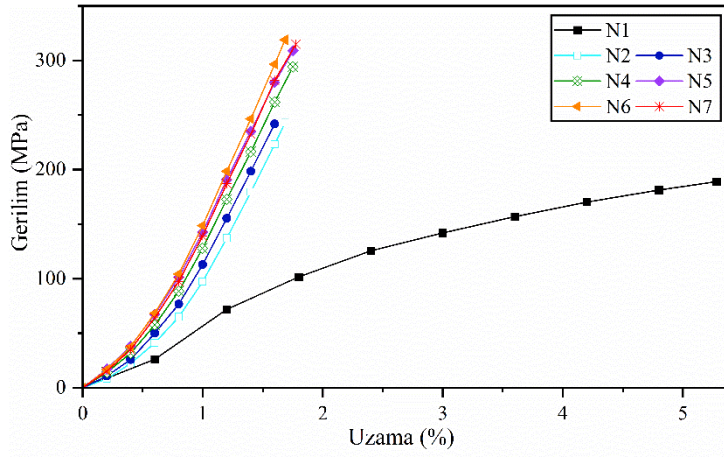
Şekil 6'daki XRD analiz sonuçları incelendiğinde, N1 numunesi XRD grafiklerinin ferrit ve sementit piklerini içerdiği görülmektedir. N1 numunesi IP sonrası sadece S ısıtıl işlemine tabi tutulmuş ve parçalar fırın içerisinde 5°C/dk. soğutma hızında yavaş soğutulmuştur. Bu numune mikroyapısı birincil ferrit + perlit (ikincil ferrit + sementit) fazlarını içermektedir (Şekil 5 a-b). N2 numunesi XRD grafiklerinin martenzit ve kalıntı östenit piklerini içerdiği görülmektedir. N2 numunesi IP sonrasında S+N+VK ısıtıl işlemlerine tabi tutulmuştur. Bu numune mikroyapısı martenzit ve kalıntı östenit içermektedir (Şekil 5 c-f). N4 ve N6 numunelerine ait XRD grafikleri ise ferrit, martenzit ve kalıntı östenit piklerini içermektedir. Bu numuneler (N4 – N6) IP sonrasında sırasıyla S+N+VK+ÇF ısıtıl işlemlerine tabi tutulmuştur. Bu numunelerin karbürleşmiş yüzey bölgeleri martenzit ve kalıntı östenit (Şekil 5 g-j), merkez bölgeleri ise ferrit + martenzit ÇF mikroyapısını içermektedir (Şekil 5 i-m). Şekil 6'daki XRD sonuçları ile Şekil 5'deki mikroyapı sonuçları birbirleri ile paralellik göstermektedir.

3.3. Üç nokta eğme test sonuçları ve kırılma yüzeyi incelemeleri

Ön-alışımli çelik tozlarından üretilen ve farklı ısıl işlem proseslerine tabi tutulan numunelere ait üç nokta eğme test sonuçları Tablo 6'da grafikleri ise Şekil 7'de verilmektedir. Üç nokta eğme testi sonrası numunelerin kırılma yüzeylerine ait FESEM görüntüleri ise Şekil 8'de verilmektedir.

Tablo 6. Üç nokta eğme test sonuçları.

Numune	Üç nokta eğme dayanımı (MPa)	Üniform uzama (%)
N1	189	3
N2	243	-
N3	242	-
N4	294	-
N5	309	-
N6	319	-
N7	315	-

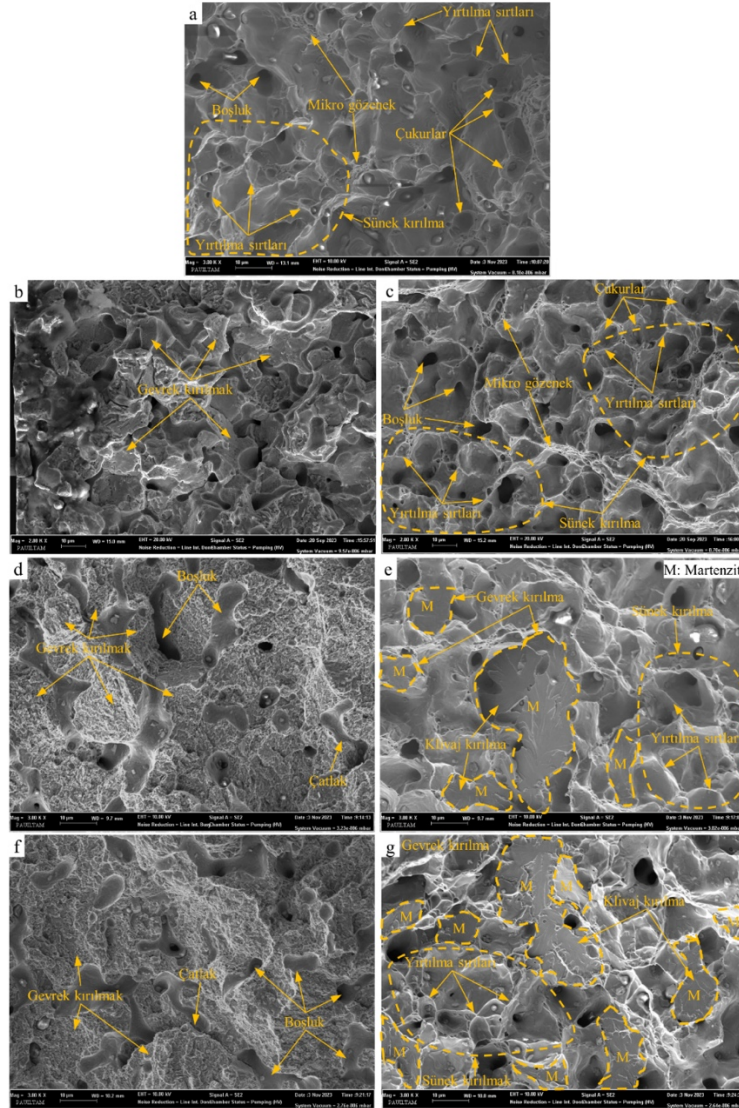


Şekil 7. Numunelere ait üç nokta eğme testi grafikleri.

S ısıl işlemi uygulanan N1 numunesi 189 MPa üç nokta eğme dayanımı ve %3 üniform uzama sergilemiştir. VK ve ÇF ısıl işlemleri numunelerin üç nokta eğme dayanımlarını arttırmış ancak sünekliklerini azaltmıştır. Sırasıyla S+N+VK ısıl işlemleri uygulanan N2 numunesi 243 MPa üç nokta eğme dayanımı sergilemiştir. En yüksek üç nokta eğme dayanımı S+N+VK+ÇF750 ısıl işlemleri uygulanan N6 numunesinde 319 MPa olarak gerçekleşmiştir. S+VK+ÇF738 ısıl işlemleri uygulanan N4 numunesi ise 294 MPa üç nokta eğme dayanımı sergilemiştir. VK ve ÇF ısıl işlem prosesleri sonrası su vermenin neden olduğu mikroyapıdaki martenzitin teşekkülü ve karbürlenmiş yüzey bölgelerinde karbon konsantrasyonunun artışına bağlı olarak martenzitin sertliğindeki artış üç nokta eğme dayanımlarında artışa neden olmuştur [40]. Ayrıca ÇF ısıl işleminin neden olduğu düşük östenitleştirme sıcaklığı, özellikle yüksek karbon içeriğine sahip karbürlenmiş yüzey bölgelerindeki kalıntı östenit miktarını azaltarak martenzit miktarını arttırdığı ve üç nokta eğme dayanımında artışa neden olduğu düşünülmektedir. Literatürde, düşük östenitleştirme sıcaklığının kalıntı östenit miktarını azalttığı belirtilmektedir [41]. Diğer taraftan ÇF ısıl işlemi sonrası mikroyapıdaki yumuşak ferrit fazının varlığı T/M çelik parçaların boşluklarında ve toz birleşim noktalarındaki mikro gözeneklerde teşekkül eden çatlakların ilerleyişini yavaşlatarak üç nokta eğme dayanımında artışa neden olduğu düşünülmektedir. Literatürde, çatlakların sert martenzit fazında hızla ilerlediği belirtilmektedir [22,23]. ÇF ısıl işlemi sırasındaki artan KTS üç nokta eğme dayanımını arttırmaktadır. Bu sonuç artan KTS ile beraber mikroyapıdaki MHO artışına atfedilmektedir. Temperleme ısıl işleminin S+VK ve S+VK+ÇF750 ısıl işlem prosesleri uygulanan N3 ve N7 numunelerin üç nokta eğme dayanımları üzerine kayda değer bir etkisi olmamıştır. Ancak S+VK+ÇF738 ısıl işlem prosesi uygulanan N5 numunesinin üç nokta dayanımında bir miktar artışa neden olmuştur. Bu sonuç S+VK+ÇF738 ısıl işlem prosesi sonrası elde edilen düşük MHO martenzitin karbon içeriğini artırarak sertliğini arttırmıştır. Temperleme ısıl işlemi sonrası yüksek sertliğe sahip martenzitin sertliğinde azalma meydana geldiği ve martenzit tanelerindeki

boşluklarda teşekkül eden çatlakların ilerleme hızının yavaşlayarak üç nokta eğme dayanımında artış meydana geldiği düşünülmektedir.

Numunelere ait kırık yüzey FESEM görüntüleri incelendiğinde; S ısıt işlemleri uygulanan N1 numunesinin sünek kırılma davranışı sergilediği görülmektedir (Şekil 8 a). Bu sonuç S ısıt işlemleri sonrası mikroyapıdaki yüksek orandaki yumuşak ferrit fazının varlığına atfedilmektedir. S+N+VK (N2), S+N+VK+ÇF738 (N4), S+N+VK+ÇF750 (N6) ısıt işlemleri uygulanan numunelerinin karbürleşmiş yüzey bölgelerinde gevrek kırılma izleri görülmektedir (Şekil 8 b-d-f). Karbürleme işlemi sonrası yüzey karbon konsantrasyonundaki artışın yanı sıra VK ve ÇF ısıt işlemleri sırasında östenit faz bölgesinde bulunan bu bölgelerde su verme sonrası sert martenzit fazının teşekkülünün gevrek kırılmaya neden olduğu düşünülmektedir. Literatürde, T/M çelik parçaların karbürleşmiş yüzey bölgelerinde gevrek kırılmanın meydana geldiği ve bunun yüksek karbon içeriğine sahip sert martenzit fazının varlığından kaynaklandığı rapor edilmiştir [25]. N2 numunesi merkez bölgelerinde sünek kırılma izleri içermektedir (Şekil 8 c). Bu sonuç, N2 numunesinin merkez bölgesindeki %0,147 C içeriği nedeniyle martenzitin sertliğinin düşük olması ile açıklanmaktadır. N4 ve N6 numunelerinin merkez bölgelerinde sünek ve gerek kırılma bölgeleri aynı anda görülmektedir (Şekil 8 e-g). Bu sonuç mikroyapıdaki ferrit + martenzit ($\alpha + M$) fazlarının varlığı ile açıklanmaktadır. Yumuşak ferrit fazı sünek kırılmaya neden olurken sert martenzit fazı ise gevrek kırılmaya neden olmaktadır. Daha yüksek MHO'na sahip N6 numunesinde gevrek kırılma alanlarında artış meydana geldiği görülmektedir (Şekil 8 g).



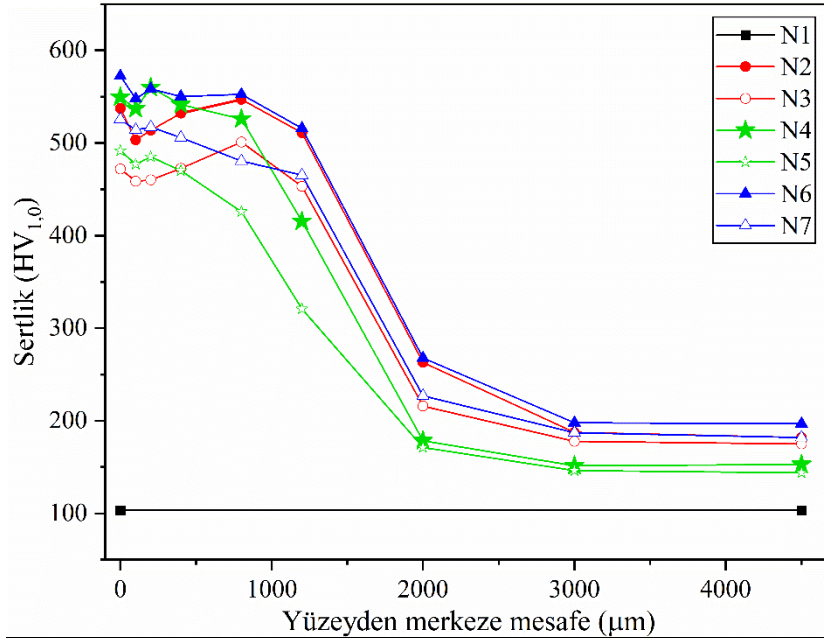
Şekil 8. Üç nokta eğme testi sonrası numunelere ait kırık yüzey FESEM görüntüleri (a: N1, b-c: N2, d-e: N4, f-g: N6).

3.4. Sertlik incelemeleri

Ön-alaşımli çelik tozlardan üretilen numunelere uygulanan farklı ısıl işlemlerin sertlik profilleri üzerine etkileri belirlenmiş ve sonuçları Tablo 7’de, grafikleri ise Şekil 9’da verilmiştir.

Tablo 7. Numunelerin yüzeyden merkeze sertlik sonuçları.

Numune no	Yüzeyden merkeze mesafe (μm)								
	0	100	200	400	800	1200	2000	3000	4500
N1					103,3				
N2	537,31	503,58	513,95	532,38	547,25	511,12	263,13	187,65	182,13
N3	471,80	458,80	460,20	472,46	501,07	453,14	215,90	177,86	175,08
N4	549,45	537,23	559,90	541,73	526,10	415,58	178,52	151,64	152,86
N5	491,62	477,10	485,05	470,15	425,74	320,96	171,28	146,28	143,88
N6	572,28	547,86	558,43	550,26	552,80	515,94	268,06	197,96	196,90
N7	525,50	514,32	517,30	506,04	480,64	465,34	227,18	187,12	181,84



Şekil 9. Numunelerin yüzeyden merkeze sertlik profilleri.

Tablo 7 ve Şekil 9 incelendiğinde, N1 numunesinin 103,3 HV_{1,0} sertliğe sahip olduğu belirlenmiştir. Bu numunenin içerdiği yüksek orandaki ferrit fazı düşük sertliğe neden olmuştur. VK ve ÇF ısıl işlemleri sonrasında numunelerde yüksek yüzey sertlik değerleri elde edilmiştir. En yüksek yüzey sertliği N6 numunesinde 572,28 HV_{1,0} olarak gerçekleşmiştir. ÇF ısıl işlemi VK ısıl işlemine göre numunelerin yüzey bölgelerindeki sertliklerinde bir miktar artış meydana getirmiştir. Bu sonuç, ÇF ısıl işlemi sırasındaki düşük KTS nedeni ile düşük sertleştirme sıcaklığının neden olduğu mikroyapıdaki kalıntı östenit miktarındaki azalmadan kaynaklandığı düşünülmektedir. Numunelerin sertlik profilleri incelendiğinde 100 μm mesafeye kadar azaldıktan sonra bir miktar artış meydana gelmiş ve tekrar azalma eğilimi sergilemişlerdir. Bu sonuç mikroyapıdaki kalıntı östenitin varlığı ile açıklanmaktadır. Karbürlenmiş numunelerin yüzey bölgelerindeki kalıntı östenitin varlığı düşük sertliğe neden olmaktadır [42, 43]. Sertlikteki düşüş 1200 μm mesafeye kadar yavaş, bu mesafeden sonra hızlı bir şekilde gerçekleşmiş ve 2000 μm mesafede tekrar yavaşlamıştır. Merkeze gidildikçe sertlik profilindeki azalmanın nedeni karbürlenmiş numunelerdeki karbon içeriğinin merkeze gidildikçe azalması ve martenzitin sertliğindeki düşüşten kaynaklandığı düşünülmektedir. Literatürde, Yüzey karbürlenmiş T/M çelik parçalarda karbon konsantrasyonu ve sertlik profillerinin merkeze doğru azalma eğilimi sergilediği belirtilmiştir [24,25,44]. 3000 μm mesafeden sonra numunelerin sertlik profilleri yatay bir seyir izlemiştir. Bu sonuç karbürleme işleminin bu bölgelerde etkili

olmamasından kaynaklanmaktadır. En yüksek merkez sertliği N6 numunesinde 196,90 HV_{1,0} olarak gerçekleşmiştir. Bu numunenin içerdi yüksek MHO miktarının sertliğini arttırdığı düşünülmektedir. Temperleme ısısı işlemi numunelerin sertliklerinde düşüşe neden olmuştur. Sertlikteki bu düşüş yüzey bölgelerinde daha yüksek olurken merkez bölgelerinde düşük seviyelerde kalmıştır.

4. Sonuçlar

Ön-alışımli çelik tozlardan üretilen T/M parçalara uygulanan S, VK, ÇF ve T ısısı işlemlerinin numunelerin kimyasal içerik, yoğunluk, mikroyapı, üç nokta eğme dayanımı ve sertlik profilleri üzerine etkileri belirlenmiş ve sonuçlar aşağıda verilmiştir.

- VK ısısı işlemi numunelerin yüzey karbon konsantrasyonunu arttırmış ve yüzeyde %1,174 C elde edilmiştir.
- S ısısı işlemi sonrası numunelerde 7,278 g/cm³ yoğunluk ve %93,24 bağıl yoğunluk elde edilmiştir. VK ısısı işlemi ile yoğunluk 7,294 g/cm³ bağıl yoğunluk ise % 93,49 seviyesine yükselmiş ancak artış sınırlı seviyede kalmıştır.
- VK sonrası uygulanan ÇF ısısı işlemi ile numunelerin yüzey bölgelerinde tamamen martenzit merkez bölgelerinde ise ferrit + martenzitten oluşan çift faz mikroyapısı başarılı bir şekilde üretilmiştir. KTS artışı ile beraber numunelerin merkez bölgelerindeki MHO ve MPB artmıştır. 738°C KTS ile %28,37 MHO ve 6,35 µm MPB, 750°C KTS ile ise %49,31 MHO ve 7,28 µm MPB elde edilmiştir.
- S ısısı işlemi uygulanan N1 numunesi 189 MPa üç nokta eğme dayanımı ve %3 üniform uzama sergilemiştir. VK ve ÇF ısısı işlemleri sonrası numunelerin üç nokta eğme dayanımında artış meydana gelmiş ancak sünek bir davranış sergilememişlerdir. S+N+VK ısısı işlemleri uygulanan N2 numunesi 243 MPa üç nokta eğme dayanımı sergilemiştir. En yüksek üç nokta eğme dayanımı S+N+VK+ÇF750 ısısı işlemleri uygulanan N6 numunesinde 319 MPa olarak gerçekleşmiştir.
- S ısısı işlemi uygulanan N1 numunesi 103,3 HV_{1,0} sertliğe sahiptir. VK ve ÇF ısısı işlemleri sonrası numunelerin sertliklerinde artış meydana gelmiştir. S+N+VK ısısı işlemleri uygulanan N2 numunesi 537,31 HV_{1,0} yüzey, 182,13 HV_{1,0} merkez sertliğine sahiptir. En yüksek sertlik değeri S+N+VK+ÇF750 ısısı işlemleri uygulanan N6 numunesinde 572,28 HV_{1,0} yüzey ve 196,90 HV_{1,0} merkez sertliği olarak gerçekleşmiştir.
- VK ve ÇF ısısı işlemleri uygulanan numunelerin sertlik profilleri, yüzeyden merkeze 100 µm mesafeye kadar azalan, 800 µm mesafeye kadar artan, bu mesafeden yaklaşık 3000 µm mesafeye kadar tekrar azalan ve devamında yatay seyreden bir sertlik profili sergilemişlerdir.
- Numunelerin karbürleşmiş yüzey bölgelerinde kırılmalar gevrek kırılma şeklinde gerçekleşmiştir. Merkez bölgelerinde ise ÇF numunelerinde sünek ve gevrek kırılmanın bir arda gerçekleştiği görülmüştür. MHO artışına bağıl olarak gevrek kırılma alanlarında artış meydana gelmiştir.

Kaynaklar

- [1] Türkmen M, Karabulut H, Erden MA, Gündüz S. Effect of TiN addition on the microstructure and mechanical properties of PM steels. Technological Applied Sciences 2017;12(4): 178-184.
- [2] Nikolaou J, Bourithis L, Papadimitriou G. Selective case hardening of plain steel by carbon alloying with a plasma transferred arc (PTA) technique. J Mater Sci 2003; 38: 2883-2891.
- [3] Sawicki J, Dybowski K, Zgórnjak P. Effect of stages of vacuum carburizing on deformations in splines of steels 16MnCr5, AMS6265 and 17CrNiMo7-6. Met Sci Heat Treat 2021; 62: 572-576.
- [4] Özdeşlik M, Sindel L, Keskin S. Düşük basınç sementasyon ve yüksek basınç gaz ile sertleştirme, Türk Mühendis ve Mimar Odaları Birliği Metalurji ve Malzeme Mühendisleri Odası 2016; 180: 31-36.
- [5] Çavuşoğlu O, Gürün H. Investigation of the effects of deformation speed on the mechanical properties and deep drawing process of DP600 and DP780 sheet metal. Journal of the Faculty of Engineering and Architecture of Gazi University 2014; 29(4): 777-784.
- [6] Dwivedi SP, Sharma S, Srivastava AP, Sethi VA, Mohammed KA, Kumar A, Khan MI, Abbas M, Tag-Eldin EM. Homogeneity, metallurgical, mechanical, wear, and corrosion behavior of Ni and B4C coatings deposited on 304 stainless steels developed by microwave cladding technique. J Mater Res Technol 2023; 27: 5854-5867
- [7] Ali M, Ahmad F, Melor PS, Yahya N, Aslam M. Investigation of boron effect on the densification of Fe-50% Ni soft magnetic alloys produced by powder metallurgy route. Mater Today Proc 2019; 16: 2210-2218.

- [8] Neystani R, Beidokhti B, Amelzadeh M. Fabrication of dissimilar Fe-Cu-C powder metallurgy compact/steel joint using the optimized resistance spot welding. *J Manuf Processes* 2019; 43: 200-206.
- [9] Azevedo JMC, CabreraSerrenho A, Allwood JM. Energy and material efficiency of steel powder metallurgy. *Powder Technol* 2018; 328: 329-336.
- [10] Somunkıran İ, Çelik E, Tunç B, Güneş Ç. Sıcak presleme yöntemi ile üretilen Fe esaslı matriste Ni esaslı süper alaşımların katkı oranlarının etkisi. *Fırat Üniversitesi Müh Bil Dergisi* 2022; 34(2): 817-827.
- [11] Kulkarni H, Dabhade VV. Green machining of powder-metallurgy-steels (PMS): An overview. *J Manuf Processes* 2019; 44: 1-18.
- [12] ASM Handbook, Powder Metallurgy, ASM International, USA, 1998.
- [13] Erdogan A, Kursuncu B, Günen A, Kalkandelen M, Gok MS. A new approach to sintering and boriding of steels “Boro-Sintering”: Formation, microstructure and wear behaviors. *Surf Coat Technol* 2020; 386: 125482.
- [14] Özer EK. Toz metalurjisi yöntemi ile üretilen sade karbonlu çeliklerin statik deformasyon yaşlanması davranışlarının incelenmesi, Yüksek Lisans Tezi, Gazi Üniversitesi, Ankara, 2019.
- [15] Aksöz S, Kaplan Y, Tan E. Boro-sinterleme işleminin ham T/M parçaların mikroyapı ve sertlik özelliklerine etkilerinin incelenmesi, *Journal of Boron* 2019; 4(2): 77-84.
- [16] German RM. Giriş, Toz Metalurjisi ve Parçacık Malzeme İşlemleri, Editörler: Sarıtaş S, Türker M, Duru N. Ankara, Türkiye Toz Metalurjisi Derneği 2007; 1-11.
- [17] Dere MA. Toz metalurjisi ile demir bazlı matrisli TiB₂ takviyeli kompozitlerin üretimi ve karakterizasyonu, Yüksek Lisans Tezi, Akdeniz Üniversitesi, Antalya, 2019.
- [18] Tosangthum N, Morakotjinda M, Krataitong R, Wila P, Yodkaew T, Vetayanugul B, Boontetim W, Tongsri R. Promoting of bainitic transformation in pre-alloyed Fe-Cr-Mo steels with different compositions by nickel additions. *Mater Today Proc* 2018; 5(3): 9351-9358.
- [19] Güral A, Tekeli S, Ando T. Tensile properties of iron-based P/M steels with ferrite+ martensite microstructure. *J Mater Sci* 2006; 41: 7894-7901.
- [20] Tekeli S, Güral A. Microstructural characterisation of intercritically annealed 0,5 wt-%Ni and Mn added steels prepared by powder metallurgy method. *Mater Sci Technol* 2007; 23(1): 72-78.
- [21] Candela N, Plaza R, Rosso M, Velasco F, Torralba JM. Radial crushing strength and microstructure of molybdenum alloyed sintered steels. *J Mater Process Technol* 2001; 119(1-3): 7-13.
- [22] Wang CL, Wang P, Shi ZM. Fatigue properties for sinter-hardened Fe-Ni-Mo-Cu materials. *Mater Sci Forum* 2007; 534: 677-680.
- [23] Mousavinasab S, Blais C. Study of the effect of microstructure heterogeneity on fatigue crack propagation of low-alloyed PM steels. *Mater Sci Eng A* 2016; 667: 444-453.
- [24] Erdogan M, Tekeli S, Pamuk Ö, Erkan A. Surface carburised AISI 8620 steel with dual phase core microstructure. *Mater Sci Technol* 2002; 18(8): 840-844.
- [25] Pamuk Ö, Kaplan Y, Aksöz S. The effect of vacuum-carbosintering on the microstructure and mechanical properties of pre-alloyed powder metallurgy steel parts. *J Mater Eng Perform* 2025; 1-13.
- [26] Mahesh K, Sankaran S, Venugopal P. Microstructural characterization and mechanical properties of powder metallurgy dual phase steel preforms. *J Mater Sci Technol* 2012; 28(12): 1085-1094.
- [27] Güral A., Tekeli S. Microstructural characterization of intercritically annealed low alloy PM steels. *Mater Des* 2007; 28(4): 1224-1230.
- [28] Khamedi R, Fallahi A, Oskouei AR. Effect of martensite phase volume fraction on acoustic emission signals using wavelet packet analysis during tensile loading of dual phase steels. *Mater Des* 2010; 31(6): 2752-2759.
- [29] Höganäs AB. Material and powder properties, Höganäs Handbook 1 for Sintered Components; Sweden, Höganäs AB: 2013; 7-108.
- [30] Kremel S, Danninger H, Yu Y. Effect of sintering conditions on particle contacts and mechanical properties of P/M steels prepared from 3% Cr prealloyed powder. *Powder Metallurgy Progress* 2002; 2(4): 211-221.
- [31] Hu HX, Chen W, Deng C, Yang J. Effect of Fe prealloyed powder and the sintering process on the matrix properties of impregnated diamond bits. *J Mater Res Technol* 2021; 12: 150-158.
- [32] de Oro Calderon R, Gierl-Mayer C, Danninger H. Thermoanalytical techniques for characterizing sintering processes in ferrous powder metallurgy. *J Therm Anal Calorim* 2023; 148(4): 1309-1320.
- [33] Altuntaş O, Güral A. Yüksek karbonlu sinterlenmiş çeliklerin darbe tokluklarına küreselleştirme ısı işlemlerinin etkisinin incelenmesi. *Politeknik Dergisi* 2015; 18(3): 107-112.
- [34] Karagöz Ş, Birbaşar O, Kaya A. Sıcak şerit haddelemede iş merdane malzemeleri ve hadde merdanesi döküm yöntemleri. *Pamukkale Üniversitesi Mühendislik Bilimleri Dergisi* 2009; 15(3): 433-439.
- [35] Roy S, Gould B, Zhou Y, Demas NG, Greco AC, Sundararajan S. Effect of retained austenite on white etching crack behavior of carburized AISI 8620 steel under boundary lubrication. *Tribol Lett* 2019; 67: 1-9.
- [36] Aycan MF. Farklı martenzit hacim oranlarında kırılma tokluğu değerlerinin incelenmesi. *Politeknik dergisi* 2020; 23(2): 277-282.
- [37] Demir B. Investigation of producabil of dual-phase steel from SAE4140 steel, *Teknoloji* 2004; 7(1): 121-127.

- [38] Tan Z, Liu Y, Huang X, Li S. Fatigue behavior of alloy steels sintered from pre-alloyed and diffusion-bonding alloyed powders. *Metals* 2022; 12(4): 659.
- [39] Kulkarni H, Dabhade VV. Machinability of a sinter-hardened powder metallurgy steel: combined analysis of cutting force and chip characteristics. *Powder Metall Met Ceram* 2023; 62(7): 445-458.
- [40] Dong X, Hu J, Wang H, Liu S, Gou Z. A study on carbon concentration distribution and microstructure of P/M materials prepared by carburizing. *J Mater Process Technol* 2009; 209(8): 3776-3782.
- [41] Thelning KE. Kalıntı östenit, Çelik ve Isıl İşlemi Bofors Elkitabı, Çeviren: Tekin A. Türkiye, Hakan ofset, 1984; 19.
- [42] Pöhl F. Local deformation and transformation behavior of retained austenite in 18CrNiMo7-6 after high-carbon carburizing treatment. *Mater Charact* 2020; 167: 110446.
- [43] Guo Q, Liu H, Sun C, Liu H, Cao Y, Wang L, Cai X, Fu P, Wang P, Li D. Effectively improving the hardness-strength-toughness of carburized bearing steel via nanoprecipitates and fine grain structure. *Mater Sci Eng A* 2023; 872: 144961.
- [44] Asi O, Can AÇ, Pineault J, Belassel M. The effect of high temperature gas carburizing on bending fatigue strength of SAE 8620 steel. *Mater Des* 2009; 30(5): 1792-1797.