

Surface Characterization of Electrical Discharge Machined AISI 630 Stainless Steel

Mehmet ALBAŞKARA^{1*}, Zeyni ARSOY^{2,3}, Eyyup GERÇEKÇİOĞLU⁴

^{1*} Afyon Kocatepe University, İncehisar Vocational School, Afyonkarahisar, Turkey, (ORCID: 0000-0001-9484-8368),
albaskara@aku.edu.tr

² Afyon Kocatepe University, Faculty of Engineering, Department of Mining Engineering, Afyonkarahisar, Türkiye (ORCID: 0000-0001-5694-6338), zeyniarsoy@aku.edu.tr

³ Afyon Kocatepe University, Marble and Natural Stone Technology Application and Research Center, Afyonkarahisar, Türkiye (ORCID: 0000-0001-5694-6338), zeyniarsoy@aku.edu.tr

⁴ Erciyes University, Faculty of Engineering, Department of Mechanical Engineering, Kayseri, Turkey, (ORCID: 0000-0002-8418-7364), gercek@erciyes.edu.tr

(First received 20.03.2021 and in final form 18.04.2021)

(DOI: 10.29228/JCHAR.50779)

REFERENCES: Albaşkara, M., Arsoy, Z., Gerçekcioğlu, E. Surface Characterization of Electrical Discharge Machined AISI 630 Stainless Steel. *Journal of Characterization*, Vol 1 (2), 50-60, 2021.

Abstract

AISI 630 (17-4 PH) is a martensitic stainless steel type produced by precipitation hardening heat treatment. It is a material that is difficult to machine with traditional manufacturing methods due to its high strength and hardness. Electrical discharge machining (EDM) is often used as a very effective method for machining hard-to-cut materials. One of the most critical parameters in EDM is discharge current. Surface characterization of the samples which machined at 7A, 12A, 22A current values was performed by surface roughness results, XRD and SEM analysis. As a result of the study, it was seen that the current significantly affects the surface characterization of AISI 630 (17-4 PH) stainless steel with EDM.

Keywords: Electrical Discharge Machining (EDM), 17-4 PH Stainless Steel, Surface Characterization

Elektro Erozyonla İşlenmiş AISI 630 (17-4 PH) Paslanmaz Çeliğinin Yüzey Karakterizasyonu

Öz

AISI 630 (17-4 PH) çökeltme sertleşmesi ısıtılma işlemiyle üretilen bir martenzitik paslanmaz çelik türüdür. Yüksek mukavemet ve sertliğinden dolayı geleneksel imalat yöntemleriyle işlenmesi zor bir malzemedir. Elektro erozyonla işleme (EDM), işlenmesi zor malzemeleri işlemek için çok etkili bir yöntem olarak sıklıkla kullanılmaktadır. Elektro erozyonla işlemede en önemli parametrelerden birisi akımdır. 7A, 12A,

22A akım değerlerinde işlenen numunelerin yüzey karakterizasyonu, çizgisel yüzey pürüzlülüğü sonuçları, XRD ve SEM analizleriyle yapılmıştır. Yapılan analizler sonucunda akımın, AISI 630 (17-4 PH) paslanmaz çeliğin elektro erozyon ile işlenmesinde yüzey karakterizasyonunu önemli ölçüde etkilediği görülmüştür.

Anahtar Kelimeler: Elektro Erozyonla İşleme, 17-4 Ph Paslanmaz Çelik, Yüzey Karakterizasyonu

1. Introduction

AISI 630 (17-4 PH) stainless steel, a type of martensitic stainless steels, is frequently used in many areas such as aviation, food, chemistry, power plants and paper industry due to its superior corrosion resistance and strength properties (Novacki, 2008; Moody, 2017; Mote, 2019). It is called 17-4 PH stainless steel because it contains 17% Cr and 4% Ni and undergoes precipitation hardening heat treatment. Precipitation hardening heat treatment is carried out by impregnating copper in the crystal structure and subjecting it to grain coarsening at specific temperatures. Thus, the strength of the steel can reach the desired values. Table 1 shows the strength values of 17-4 PH stainless steel. It is understood from the table that heat treatment temperatures affect the strength values very much.

Table 1. Mechanical properties of 17-4 PH stainless steel [4].

Properties	Condition						
	A	H900	H925	H1025	H1075	H1150	H1150 - M
UTS (MPa)	1103	1379	1310	1172	1138	1034	945
0.2% YS (MPa)	793	1275	1207	1138	1103	896	765
Elongation, % in 50.8mm	5	9	9	10	11	12	17
Rockwell Hardness C	35	45	43	38	37	33	31

Since they are produced by precipitation hardening heat treatment, their strength values are very high. For this reason, 17-4 PH stainless steel, which is a material that is difficult to cut with traditional machining methods, can be sensitive to high processing temperatures due to the dissolved Cu in its structure. High processing temperatures affect the material properties by causing the Cu atoms to become coarse. For this reason, unconventional machining methods are used to machine 17-4 PH stainless steel. One of the frequently used methods to machine hard-to-cut materials is electrical discharge machining (EDM) (Newman, 2003; Kıyak, 2007; Chandramouli, 2016; Pramanik, 2018; Palanisamy, 2020). Sparks are created at regular intervals by sending electrical currents on a conductive workpiece with the help of an electrode. These sparks melt a tiny area of the base material, and the dielectric fluid moves these chips away from the workpiece, forming the workpiece. One of the most important results in EDM machining is surface roughness. Since the surface roughness is directly affected by the machining parameters, the EDM machine settings can be adjusted according to the desired surface roughness values.

Nagaraju et al. (2020) machined 17-7 PH stainless steel with EDM. They analyzed material removal rate (MRR), surface roughness and overcut outputs using current, pulse on time, voltage and gap parameters. When the results of the experiment conducted according to the Taguchi experiment design are examined, it is seen that the parameter that most affects the surface roughness is the current density.

Balamurugan et al. (2020) analyzed the material removal rate, surface roughness and electrode wear rate results by machining 15-5 PH stainless steel with EDM according to the Taguchi experiment design. They defined three levels for each of the parameters voltage, current, pulse on time, pulse off time, electrode

shape and pressure. As a result of the machining studies, it was determined that the parameter that most affects the surface roughness value in both coated and uncoated copper electrodes is current.

Ablyaz et al. examined the surface characterization of duplex stainless steels after the EDM process using parameters of current, pulse on time, pulse off time, electrode type and dielectric medium. They examined the material removal rate and surface roughness outputs. As a result of the analysis of variance (ANOVA), they determined that the parameters that most affect the surface roughness are electrode type, pulse on time, current, dielectric medium and pulse off time, respectively.

Kumar et al. (2020) machined D3 stainless steel with EDM in their study with the Taguchi experimental design method. By changing the current, pulse on time and voltage parameters, they examined the outputs of MRR, tool wear rate (TWR) and SR. As a result of the ANOVA analysis, the parameters most affecting the surface roughness were found pulse on time, voltage and current, respectively. The reason why the current is the least affecting parameter is thought to be due to the low current values and the fact that there is not much difference between the current levels.

Jampana et al. (2020) machined AISI 630 stainless steel with EDM. Their machining studies with current, pulse on time, pulse off time, and flushing pressure parameters examined the SR and MRR values. As a result of Taguchi analysis, they concluded that the parameter that most affects surface roughness is current.

According to the literature results, the most critical parameter affecting the surface roughness is discharge current in EDM. Therefore, in this study, the effect of different current values on the surface properties of 17-4 PH stainless steel was investigated.

2. Material and Method

2.1. Edm Studies

Ajan 982 model machining device shown in Figure 1 was used for EDM studies. Three samples were machined for each density level. The machining surfaces of the samples and electrodes were subjected to surface preparation processes before each machining operation. Thus, the effect of surface roughness before machining has been eliminated.



Figure 1. EDM Machine.

AISI 630 SS (17-4 PH) was used as the workpiece and a copper alloy was used as the electrode material. The chemical compositions of the workpiece and copper electrode are given in Table 2 and Table 3, respectively. Chemical analysis of the samples (XRF) was performed and compared with the theoretical values (Table 4). A great deal of agreement was observed between the theoretical values and XRF analysis values.

Table 2. Chemical composition of 17-4 PH stainless steel (wt. %)

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb+Ta	Fe
0.07	1.00	1.00	0.040	0.030	15.0	3.0	3.0	0.15	Balance
					17.5	5.0	5.0	0.45	

Table 3. Chemical composition of copper electrode used in machining (wt. %)

Cr	Zr	Cu
1.00	0.1	Balance

Table 4. XRF analysis of 17-4 PH stainless steel (wt. %)

Mn	Si	P	Cr	Ni	Cu	Nb+Ta	Fe
0.45	0.43	0.03	15,72	4.53	3.11	0.29	Balance

Its effect on the machining surface has been investigated by changing the discharge current as of the machining parameter. Parameters such as pulse-on time, pulse-off time, voltage, dielectric fluid and dielectric pressure were kept constant in all experiments. Machining parameters are given in Table 5.

Table 5. Machining parameters

Parameters	Levels
Current	7A, 12A, 22A
Pulse-on Time	50 μ s
Pulse-off Time	25 μ s
Voltage	60 V
Dielectric Pressure	Level 1

2.2. Surface Roughness Studies

Nanovea brand optical profilometer device was used for surface roughness tests (Fig. 2). Linear surface roughness (Ra, Rz) values were calculated from 9 regions for each sample. Thus, it is ensured that craters, debris and mounds caused by EDM do not cause errors in the measurements results.

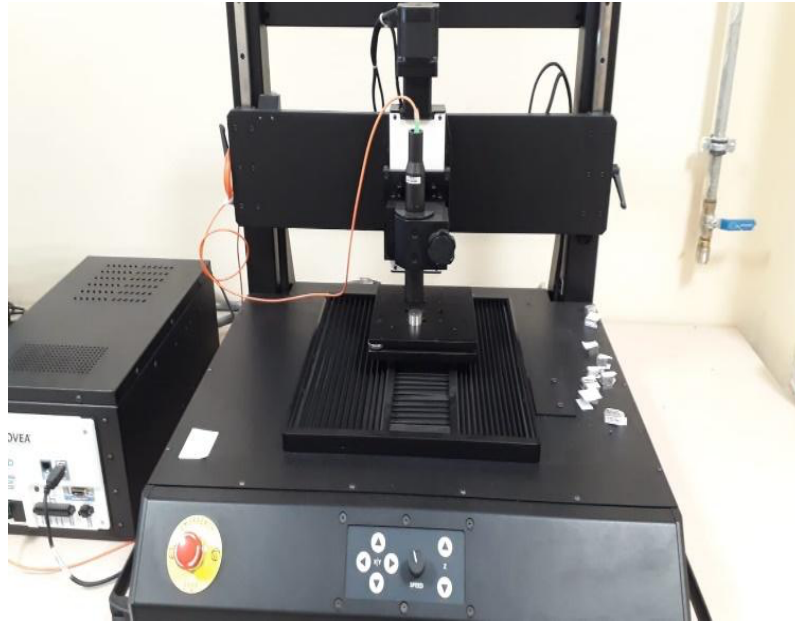


Figure 2. Optical profilometer device.

2.3. XRD and SEM Studies

Due to the partial melting zones and residues formed on the machining surface during EDM, the machining surface may show different characteristics than the main material. XRD experiments were performed on the Bruker Axs D8 Advance model device in order to determine the compounds formed and the mechanisms that cause it.

In order to see the results of the destruction caused by the current on the machining surfaces, SEM images were taken on the Leo 440 model device. Thus, the effects of the current on the machining surface were examined by imaging the structures such as craters, pits and mounds formed on the surface.

3. Results and Discussion

3.1. Surface Roughness Results

The average linear surface roughness (R_a , R_z) obtained from the profilometer device is shown in Table 6. When the results are examined, it is seen that the surface roughness increases as the current increases. The biggest reason for this is that as the current increases, the intensity of the electrical discharges between the electrode and the workpiece also increases. Increasing forceful electrical discharges rip off larger pieces of material, leaving pits, debris and large bumps in the workpiece. Thus, R_a , which is the average value of surface roughness, and R_z , which is the average of the largest hillocks and pits, are higher.

Table 6. Surface roughness vs. current

Current	R_a	R_z
7A	2,847	13,5
12A	4,053	22,1
22A	4,417	26,67

A surface roughness graph for each machining parameter is also given in Fig. 3. As can be seen from the graphs, it is seen that as the current increases, the indentations and protrusions also grow. A direct proportion has been determined between the current and the surface roughness values (Fig. 4-5). When Fig. 4 and 5 are examined, when the current reaches 22A from 12A, the roughness value of Rz showed a sharper increase compared to Ra. This explains that increasing current creates deeper pits and higher peaks in the machining surfaces.

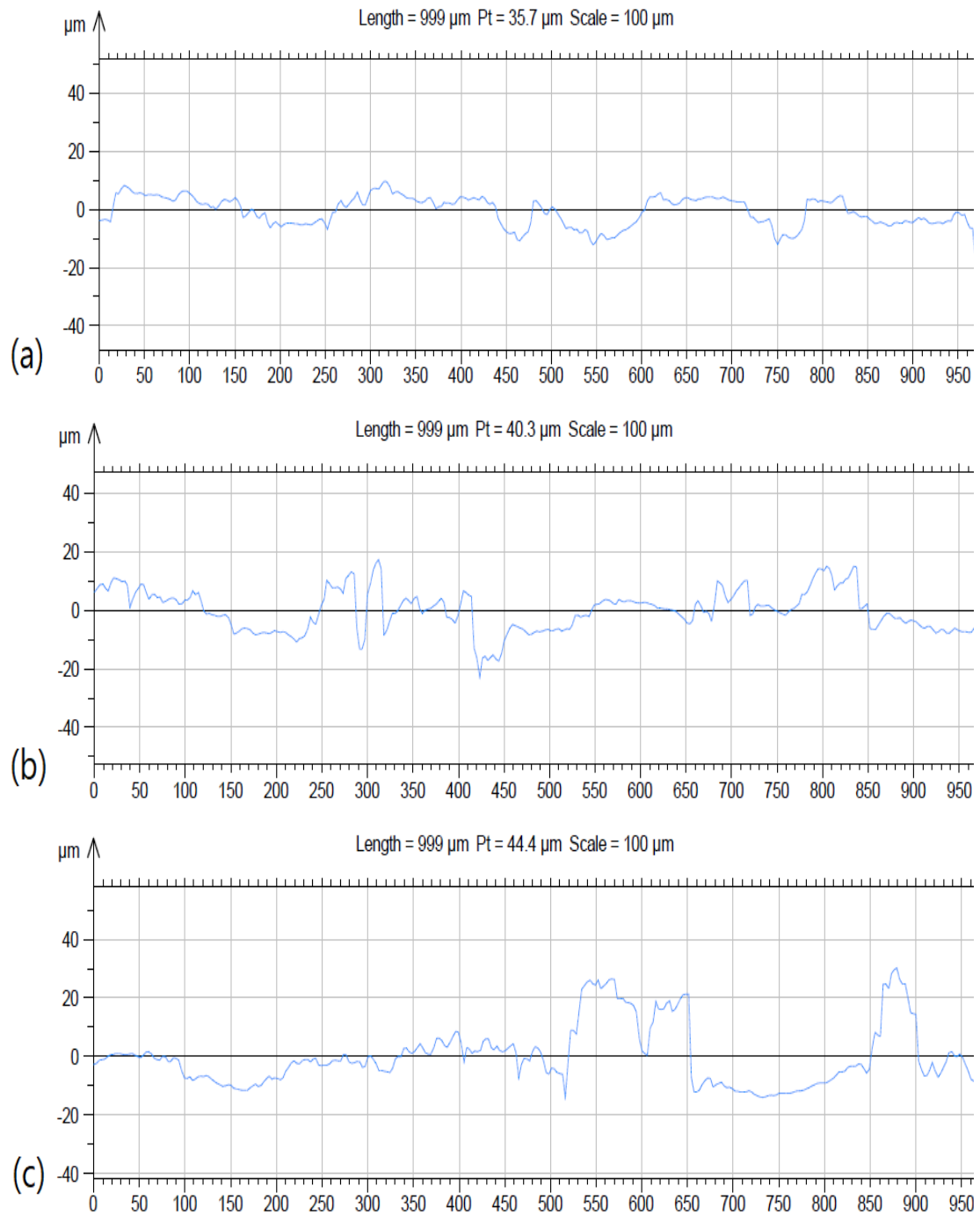


Figure 3. Examples of surface roughness measurement charts of machining surfaces; (a) 7A, (b) 12A, (c) 22A

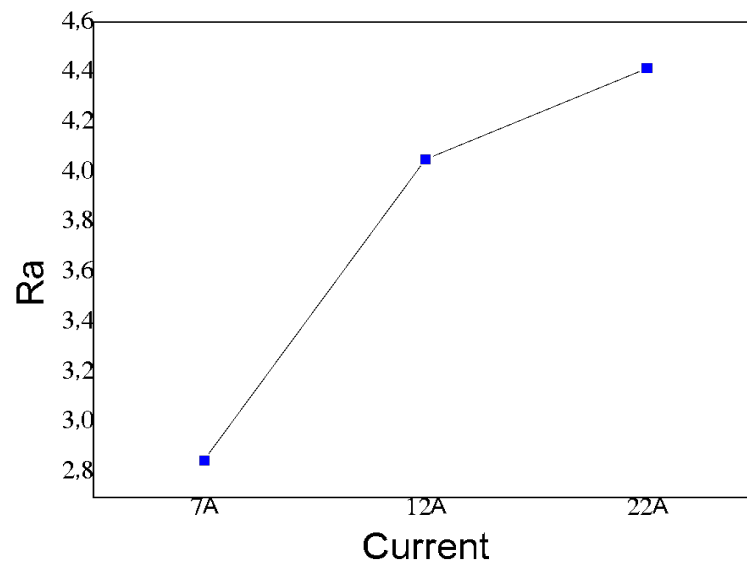


Figure 4. Current vs. Ra

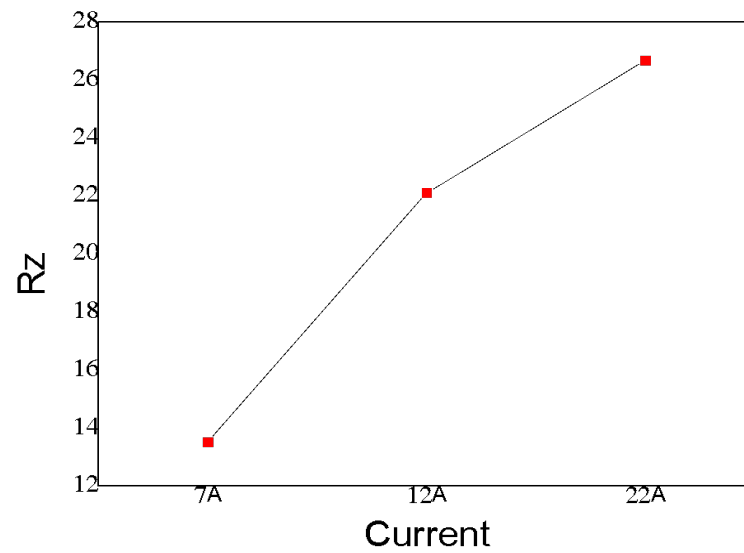


Figure 5. Current vs. Rz

3.2. XRD and SEM Results

The XRD analysis results to determine the compounds formed on the surfaces of stainless-steel samples machined at 7A, 12A and 22 A current intensity are given in Fig. 6. When the XRD analyzes are examined, it is seen that the intensity and sharpness of the peaks increase as the current increases. This shows that the crystallite size grows and expands. It can be interpreted that the rise in the current results in more crystallization on the surface.

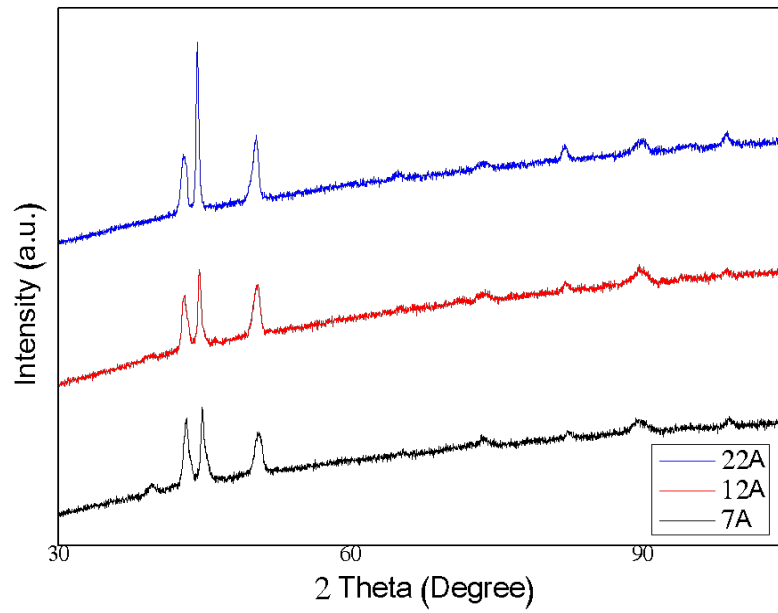


Figure 6. XRD patterns of specimens

SEM images of samples machined with three different parameters are given in Figure 7. All three pictures show melting zones, solidification zones, cracks and craters. Especially due to the high sparking that occurs as the current increases, there are many solidification zones in the 12A and 22A samples. Because increasing current and sparks heat the material more and provide more melting. It was determined from the images that the surface roughness increased due to the higher MRR that occurs as the current increases.

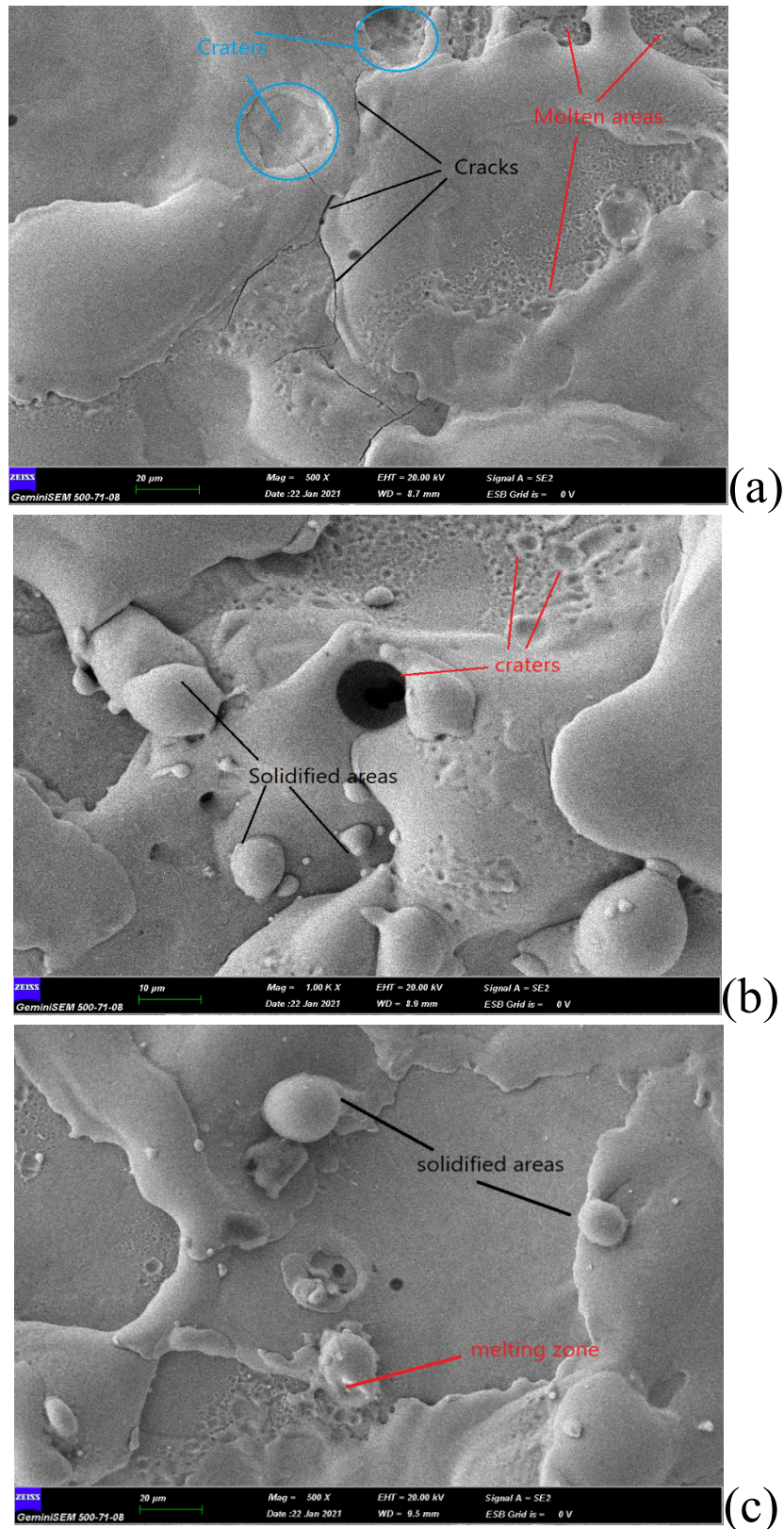


Fig. 7. SEM images of machined surfaces respectively; (a) 7A, (b) 12A, (c) 22A

4. Conclusions and Recommendations

Surface characterization was investigated by machining AISI 630 (17-4 PH) stainless steel with 7A, 12A, 22A current values with EDM. As a result of the characterization studies, the following results have been achieved.

- As the current increased, the surface roughness (Ra, Rz) values also increased. This situation arises from the fact that the current intensity increases the MRR and removes more chips from the workpiece.
- When the current increased from 12A to 22A, the Rz value increased more sharply than Ra. This is because as the current increases, the machining surface causes more indentations and protrusions.
- When the XRD patterns were examined, it was seen that the peaks were sharper and larger as the current increased.
- SEM images showed melting zones, solidification zones, cracks and craters. It is understood from the images that the surface roughness increases as the current increases.

5. Acknowledge

This study was supported by the Erciyes University Scientific Research Coordination Unit (ERUBAP).
Project Number: FDK-2020-9339

6. Declaration of Ethical Standards

The authors of this article declare that the materials and methods used in this study do not require ethical committee permission and/or legal-special permission.

References

- [1] Kochmanski, P. and Nowacki, J., 2008, Influence of initial heat treatment of 17-4 PH stainless steel on gas nitriding kinetics, *Surface & Coatings Technology* 202 (2008) 4834-4838
- [2] Yeli, G., Auger, M. A., Wilford, K., Smith, G. D.W. , Bagot, P. A.J., Moody, M. P., 2017, Sequential nucleation of phases in a 17-4PH steel: Microstructural characterisation and mechanical properties, *Acta Materialia* 125 (2017) 38-49
- [3] Aruna Thakur MukeshTak Rakesh G. Mote, 2019, Electrochemical micromachining behavior on 17-4 PH stainless steel using different electrolytes, *Procedia Manufacturing*, 355-361 Pages,
- [4] <https://www.aksteel.com/sites/default/files/2018-01/174ph201706.pdf>, April, 2021
- [5] Ho, K.H. and Newman, S.T., 2003, State of the art electrical discharge machining (EDM), *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 43 (2003) 1287-1300,
- [6] Kiyak, M., and Çakır, O., 2007, Examination of machining parameters on surface roughness in EDM of tool steel, *Journal of Materials Processing Technology* 191 (2007) 141-144,
- [7] Chandramouli, S. and Eswaraiyah, K., 2016, Modeling of EDM Process Parameters in Machining of 17-4 PH Steel using Artificial Neural Network, *Indian Journal of Science and Technology*, Vol 9(S1),
- [8] Alshemary, A., Pramanik, A.K. Basak, Guy Littlefair, 2018, Accuracy of duplex stainless steel feature generated by electrical discharge machining (EDM), *Measurement*, 130 (2018) 137-144.
- [9] Palanisamy, D., Manikanda, N., Ramesh, R., Kathirvelan, M. and Arulkirubakaran, D., 2020, Machinability Analysis and Optimization of Wire-EDM Textured Conventional Tungsten Carbide Inserts in Machining of 17-4 PH Stainless Steel, *Materials Today*, 2020,

- [10] Nakka Nagaraju, RVNR Surya Prakash, Venkata Ajay Kumar. G. and N.G. Ujwala, Optimization of Electrical Discharge Machining Process parameters for 17-7 PH Stainless Steel by using Taguchi Technique, *Materials Today: Proceedings* 24 (2020) 1541–1551
- [11] Balamurugan, G. and Sivasubramanian, R., 2020, Prediction and Analysis of Electric Discharge Machining (EDM) Die Sinking Machining of PH 15-5 Stainless Steel By Using Taguchi Approach, *Metabk* 59(1) 67-70.
- [12] Timur Rizovich Ablyaz, Evgeny Sergeevich Shlykov, Karim Ravilevich Muratov, Amit Mahajan, Gurpreet Singh, Sandeep Devgan and Sarabjeet Singh Sidhu, Surface Characterization and Tribological Performance Analysis of Electric Discharge Machined Duplex Stainless Steel, *Micromachines*, 2020,
- [13] Khan, F., Kumar, J. and Soota, S., 2020, Optimization of EDM process parameter for stainless steel D3, *Materials Today: Proceedings* 25 (2020) 635–638
- [14] Venkata N. Raju Jampana, P.S.V. Ramana Rao, 2021, Experimental investigation and optimization of die-sinking EDM of grade 630 stainless steel using Taguchi approach, *Materials Today: Proceedings*,

Surface Characterization of Chromized AISI 5115 Steel by Thermo Reactive Diffusion Method

Ibrahim Gunes^{1*}, Atila Gürhan ÇELİK²

^{1*}Giresun University, Civil Engineering Department, 28200, Giresun, Turkey ORCID: 0000-0001-7595-0121
ibrahim.gunes@giresun.edu.tr

²Giresun University, Civil Engineering Department, 28200, Giresun, Turkey ORCID: 0000-0002-0894-9961
atila.celik@giresun.edu.tr

(First received 10.04.2021 and in final form 19.04.2021)

(DOI: 10.29228/JCHAR.50949)

ATIF/REFERENCE: Gunes I., Çelik A.G., Surface Characterization of Chromized AISI 5115 Steel by Thermo Reactive Diffusion, (2021). *Journal of Characterization*, Vol 1 (2), 61-65.

Abstract

In the present study, effect of the thermo reactive diffusion (TRD) chroming process on characterization properties of AISI 5115 steel has been investigated. AISI 5115 steel was chrome plated at 950 C for 2 and 8h by thermo reactive diffusion method with 40% Al₂O₃, 40% ferro-chromium and 20% NH₄Cl powders. The chromium carbide layer was characterized by optical microscopy, X-ray diffraction technique and the micro-hardness tester. X-ray diffraction analysis of chromium carbide layers on the surface of the steels revealed the existence of Cr₃C₂ and Cr₇C₃ compounds. Depending on the chemical composition of substrates, the chromium layer thickness on the surface of the AISI 5115 steel was found to be 17.35±1.4 µm. The hardness of the chromium carbide compounds formed on the surface of the steels ranged from 1674 to 1758 HK_{0.025}, whereas Vickers hardness values of the untreated the steels was 348 HK_{0.025}.

Keywords: AISI 5115, TRD Process, Chromized, Characterization.

Termo Reaktif Difüzyon Yöntemiyle Kromlanmış AISI 5115 Çeliğinin Yüzey Karakterizasyonu

Öz

Bu çalışmada, termo reaktif difüzyon (TRD) yöntemiyle kromlama işleminin AISI 5115 çeliğinin karakterizasyon özelliklerine etkisi araştırılmıştır. AISI 5115 çeliği, %40 Al₂O₃, %40 ferro-krom ve %20 NH₄Cl tozları ile termo-reaktif difüzyon (TRD) yöntemiyle 950 C'de 2 ve 8 saat süreyle krom kaplanmıştır. Krom karbür tabakası optik mikroskop, X-ışını kırınım tekniği ve mikro sertlik test cihazı ile karakterize edilmiştir. Kromlama sonucunda numune yüzeylerinde Cr₃C₂ ve Cr₇C₃ fazları elde edilmiştir. AISI 5115 çeliğinin kimyasal bileşimine ve sıcaklık süresine bağlı olarak krom karbür kalınlığı 6.82±1.15 µm ile 17.35±1.4 µm olarak elde edilmiştir. Çeliklerin yüzeyinde oluşan krom karbür bileşiklerinin sertliği 1674 ile 1758 HK_{0.025} arasında değişirken, herhangi bir işlem görmemiş çeliğin sertlik değeri 348 HK_{0.025}'dir.

Anahtar Kelimeler: AISI 5115, TRD İşlemi, Krom Kaplama, Karakterizasyon.

1. Introduction

Protection of metals with metal plating is a very common practice as they are more durable, more decorative and provide better protection against corrosion. One of the methods used in coating metal with metal is the thermo reactive diffusion process. Thermo-reactive diffusion process; It is a method in which hard layers with high wear resistance such as carbide, nitride and carbo-nitride are formed on the surface of steel materials. In the TRD process, carbon and nitrogen in steel and base material are diffused with carbide or nitride forming elements such as vanadium, niobium, tantalum, chromium, molybdenum or tungsten to form a deposited layer [1]. Depending on the base carbon content in the hard metallic coating metal layer in the amount of low-carbon (aluminum, chromium, titanium, boron), while the high carbon content depending on the kind of the ferro-alloys used ceramic based layers (chromium carbide, titanium carbide, vanadium carbide) is obtained. Carbon and nitrogen, which diffuse to metals, react intensely with carbide and nitride forming elements to form carbide and nitride coatings that are metallurgically bonded on the substrate surface. The TRD process is unlike conventional surface hardening methods. Because in traditional surface hardening methods, carbon and nitrogen are diffused from outside in order to harden the surface of the base material. Although the TRD Process is not similar to the conventional diffusion method, the coating layer is formed on the surface of the substrate in the TRD process. The coating layer thicknesses obtained in the TRD process can be achieved by using CVD or PVD techniques. By comparison, the thickness of the CVD coatings is close to the thicknesses of the coatings obtained in the TRD process [2,3]. The carbide layer can be formed in four different environments by thermo-reactive diffusion. Solid medium carburizing, fluidized bed carburizing, carburizing by precipitation in the gas phase, carburizing in liquid medium. Solid medium carburizing; It takes place by keeping the material whose surface will be carburized in a powdered carbide-forming medium at temperatures between 850–1050 ° C for 10–30 hours. This method, similar to box cementation, can be performed in an inert gas atmosphere or in tightly sealed boxes in normal atmosphere [4,5]. The components of the carburizing medium consist of a carbon-containing compound, as well as a carbide forming element, activator, and filler material. Carbide forming elements are Cr, Mo, W, Nb, Zr, Ta, Tive Si. The carburizing process in the fluidized bed system is carried out at temperatures between 900–1200 ° C in a fluidized environment with ceramic carbide powders varying in size from 100–200 µm placed in a closed environment and an inert gas mixture fed from the bottom [6]. The TRD Process experimental equipment is simple, low cost, selective carbide coating enables uniform coating in the indented area allows long bath and mold life, easy to clean of the adhering powder, preservative does not require atmosphere, the lack of waste and toxic gas does not harm the environment and labor saving provides.

In this study, chromium carbide phases, coating layer thickness, surface roughness and microhardness were investigated on the surface of AISI 5115 steel, which is Cr coated with TRD method.

2. Material and Method

The AISI 5115 steel essentially contained 0.2 wt.% C, 0.95 wt.% Cr, 1.2 wt.% Mn and 0.35 wt.% Mn. AISI 5115 steel, cut in the dimensions of Ø12 x 10 mm dimensions, ground up to 1000G and polished using diamond solution and are chromized with 40% Al₂O₃, 40% ferro-chromium and 20% NH₄Cl powders in a stainless steel box with thermo-reactive diffusion method (TRD) for 2 and 8 hours at 950 °C. The microstructures of polished and etched cross-sections of the specimens were observed under a Nikon MA200 optical microscope. The presence of borides formed in the coating layer was confirmed by means of X-ray diffraction equipment using Cu K α radiation. The hardness measurements of the boride layer on each steel and untreated steel substrate were made on the cross-sections using a Micro Knoop indenter with a 25 g load.

3. Results and Discussion

3.1. Characterization of coatings

Figure 1 shows the optical microstructures of AISI 5115 steel chromed at 900 °C for 2 and 8 h. As a result of the chroming process with the TRD method, a chromium carbide layer has formed on the steel surfaces. The chromium carbide layer is a very hard phase. Chromium carbide layer thickness increased with increasing TRD process temperature (Table 1). Chromium carbide layer thickness of TRD chromized AISI 5115 steel at 950 °C for 2 and 8h were obtained $6.82 \pm 1.15 \mu\text{m}$ and $17.35 \pm 1.4 \mu\text{m}$, respectively.

The hardness values of the chromided samples increased due to the TRD chromium carbide phases. While the lowest surface hardness value was observed in the sample chromized with 1674 HK_{0.025} for 2h at 950 °C, the highest hardness value was observed in the sample chromized with 1758 HK_{0.025} for 8h at 950 °C. The hardness value of the untreated sample is 348 HK_{0.025}. Chroming process increased the roughness values of the samples. The surface roughness of the sample was obtained after chroming at 950 °C for 2h and 8h, $0.454 \pm 0.08 \mu\text{m}$ and $0.418 \pm 0.07 \mu\text{m}$, respectively.

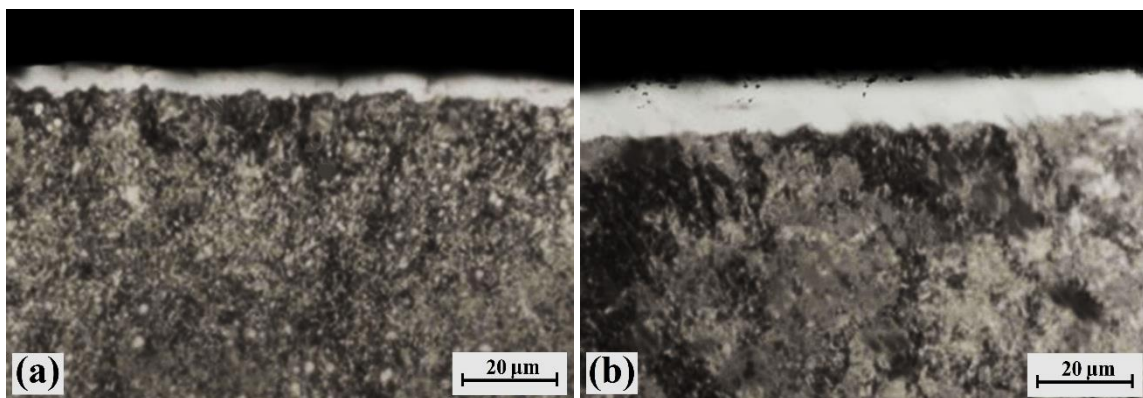


Figure 1. The cross section microstructure of TRD chromized AISI 5115 steel, a) 950 °C-2h, b) 950 °C-8h

Table 1. Microhardness, coating layer thickness and surface roughness values of TRD chromized AISI 5115 steel

	Layer thickness, (μm)	Microhardness ($\text{HK}_{0.025}$)	Surface roughness, Ra (μm), untreated	Surface roughness, Ra (μm), treated
950 °C - 2h	6.82 $\pm$ 1.15	1674	0,265 $\pm$ 0.04	0.454 $\pm$ 0.08
950 °C - 8h	17.35 $\pm$ 1.4	1758	0.291 $\pm$ 0.02	0.418 $\pm$ 0.07

Figure 2 shows XRD analysis of diffusion coatings formed on steels. As seen in Figure 2, Cr_3C_2 and Cr_7C_3 chromium carbide were obtained in 2 and 8h chrome plated layer at 950 °C. The chromium layer consists of Cr_3C_2 and Cr_7C_3 carbides in samples subjected to chroming surface treatment at 950 °C for 2 and 8 hours. The dominant phase is Cr_3C_2 carbide.

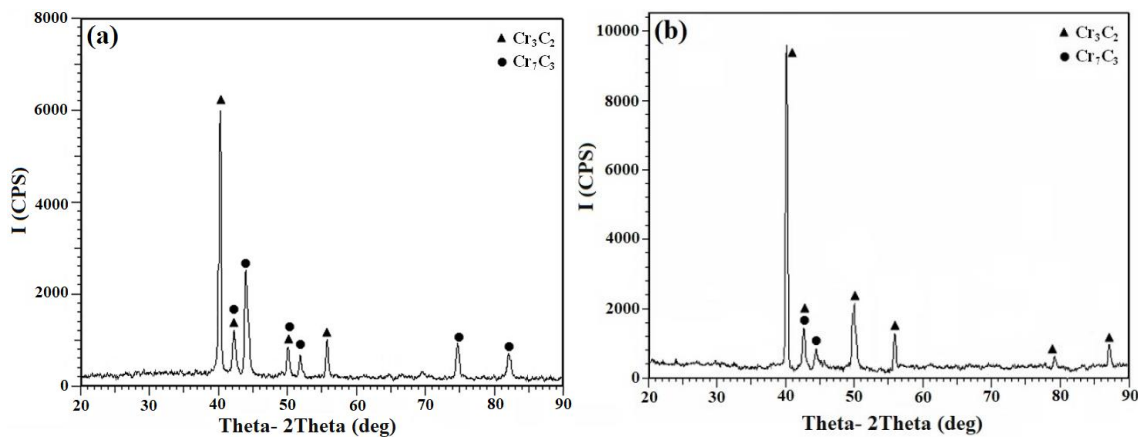


Fig. 2. XRD patterns of TRD chromized AISI 5115 steel) 950 °C - 2h, b) 950 °C - 8h

4. Conclusions

The results obtained from this study are as follows. Depending on the process time, temperature and chemical composition of substrates the depth of the TRD chromium carbide layer ranged from 6.82 $\pm$ 1.15 to 17.35 $\pm$ 1.4 μm . The multiphase TRD chromium coatings that were thermo chemically grown on the steel was constituted by the Cr_3C_2 and Cr_7C_3 phases. Chromium carbide layer thickness increased with increasing chroming temperature. The surface hardness of the TRD chromized steel was in the range of 1674-1758 $\text{HK}_{0.025}$, while for the untreated the steel substrate it was 348 $\text{HK}_{0.025}$. TRD Chroming process increased the roughness values of the samples.

References

- [1] K. Gholamreza, P. Hesam, “Computer-aided modeling for predicting layer thickness of a duplex treated ceramic coating on tool steels,” *Ceramics International*, vol. 40, pp. 5515-5522, 2014. <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2013.10.141>
- [2] Heat Treatment”, *Metals Handbook.*, 9th Edition, vol. 4, pp. 27-226, Ohio, 1981.
- [3] I. Gunes, “Tribological properties and characterisation of plasma paste borided AISI 5120 steel”, *Journal of the Balkan Tribological Association*, vol. 20, 351-361, 2014.
- [4] Baldi, A.L., Wynewood, P., 1980, Modified Diffusion Coating of the Interior of a Steam Boiler Tube, U:S: Patent 4, 208, 453.
- [5] J. Jurkov, G.A. Melnichuk, N.V. Stepanova, “Composition for Depositing Diffision Carbide Coatings on Iron-Carbon Alloys Articles,” U.S. Patent 4.765.840, 1988.
- [6] Öktem, Z., Çapan, L., Çep, H., 1994, “Termoaktif Difüzyon Yöntemiyle Çelik Yüzeylerin Karbür Kaplanması”, *Metal Dünyası Dergisi*, Sayı 19, 1994.

Surface Characterization of Borided S220 Rebar

Ibrahim Gunes^{1*}, Atila Gürhan ÇELİK²

^{1*}Giresun University, Civil Engineering Department, 28200, Giresun, Turkey orcid id: 0000-0001-7595-0121
ibrahim.gunes@giresun.edu.tr

²Giresun University, Civil Engineering Department, 28200, Giresun, Turkey orcid id: 0000-0002-0894-9961
atila.celik@giresun.edu.tr

(First received 23.04.2021 and in final form 24.04.2021)

(DOI: 10.29228/JCHAR.51041)

REFERENCE: Surface characterization of borided S220 rebar, (2021) *Journal of Characterization*, 1(2), 66-70.

Abstract

In this study, the surface characterization properties of borided S220 rebar were investigated. Rebar was borided at 870 and 920°C for 2 and 6h by Ekabor II boron powders. Borided rebar surface properties were examined using optical microscope, XRD and microhardness tests and surface profilometry. X-ray diffraction analysis of boride layers on the surface of the rebars revealed the existence of FeB and Fe₂B compounds. Depending on the chemical composition of substrates, the boride layer thickness on the surface of the S220 rebar was found to be 64.28 µm. The hardness of the boride compounds formed on the surface of the steels ranged from 1472 to 1674 HV_{0.05}, whereas Vickers hardness values of the untreated the steels was 142 HV_{0.05}. As a result of the boronization process, the thickness of the boride layer, hardness and the surface roughness increased depending on the temperature and time.

Keywords: S220 Rebar, Boriding, Microhardness, Surface Roughness.

Borlanmış S220 İnşaat Demirinin Yüzey Karakterizasyonu

Öz

Bu çalışmada, borlanmış S220 donatıların yüzey karakterizasyon özellikleri incelenmiştir. İnşaat demiri 870 ve 920°C’de 2 ve 6 saat süreyle Ekabor II bor tozu ile borlanmıştır. Borlanmış inşaat demirinin yüzey özellikleri, optik mikroskop, XRD, mikrosertlik ve yüzey profilometrisi kullanılarak incelenmiştir. XRD analizi sonucunda inşaat demiri yüzeyindeki borür tabakalarında FeB ve Fe₂B fazları elde edilmiştir. Çeliğin kimyasal bileşimine bağlı olarak, S220 inşaat demiri yüzeyindeki borür tabakası kalınlığı 64,28 µm olarak bulunmuştur. Çeliklerin yüzeyinde oluşan borür tabakalarının sertlikleri 1472 ile 1674 HV_{0.05} arasında değişirken, herhangi bir işlem görmemiş çeliğin Vickers sertlik değeri 142 HV_{0.05}’tir. Borlama işlemi sonucunda sıcaklığa ve zamana bağlı olarak borür tabakasının kalınlığı, sertliği ve yüzey pürüzlülüğü artmıştır.

Anahtar Kelimeler: S220 Rebar, Borlama, Mikrosetlik, Yüzey Pürüzlülüğü.

1. Introduction

Rebar is a specially shaped steel that is placed in concrete in reinforced concrete structures in order to meet tensile stresses and shear problems. Iron is the most common metal in the earth's crust. Ferrous metals are obtained from iron ore and are rarely found in elemental form in nature. The metallic iron to obtain material in the ore have to be removed by chemical reduction. Iron is used to make steel, which can actually be considered a largely carbon alloy. Rebar is one of the most important materials used in construction. Ribbed iron is a type of iron that increases resistance. It has recesses and protrusions on it. In this way, it holds the concrete more tightly. Ribbed rebar contains Carbon and Manganese elements and the carbon ratio should not be over 25 percent [1].

Boriding is a thermochemical surface treatment, a diffusion process similar to carburizing and nitriding in that boron is diffused into a metal base. Like other treatments involving diffusion, the substrate to be treated must be in contact with a boronaceous substance in the form of a solid powder, paste, plasma paste, liquid, or gas and held at high temperatures (700–1200°C). Under these conditions, boron atoms diffuse from the surface into the metal lattice, forming borides with the atoms of the substrate and alloying elements, promoting the formation of the borided layer. Fluidized bed techniques can also be used for boriding. Other means to promote boride layer deposition without using thermochemical activation are plasma vapor deposition (PVD), ion implantation, and plasma spray [2,3].

The main objective of this study was to investigate of the surface characterization properties of borided S220 Rebar. Surface properties of borided rebar were investigated using optical microscopy, XRD and microhardness tests and surface profilometer.

2. Material and Method

The S220 rebar essentially contained 0.25 wt.% C, 1.20 wt.% Mn and 0.05 wt.% Si. Samples cut in Ø12x10mm dimensions by machining processes were prepared metallographically. The boriding heat treatment was carried out in a solid medium containing an Ekabor-II powder mixture placed in an electrical resistance furnace operated at the temperature of 870°C and 920°C for 2 and 6h under atmospheric pressure. The microstructures of polished and etched cross-sections of the specimens were observed under a Nikon MA100 optical microscope. The presence of borides formed in the coating layer was confirmed by means of X-ray diffraction equipment using Cu K α radiation. The hardness measurements of the boride layer on each steel and untreated steel substrate were made on the cross-sections using a Vickers indenter with a 50 g load.

3. Results and Discussion

The cross-sections of the optical micrographs of the borided S220 rebars at the temperature of 870°C and 920°C for 2h and 6h are shown in Figure 1. As can be seen, the borides formed on the steel substrate have a smooth morphology. Depending on the chemical composition of substrates and boriding time, the boride layer thickness on the surface of the rebar ranged from 18.47 μm and 64.28 μm . Boride layer thickness, micro hardness and surface roughness of borided rebars are shown in Table 1. Boride layer thickness and surface roughness increased depending on the temperature and time.

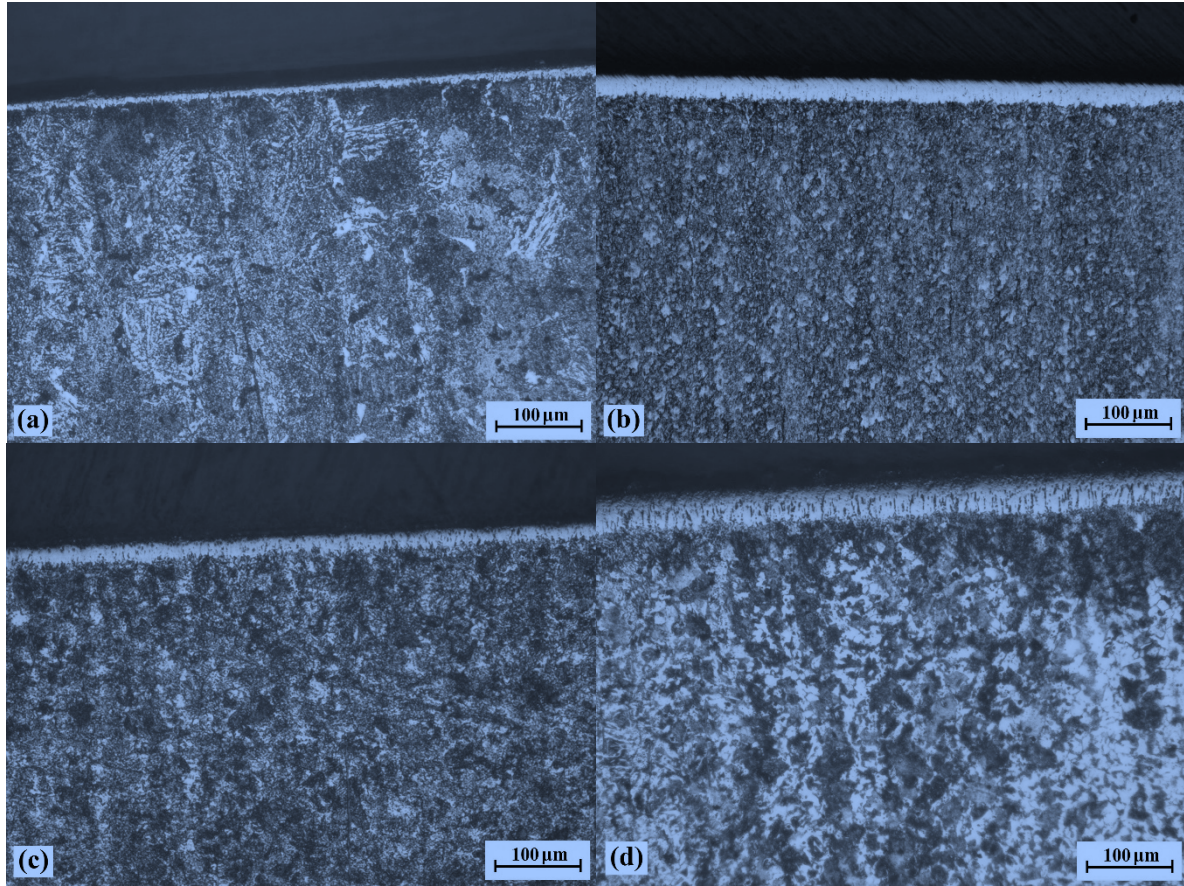


Figure 1. The cross-section of borided S220 rebar, a) 870°C-2h, b) 870°C-6h, c) 920°C-2h, d) 920°C-6h

Table 1. Microhardness, coating layer thickness and surface roughness values of borided S220 rebar

	Layer thickness, (μm)	Microhardness ($\text{HK}_{0.025}$)	Surface roughness, Ra (μm), untreated	Surface roughness, Ra (μm), treated
870 °C - 2h	18.47 ± 1.6	1472	0.151 ± 0.01	0.208 ± 0.02
870 °C - 6h	45.82 ± 2.7	1584	0.168 ± 0.03	0.321 ± 0.07
920 °C - 2h	37.65 ± 2.1	1545	0.134 ± 0.02	0.274 ± 0.05
920 °C - 6h	64.28 ± 3.5	1674	0.179 ± 0.05	0.396 ± 0.09

XRD results showed that boride layers formed on the rebar the FeB and Fe₂B compounds, see Fig. 2. The boron rich FeB phase (containing approx. 16.23 wt.% B) is not desirable because FeB is more brittle than the iron subboride Fe₂B phase (containing approx. 8.83 wt.% B) [4]. Thus, the obtained boride layer is either single-phase (Fe₂B only) or double-phase (FeB and Fe₂B). Generally, a single-phase layer of Fe₂B boride is preferred to the double-phase layer for two main reasons: the important brittleness of the FeB phase and the large difference between the expansion coefficients of the two kinds of borides (FeB = $23 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, Fe₂B = $7.85 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$) [5].

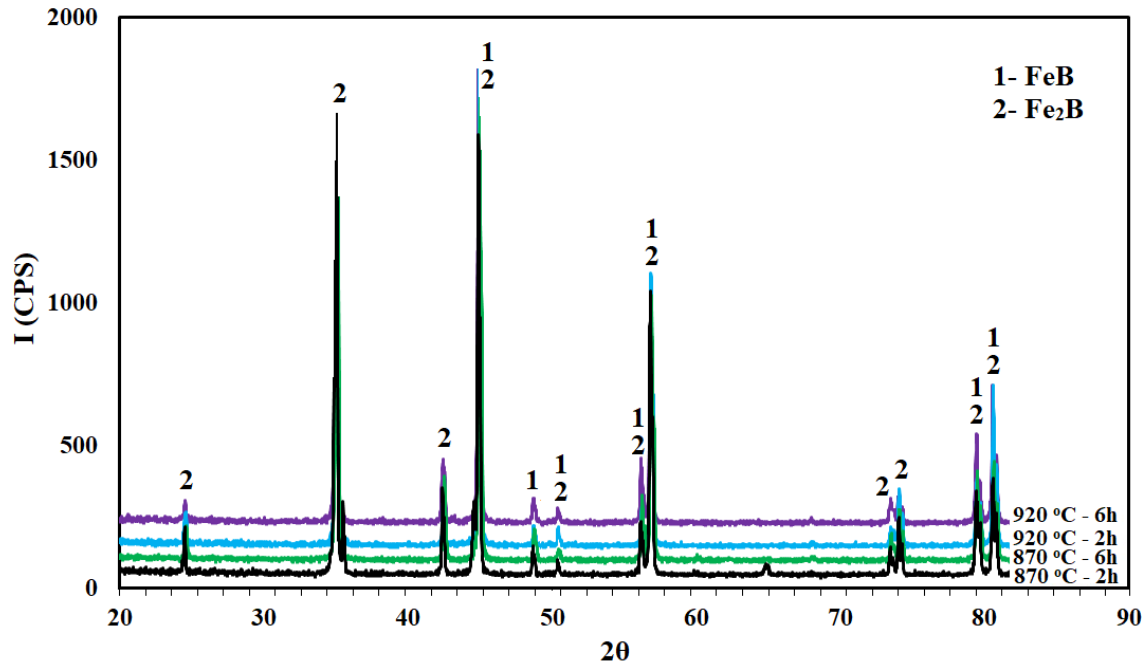


Figure 2. X-ray diffraction patterns of borided rebar, a) 870°C-2h, b) 870°C-6h, c) 920°C-2h, d) 920°C-6h

The hardness of the boride compounds formed on the surface of the rebars ranged from 1472 to 1674 HV_{0.05}, whereas Vickers hardness values of the untreated rebars was 142 HV_{0.05} (Figure 3). The hardness values of the boron rebars increased due to the boron phases. When the hardness of the boride layer is compared with the matrix, boride layer hardness is approximately eleven times greater than that of the matrix. The hardness values of the boron rebars increased due to the boron phases. Similar results were obtained in the literature [6-8].

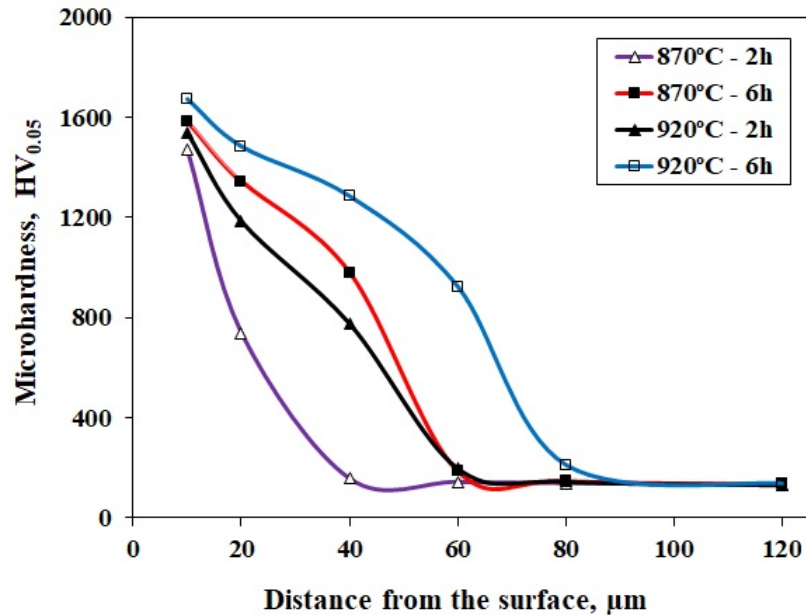


Figure 3. The variation of hardness depth in the borided DIN X165CrMoV12 steel.

4. Conclusions and Recommendations

The results obtained from this study are as follows. Depending on the boriding temperature and times, the thickness of borides formed on the surface of borided rebars ranges from 18.47 to 64.28 μm . In XRD analysis, FeB and Fe₂B phases were obtained on borided rebar. The surface hardness of the borided rebar was in the range of 1472 to 1674 HV_{0,05} while for the untreated the rebar substrate it was 142 HV_{0,05}. Boride layer thickness and surface roughness increased depending on the temperature and time.

References

- [1] <https://satirogluyapi.com.tr/?h1278/nervurlu-insaat-demiri>
- [2] L. C. Casteletti, A. N. Lombardi, G. E. Totten, "Boriding" In: Q.J. Wang, Y. W. Chung (eds) Encyclopedia of Tribology. Springer, Boston, MA, 2013.
- [3] I. Gunes, Wear Behavior of Plasma Paste Boronized of AISI 8620 Steel with Borax and B₂O₃ Paste Mixtures, Journal of Materials Science & Technology, vol. 29, 662-668, 2013.
- [4] V. Jain, G. Sundararajan, "Influence of the Pack Thickness of the Boronizing Mixture on the Boriding of Steel", Surface and Coatings Technology, vol. 149, 21-26, 2002.
- [5] O. Allaoui, N. Bouaouadja, G. Sainderran, "Characterization of boronized layers on a XC38 steel", Surface and Coatings Technology, vol. 201, 3475-3482, 2006.
- [6] Kulka, M., Makuch, N., Pertek, A., Microstructure and properties of laser-borided 41Cr4 steel, Optics & Laser Technology, vol.45, 308-318, 2013.
- [7] I. Gunes, I. Yıldız, Rate of growth of boride layers on steels, Oxidation Communications, vol. 38(4A), 2189-2198, 2015.
- [8] A.G. Çelik, "Characterization of Borided DIN X165CrMoV12 Steel", El-Cezeri Journal of Science and Engineering, vol. 5, 904-908, 2018.

Grafen Nanotabaka Katkılı Alümina Esaslı Kompozit Üretimi ve Karakterizasyonu

Ismail Yıldız^{1*}, Atilla Evcin², Emine Çelmeli³, Ismail Gündüz⁴

^{1*}Afyon Kocatepe University, İncehisar Voluntary School, 03750, Afyonkarahisar, Turkey orcid id:0000- 0002- 9207-591x
iyildiz@aku.edu.tr

² Afyon Kocatepe University, Materials Science and Engineering Department, 03200, Afyonkarahisar, Turkey orcid id: 0000-0002-0163-5097 evcin@aku.edu.tr

³ Afyon Kocatepe University Graduate School of Natural and Applied Sciences Department of Nanoscience and Nanotechnology, 03200, Afyonkarahisar, Turkey (ORCID: 0000-0003-0921-3881), eminecelmeli07@gmail.com

⁴ Afyon Kocatepe University Graduate School of Natural and Applied Sciences Department of Nanoscience and Nanotechnology, 03200, Afyonkarahisar, Turkey (ORCID: 0000-0001-9345-3137), igunduz@gmail.com

(İlk Geliş Tarihi 24.04.2021 ve Kabul Tarihi 06.05.2021)

(DOI: 10.29228/JCHAR.51259)

ATIF: Yıldız I., Evcin A. Çelmeli E., Gündüz I., Grafen Nanotabaka Katkılı Alümina Esaslı Kompozit Üretimi ve Karakterizasyonu, Journal of Characterization, Vol 1 (2), 71-80, 2021.
<http://dx.doi.org/10.29228/JCAR.51259>

Öz

Bu çalışmada grafen nanotabaka (GNP) katkı alümina esaslı nanokompozit malzemelerin karakterizasyon özellikleri araştırılmıştır. Nanokompozit malzemelerin üretiminde toz metalürjisi yöntemi kullanılmıştır. %1, 2 ve 3 GNP katkı alümina esaslı tozlar bilyeli karıştırıcıda 24 saat süreyle homojen bir şekilde karıştırılmıştır. Karışan tozlar tek eksenli preste dikdörtgen hacimli kalıp içerisine dökülerek yaklaşık olarak 200 bar basınç altında şekillendirilmiştir. Elde edilen numunelere kapalı fırın ortamında 1300 °C sıcaklıkta 4 saat süreyle ısıtım işlemi uygulanmıştır. Bu işlem sonrasında ise sırasıyla % su emme, bulk yoğunluk ve % gözeneklilik testlerinin yanı sıra mekanik test olarak basma testi yapılmıştır. Yapı içerisindeki tane boyutu ve dağılımları ise SEM-EDX analizleri gerçekleştirilerek belirlenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Grafen, alümina, bulk yoğunluk.

Production and Characterization of Graphene Nanoplatelet-Doped Alumina-Based Composite

Abstract

This study, investigated the characterization properties of graphene nanoplatelet (GNP)-doped alumina-based nanocomposite materials. The Powder metallurgy method has been used in the production of nanocomposite materials. Alumina-based powders with 1, 2, and 3% GNP were mixed homogeneously in

a ball mixer for 24 hours. The mixed powders are poured into a rectangular mold in a uniaxial press and formed under approximately 200 bar pressure. The samples were heat-treated at 1300 °C for 4 hours in a closed oven environment. After this process, density, % water absorption, bulk density, and % porosity tests were performed, as well as compression test as mechanical test. Grain size and distribution within the structure determined by SEM-EDX analysis.

Keywords: Graphene, alumina, bulk density.

1. Giriş

Toz metalürjisi (TM), metal ve seramik esaslı çok küçük tozları birbirine bağlayarak parça hâline getirme işlemidir. Aynı zamanda bu tozların geometrik şekle sahip olması için bir kalıp içerisine dökülüp, belirli bir basınç altında şekillendirildikten sonra ergime sıcaklığı altında istenilen parça haline dönüştürülmesi yöntemidir [1-3]. Toz metalürjisi, biyomedikal uygulamalarda diş protezleri, ortopedik ürünler, seramik malzemelerin üretimi, metal esaslı alaşımlarda makine parçaları, şarj edilebilir piller, yüksek sıcaklık filtreleri, jet motoru parçaları gibi birçok uygulama alanına sahiptir [4,5]. Bunlar arasında seramik esaslı malzemeler önem kazanmış ve alümina esaslı kompozit malzemeler ön plana çıkmıştır [6].

Alümina, seramik sektöründe en çok kullanılan seramikler malzemeler arasında yer almaktadır [7,8]. İleri özellikleri sahip olması nedeniyle, yüksek hızlı kesme aletlerinde, kimyasal ve elektrik izolatörlerinde, aşınmaya dayanıklı parçalarda veya diş implantlarında gibi önemli kullanım alanları vardır [9,10]. Bununla birlikte, yapı itibarıyla monolitik bir formda olduğundan, bazı durumlarda yüksek performansa sahip yerlerde istenilen gereksinimleri karşılayamadığı durumlar ortaya çıkmaktadır. Bu nedenle, gelişmiş özelliklere sahip yeni nanokompozitler geliştirmek için grafen, silisyum oksit, silikon gibi malzeme takviyeleri ile kullanım alanlarını genişletmektedir [11-13].

Grafen, özellikle metal, seramik ve polimer esaslı malzemelerde takviye edici malzeme olarak katıldığında yüksek özgül yüzey alan, kimyasal stabilite, yüksek dayanım (1 TPa elastik modülü and 125 GPa kırılma dayanımı), termal ve elektrik iletkenlik gibi özellikler sergilemektedir [14-16]. Alümina gibi ileri seramik malzemeler düşük kırılma tokluklarından dolayı sınırlı uygulamalarda kullanılmaktadır. Alümina esaslı malzemeler grafen takviyesi ile mevcut özelliklerini geliştirmektedir. Bu özellikler arasında düşük yoğunluk, yüksek sıcaklık dayanımı, ısı ve elektriksel yalıtımla birlikte kimyasal stabilite yer almaktadır [17,18].

Bu çalışmada grafen katkılı alümina esaslı seramik malzemelerin toz metalürjisi yöntemi ile üretimi yapılmıştır. Elde edilen malzemelere karakterizasyon çalışmaları gerçekleştirilmiş, mekanik test olarak basma testi ve morfolojik analiz olarak SEM-EDX yapılmıştır. Sonuçlar literatürle karşılaştırılarak önemi vurgulanmıştır.

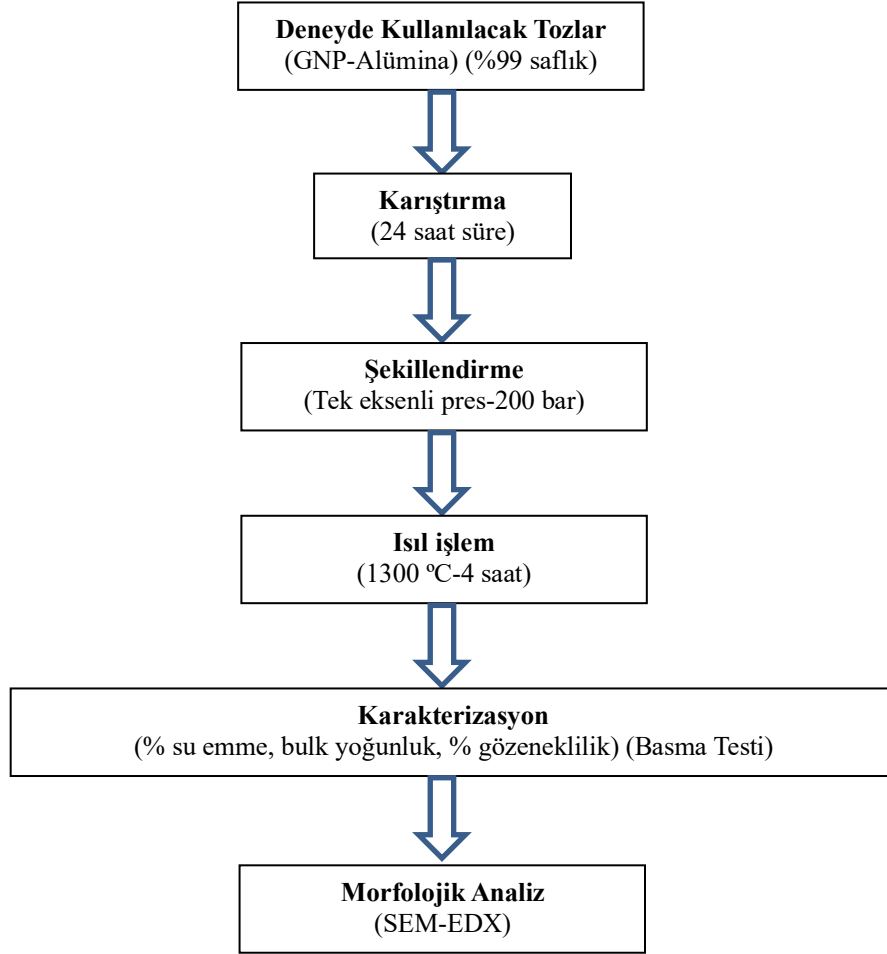
2. Malzeme ve Metot (Material and Methods)

2.1. Malzeme

Çalışmada kullanılan GNP tozlar Nanografi Nano Technology firmasından temin edilmiştir. Saflığı % 99, boyutu 3 nm, yüzey alanı 320 m²/g ve çapı 1.5 µm'dir. Alümina tozlar ise Nanokar firmasından temin edilmiştir. Boyut 1-100 µ, saflık ise % 99,7'dir.

%1, 2 ve 3 oranlarında GNP alümina tozlarla birlikte kapalı kutu içerisinde bilyeli karıştırıcıda 24 saat süreyle karıştırılmıştır. Elde edilen alümina esaslı karışım tek eksenli pres kullanılarak dikdörtgen prizma şekilli kalıpta yaklaşık olarak 200 bar basınç altında şekillendirilmiştir. Ortaya çıkan numunelerin dayanımlarını arttırmak için kamara tip fırında 1300 °C sıcaklıkta 4 saat süre boyunca ısıtılma işlemi gerçekleştirilmiştir. Bu işlem sonrasında numunelere sırasıyla % su emme, bulk yoğunluk ve % gözeneklilik testleri yapılmış, mekanik test olarak ise basma testi gerçekleştirilmiştir. Morfolojik analiz olarak SEM-

EDX yapılarak yapı içerisindeki tane boyutu ve dağılımları incelenmiştir. Bu yapılan işlemler aşağıda yer alan akış diyagramında gösterilmiştir (Şekil 1).



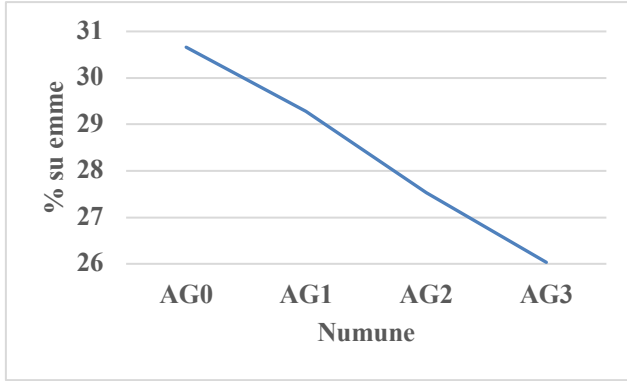
Şekil 1. DeneySEL akış diyagramı

3. Bulgular

3.1. % Su Emme (Water Absorption)

Su emme testi için Arşimet prensibinden yararlanılmıştır. Bu prensip aşağıdaki formüle göre hesaplanmaktadır (Şekil 2).

$$\% Su Emme = [(W_D - W_K) / W_K] * 100 \quad (1)$$



Şekil 2. % Su emme sonuçları

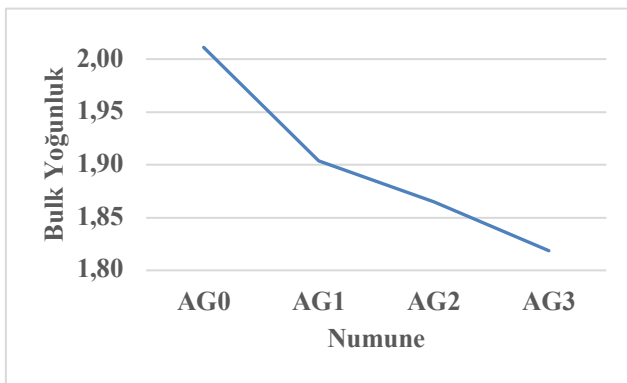
Burada, W_K kuru numunenin havadaki ağırlığı (g), W_D su ya da sıvı emdirilmiş (doymuş) numunenin havadaki ağırlığı (g) olarak hesaplanmaktadır. Bu testte ilk önce numunelerin kuru ağırlıkları (W_K) ölçülmüştür. Kuru ağırlıkları ölçüldükten sonra numuneler yaklaşık 180 °C'lik su bulunan hazne içerisinde numuneler her saat başı ağırlıkları tartılmış ve ağırlıkları sabit oluncaya kadar bu işleme devam edilmiştir. Ortalama 4,5 saat süre sonrası tüm numunelerde değerler sabit hale gelmiştir. Bu süre zarfında sonra ısıtılan numuneler soğumaya bırakılmıştır.

GNP katkı oranı arttıkça su emme değerlerinde azalmalar olmuştur. Bu durumun grafenin alümina yapı içerisinde sinterleme etkisiyle gözenekleri doldurduğunu göstermektedir. Gözeneklilik ile su emme doğru orantılıdır. Su emme değerleri azaldıkça gözeneklilik değerlerinde de azalmalar olmuştur.

3.2. Bulk Yoğunluk (Bulk Density)

Şekil 3'te bulk yoğunluk sonuçları görülmektedir. Bulk yoğunluk aşağıdaki formüle göre hesaplanmaktadır.

$$\rho_{bulk} = [W_K / (W_D - W_A)] \times \rho_{sıvı} \quad (2)$$



Şekil 3. Bulk yoğunluk sonuçları

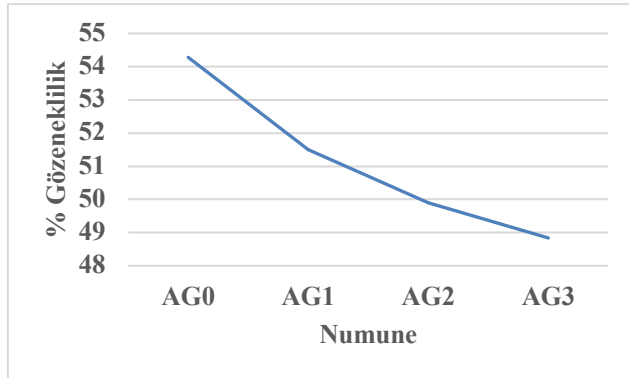
Burada, W_A su ya da sıvı emdirilmiş numunenin su içindeki asılı ağırlığı (g), $\rho_{sıvı}$ ise Kullanılan sıvının (genellikle su) yoğunluğu olmaktadır. Su emme işleminde soğuma aşamasını takiben her bir numune Arşimet testi için özel olarak tasarlanmış düzenekte bulunan su içerisinde asılı kalarak ağırlıkları (W_A) tartılmıştır. Asılı ağırlıkların belirlenmesinden sonra numune su içerisinde çıkarılır, yüzeyinde kalan artık su alınarak 80 °C'lik etüv içerisinde kurutulmaya bırakılmıştır. Bu durum hem gözenekliliğin hem de yoğunluğun azalmasına katkı sağlaması açısından yapılmıştır. Bu işlem sonrası dışarı alınan numuneler tekrar terazide tartılmıştır (W_D).

GNP katkısı ile birlikte bulk yoğunluklarda azalmalar olmuştur. Bu durum, kompozitlerde düşük yoğunluklu katkının kompozitin yoğunluğunu düşürmesine benzerdir. GNP yoğunluğu alümina yoğunluğundan daha düşüktür. Yapıdaki GNP miktarının artması dolayısıyla yoğunlukta düşmeye neden olacaktır.

3.3. % Gözeneklilik (Porosity)

Şekil 4'te % gözeneklilik testi sonuçları yer almaktadır. % gözeneklilik testi aşağıda yer alan formüle göre hesaplanmıştır.

$$Porozite = [(W_D - W_K) / (W_D - W_A)] * 100 \quad (3)$$



Numune	Kod	% Gözeneklilik
Katkısız Alümina	AG0	54,28
% 1 Grafen Katkılı	AG1	51,50
% 2 Grafen Katkılı	AG2	49,90
% 3 Grafen Katkılı	AG3	48,84

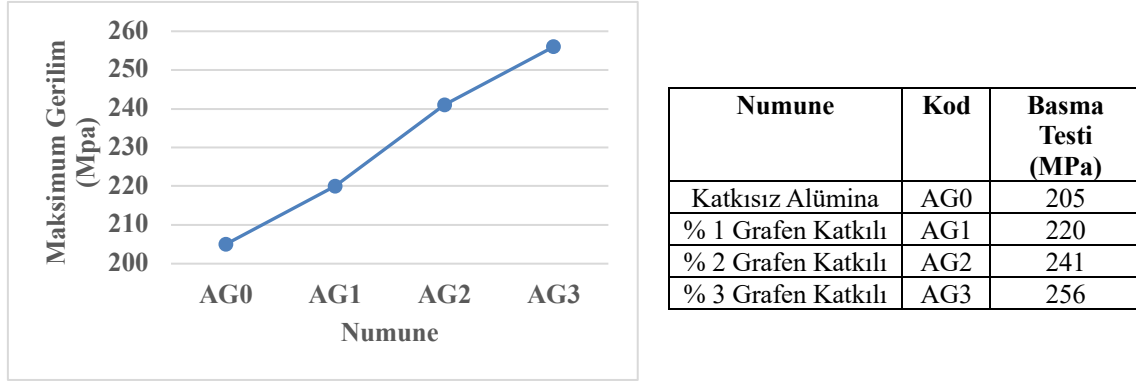
Şekil 4. % Gözeneklilik sonuçları

Gözeneklilik değerlerinin literatürde %50 ve altında olması istenmektedir. Şekil 5'teki sonuçlara bakıldığında grafen katkılı karışımlarda katkı oranı arttıkça gözeneklilik azalmakta, bu durumda yapı içerisinde tanelerin homojen şekilde dağıldığını ve boşlukların azaldığını göstermektedir.

Sinterleme sıcaklığı ve süresinin dışında GNP katkı oranlarının artmasına bağlı olarak gözeneklilik değerlerinde azalmalar olmuştur. Gözeneklilik yapı içerisinde genellikle istenmeyen bir durumdur. Gözeneklilik azalmasıyla tanelerin birbirine yapışması daha iyi hale gelmiş ve bu durum basma testi sonuçlarına da yansımıştır.

3.4. Basma Testi (Compression Test)

Şekil 5’de katkısız alümina ve GNP katkılı numunelere ısıtıl işlem sonrası gerçekleştirilen basma testi sonuçları yer almaktadır.

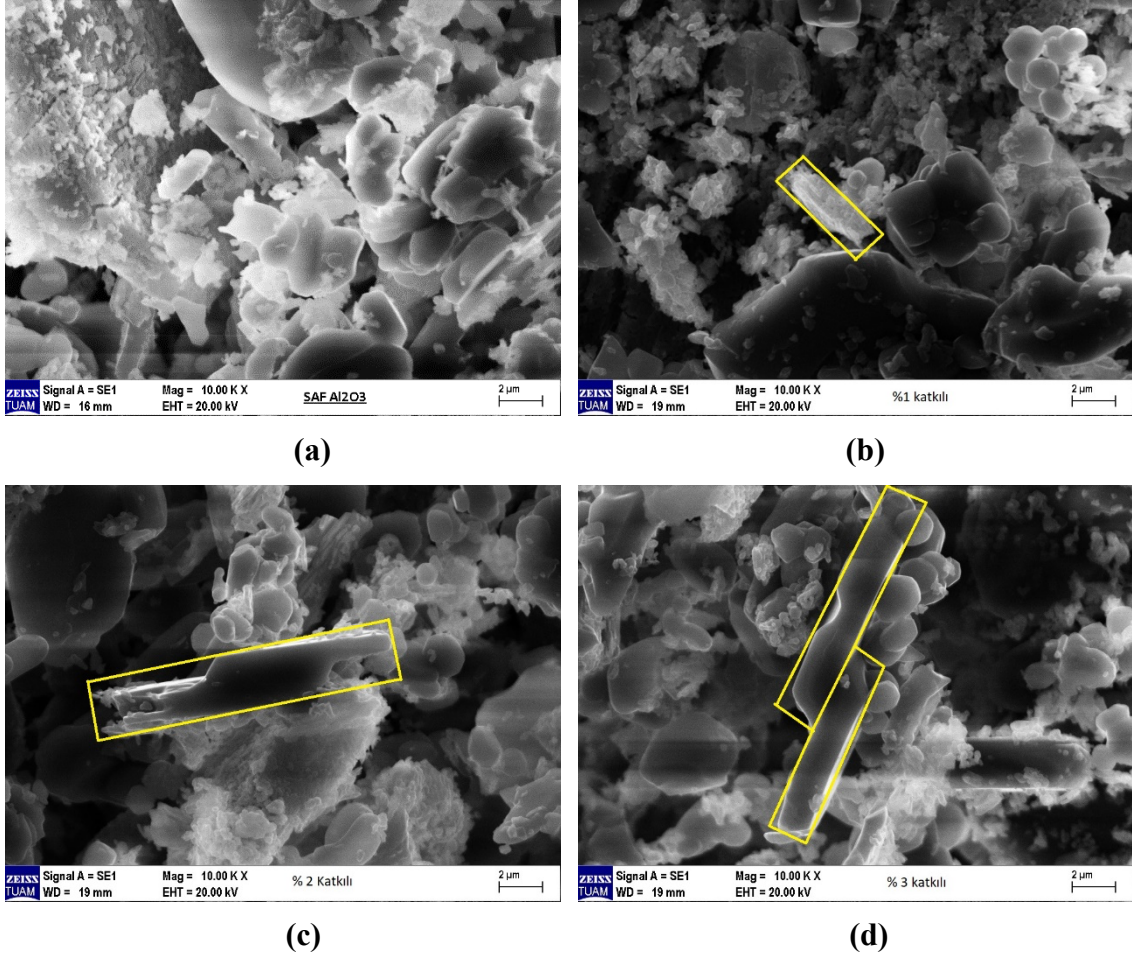


Şekil 5. Basma test sonuçları

Sonuçlar incelendiğinde en yüksek değerler % 3 grafen katkılı numunelerde 256 MPa olarak bulunmuştur. GNP katkısının mekanik özelliklerde artış göstermesi beklenen bir durumdur. Bu etki sonuçlara da yansımış ve saf alüminaya göre değerlerde orantılı artışlar olmuştur. Tabaka halinde bulunan grafen sahip olduğu yüksek elastisite modülü sayesinde kompozitte mekanik özelliklerde artış göstermiştir. Gözenekli yapının azalması tanelerin sinterleme ve dolgu ile gözeneklerin küçüldüğünü, tanelerin birbirine iyice yapıştığını göstermektedir. Literatürde yapılan çalışmada alümina esaslı kompozitlere GNP takviye edilmiş ve sinterleme yapılarak mekanik özellikleri incelenmiştir. GNP katkısına göre sertlik değerlerinde de değişimler olmuştur [19,20].

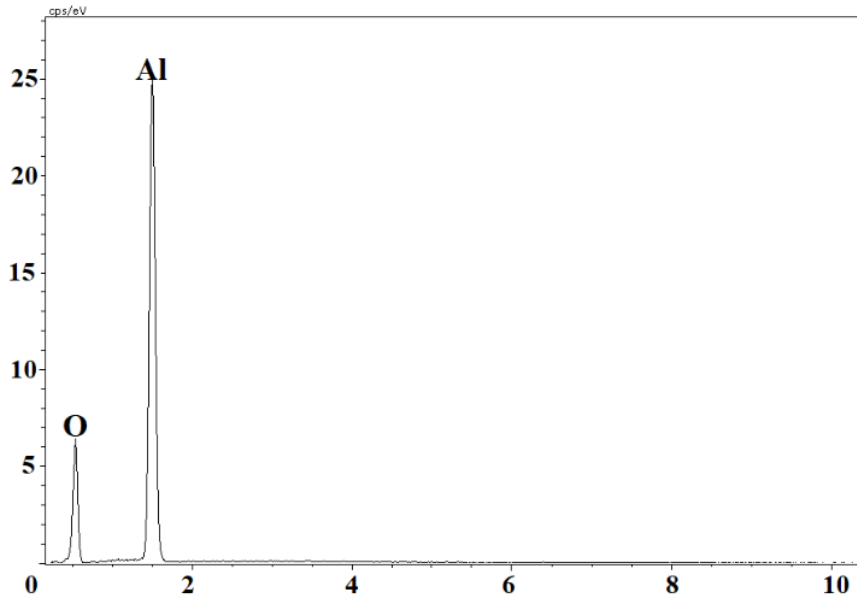
3.5. Morfolojik Analiz (Morphological Analysis)

Şekil 6’da saf alümina ve grafen katkılı numunelere ısıtıl işlem sonrasında yapılan SEM analiz görüntüleri görülmektedir. Sıcaklık ve süre etkisiyle yapı içerisinde tane dağılımları ve yapıları ortaya çıkmıştır. Şekil 6 a’da katkısız saf alümina tanecikleri sıcaklığın etkisiyle birbirine iyice yapışmıştır. Buna karşın yapı içerisinde boşluklarda meydana gelmiştir. Bu durumun yapılan karışmadan ve kalıp içerisinde presleme işleminden kaynaklandığı düşünülmektedir. Şekil 6 b, c ve d’de grafen katkılı numunelere ait görüntülerde katkı oranı arttıkça grafenin yapı içerisinde levha şeklinde oluştuğu görülmektedir. Kullanılan grafen tozu levha şeklindedir. Bu durum % 2 ve % 3 grafen katkılı yapılarda daha belirgin halde ortaya çıkmıştır. Liu ve arkadaşları (2012), Nieto ve arkadaşları (2016), yaptıkları çalışmalarda grafen nano levhalar kullanarak alümina esaslı kompozitler üretmişlerdir. Yaptıkları morfolojik analizlerde grafen katkı oranlarına göre nano levhaları belirgin olarak elde etmiş ve sonuçlarda bunu göstermişlerdir [21,22].

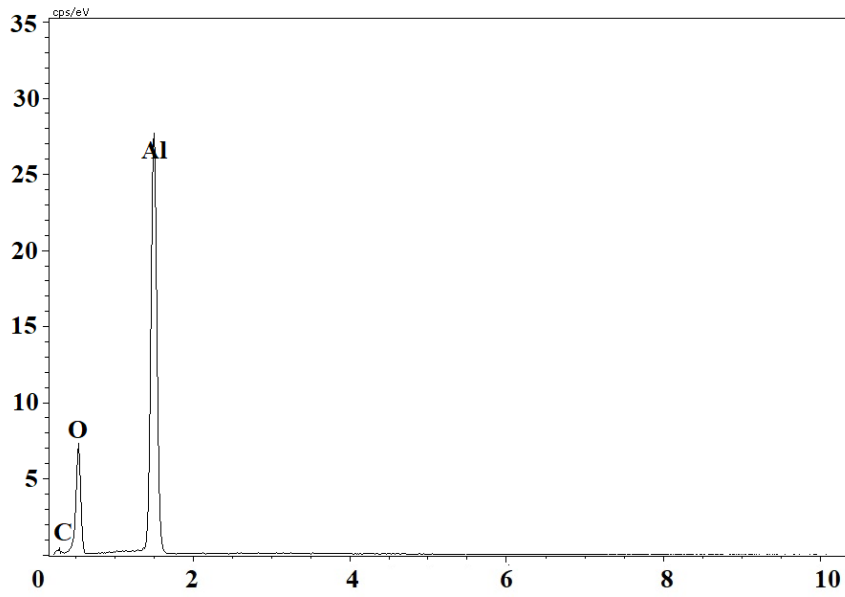


Şekil 6. SEM analiz sonuçları (a: Saf Alümina, b: % 1 Grafen Katkılı, c: % 2 Grafen Katkılı, d: % 3 Grafen Katkılı)

Şekil 7 a ve d'de saf alümina ve grafen katkılı numunelere yapılan EDX analiz sonuçları yer almaktadır. GNP'nin karbondan meydana gelmesi nedeniyle analiz sonucunda C piki ortaya çıkmıştır.



(a)



(b)

Şekil 7. EDX analiz sonuçları (a: Saf Alümina, b: Grafen Katkılı)

4. Sonuçlar ve Tartışma

GNP katkılı alümina seramikler gözenekli formda üretilmiştir. Tek eksenli hidrolik preste 200 bar basınçta şekillendirilmiş olsa da gözenekli bir yapı ortaya çıkmıştır. Bunun iki nedeni olabilir. Bunlardan birincisi GNP'nin saf olmaması ve ısıtma işlemi sırasında oksidasyona uğrayarak yapıdan karbondioksit veya karbonmonoksit olarak uzaklaşmasıdır. Böylece GNP'nin bıraktığı bölgeler gözenek olarak kalmış olabilir. İkinci nedeni ise şekillendirme yönteminin basıncının yetersiz gelmesi, daha yüksek sıcaklıklarda sinterlemeye ihtiyaç duyulmasıdır.

GNP katkılı kompozitte yüksek su emme ve gözeneklilik olmasına rağmen mekanik özelliklerinin katkı miktarının artmasıyla yükselmesi olumlu yanıdır. Hem gözenekli ve hem de mukavemetli yapılar kendilerine değişik kullanım alanları bulabilir. Özellikle gaz sensörleri, membran filtreler, ayırma prosesleri için vazgeçilmez bir ürün olabilir.

5. Teşekkür

Bu çalışma, Afyon Kocatepe Üniversitesi Bilimsel Araştırma Koordinasyon Birimi (BAPK) 19.FEN.BİL.40 numaralı tez projesi ile desteklenmiştir.

Kaynaklar

[1] S. Solakoglu, “Toz Metalurjisi Yöntemi ile Üretilen Uçucu Kül Takviyeli Alüminyum Matrisli Kompozitlerin Aşınma Davranışlarının İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi, Karabük, Türkiye, 2021.

[2] I. Yildiz, A. G. Celik, and Gunes, I., “Characterization and Diffusion Kinetics of borided Ni–Mg Alloys”, *Protection of Metals and Physical Chemistry of Surfaces*, vol. 56, No. 5, pp. 1015–1022, 2020.

[3] O. Yöntem, “Toz Metalurjisi ile Üretilen Alüminyum Matrisli Kompozitlerde Bor Minerali İlavesinin Mekanik Özelliklere Etkisinin Deneysel Tasarım Yöntemleri ile İncelenmesi”, Yüksek Lisans Tezi, Kocaeli Üniversitesi, Kocaeli, Türkiye, 2019.

[4] A. N. Tanrıverdi, “Toz Metalurjisi ile Üretilen Demir Matrisli Metallere Grafen ve Grafit İlavesinin Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisinin Karşılaştırılması”, Yüksek Lisans Tezi, Karabük Üniversitesi, Karabük, Türkiye, 2021.

[5] Y. Shigeta, M. Aramaki, K. Ashizuka, Y. Ikoma, and Y. Ozaki, “Effect of networked Cu-rich ferrite phase on proof stress and ultimate tensile strength of sintered bodies of Fe–Cu hybrid-alloyed steel powder with graphite”, *Powder Metallurgy*, vol. 64, pp. 134–141, 2021.

[6] M. Oktay, “Effects of Particle Granulation Optimisation and New Binder Development on Properties of Alumina Based Castable Refractories”, M.Sc. Thesis, Istanbul Technical University, Istanbul, Turkey, 2018.

[7] S. H. Apaydın, “Zirkonya Takviyeli Alümina Esaslı Seramik Malzemelerin Üretimi ve Karakterizasyonu”, Yüksek Lisans Tezi, On Dokuz Mayıs Üniversitesi, Samsun, Türkiye, 2018.

[8] Ş. Ş. Koçer, “Alümina Esaslı Hammadde ve Atıklardan Alümina Esaslı Aerojel Tozu Üretimi ve Karakterizasyonu”, Yüksek Lisans Tezi, Sakarya Üniversitesi, Sakarya, Türkiye, 2019.

[9] Q. Cao, Z. Wang, W. He, and Y. Guan, “Fabrication of super hydrophilic surface on alumina ceramic by ultrafast laser microprocessing”, *Applied Surface Science*, In Press.

- [10] X. Y. Jiang, J. Hu, S. L. Jiang, X. Wang, L. B. Zhang, Q. Li, H. P. Lu, L. J. Yin, J. L. Xie, and L. J. Deng, "Effect of high-enthalpy atmospheric plasma spraying parameters on the mechanical and wear resistant properties of alumina ceramic coatings", *Surface and Coating Technology*, In Press.
- [11] M. Hrubovčáková, E. Múdra, R. Bureš, A. Kovalčíková, R. Sedlák, V. Girman, and P. Hvizdoš, "Microstructure, fracture behaviour and mechanical properties of conductive alumina based composites manufactured by SPS from graphenated Al_2O_3 powders", *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 40, pp. 4818-4824, 2020.
- [12] A. J.M. Araújo, H. P. A. Alves, R. M. Andrade, L. F. A. Campos, D. A. Macedo, A. L. S. Pinho, R. M. Nascimento, and C. A. Paskocimas, "Designing experiments for the optimization of solid-state synthesis and characterization of alumina-based composites", *Ceramics International*, vol., pp. 8525-8532, 2019.
- [13] B. Zhao, I. Khader, H. Liu, T. Zhou, G. Konrath, and A. Kailer, "Tribological characterization of an alumina-based composite in dry sliding contact against laser-heated and unheated Inconel 718", *Tribology International*, vol. 155, pp. 106773, 2021.
- [14] K. Lin, Y. Fang, D. Gu, Q. Ge, and J. Zhuang, L. Xi, "Selective laser melting of graphene reinforced titanium matrix composites: Powder preparation and its formability", *Advanced Powder Technology*, In Press.
- [15] S. Marchesini, P. Turner, K. R. Paton, B. P. Reed, B. Brennan, K. Koziol, and A. J. Pollard, "Gas physisorption measurements as a quality control tool for the properties of graphene/graphite powders", *Carbon*, vol. 167, pp. 585-595, 2020.
- [16] Y. H. Kim, B. H. Park, Y. J. Choi, G. W. Lee, H. K. Kim, and K. B. Kim, "Compact graphene powders with high volumetric capacitance: Microspherical assembly of graphene via surface modification using cyanamide", *Energy Storage Materials*, vol. 24, pp. 351-361, 2020.
- [17] S. H. Duntua, F. Tetteh, I. Ahmad, M. Islam, and S. Boakye-Yiadom, "Characterization of the structure and properties of processed aluminagraphene and alumina-zirconia composites", *Ceramics International*, vol. 47, pp. 367-380, 2021.
- [18] F. Gutiérrez-Mora, R. Cano-Crespo, A. Rincón, R. Moreno, and A. Domínguez-Rodríguez, "Friction and wear behavior of alumina-based graphene and CNFs composites", *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 37, pp. 3805-3812, 2017.
- [19] A. G. Zholnin, E. A. Klyatskina, E. G. Grigoryev, M. D. Salvador, A. A. Misochenko, P. L. Dobrokhoto, M. G. Isaenkova, M. A. Sinaysky, and V. V. Stolyarov, "Spark-Plasma Sintering of Al_2O_3 -Graphene Nanocomposite", *Inorganic Materials: Applied Research*, vol. 9 (3), pp. 498-503, 2018.
- [20] A. Altıntaş, U. Çavdar, İ. M. Kuşoğlu, "The Effect of Graphene Nanoplatelets on the Wear Properties of High Frequency Induction Sintered Alumina Nanocomposites", *Journal of Inorganic and Organometallic Polymers and Materials*, vol. 29, pp. 667-675, 2019.

- [21] J. Liu, H. Yan, M. J. Reece, K. Jiang, "Toughening of zirconia/alumina composites by the addition of graphene platelets", *Journal of the European Ceramic Society*, vol. 32, pp. 4185-4193, 2012.
- [22] A. Nieto, J. M. Zhao, Y. H. Han, K. H. Hwang, J. M. Schoenung, "Microscale tribological behavior and in vitro biocompatibility of graphene nanoplatelet reinforced alumina", *Journal of The Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, vol. 61, pp. 122-134, 2016.

Gazlı Amortisörlerde Kullanılan Mil Malzemelerine Uygulanan Farklı Yüzey İşlemlerinin Aşınma Performansına Etkisi

Soner Savaş^{1,*}, Çağatay Berkan Yalçın²

^{1*} Erciyes Üniversitesi, Mühendislik Fakültesi, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Bölümü, Kayseri, 38039, Türkiye (ORCID: 0000-0002-6575-8133) ssavas@erciyes.edu.tr

² Erciyes Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, Malzeme Bilimi ve Mühendisliği Anabilim Dalı, 38039, Kayseri, Türkiye

(İlk Geliş Tarihi 24.05.2021 ve Kabul Tar(h) 01.06.2021)

(DOI: 10.29228/JCHAR.51495)

ATIF: Savaş, S., Yalçın C.B., Gazlı Amortisörlerde Kullanılan Mil Malzemelerine Uygulanan Farklı Yüzey İşlemlerinin Aşınma Performansına Etkisi, Journal of Characterization, (1) 2, 81-93, 2021.

Öz

Gazlı amortisörler, birçok uygulamada yük ve ağırlık ihtiva eden kapakları eş kuvvet ile dengelemek ve kullanım alanında hız kontrolü sağlamak, damperlemek hatta yükü kaldırmak gibi roller oynamaktadırlar. En bilinenleri; arabaların bagaj ve motor kapakları, mobilya kapakları, makina kapakları, ameliyat masaları, çeşitli endüstriyel uygulamalar, vb.'dir. Çalışma ömrünü belirleyen sızdırmazlığı sağlayan elemanlar üzerindeki tribolojik mekanizmada sürtünme ve aşınma rol oynamaktadır. Mil malzemesi ile sızdırmazlık elemanı arasındaki olaylar dizisinde mil malzemesinin yüzey pürüzlülüğü, sızdırmazlık parçası olan keçe ve O-ringlerin malzeme özellikleri etkindir. Mil malzemesinin pürüzlülüğünü iyileştirmek ve aşınmaya karşı direncini arttırmak için farklı prosesler ile yüzey özellikleri iyileştirilebilmektedir. Bu çalışmada, aynı çaplarda ve aynı özelliklerde hazırlanmış olan gazlı amortisörlerde nitrasyon uygulanmış C35, krom kaplanmış C45 ve krom kaplanmış SS316 olmak üzere 3 farklı milin ve farklı özelliklerdeki keçelerin amortisör ömrüne olan etkisi tribolojik olarak araştırılmıştır. Yapılan testlerde yüzey pürüzlülükleri, sertlikleri, aşınma dirençleri, sürtünme kuvvetleri, ömür testlerindeki gaz kayıpları ölçülmüş ve yorumlanmıştır. Sonuç olarak en iyi amortisör ömrüne, düşük pürüzlülükteki mil ve PU keçe ile ulaşılmıştır.

Anahtar Kelimeler: Gazlı amortisör, mil yüzeyi, keçe, aşınma, çalışma ömrü.

The Influence of Different Surface Treatments on Wear Performance of Rod Materials used in Gas Springs

Abstract

Gas springs play roles in many applications, such as balancing the covers containing load and weight with equal force and providing speed control in the area of use, damping and even lifting the load. Best known

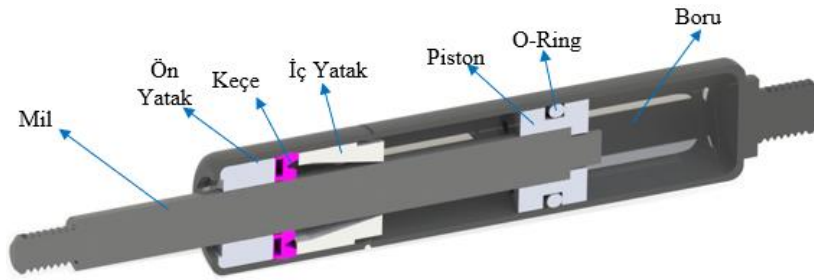
applications are luggage and engine covers of cars, furniture covers, machine covers, surgical tables and different industrial applications, etc. Friction and abrasion play a role in the tribological mechanism on the sealing elements that determines the working life. The events between the rod material and the sealing element are affected by the surface roughness of the rod material, and material properties of the sealings and O-rings. To improve the roughness of the rod material and increase its resistance to wear, surface properties can be improved by different processes. In this study, the effect of the rod material and surface properties was investigated tribologically on the life of the gas springs. Three different rods were prepared with the same specifications and with the same diameter, as nitrided C35, chromium plated C45 and chromium plated SS316. Surface roughness, hardness, wear resistances, friction forces and gas losses in the life-cycle tests were measured and interpreted. As a result, the best gas spring life is achieved with low-roughness rod and with PU seal.

Keywords: Gas spring, rod surface, seal, wear, life-cycle.

1. Giriş

Son yıllardaki bilimsel gelişmeler ışığında tribolojik olayların daha iyi anlaşılması ve önem verilmesi ile sanayi ürünlerinin ve makine elemanlarının kullanım ömürlerini dolayısıyla kalitelerini arttırmak yönünde çalışmalar yapılmaktadır. Yılda 80 milyar \$ hacmine ulaşan ara yüzey etkileşiminden kaynaklanan kayıp maliyetinin 20 milyar \$'lık kısmının piston segmanı/silindir yataklama parçalarından kaynaklandığı ifade edilmektedir [1]. Gazlı amortisörlerde de mil yüzeyi boyunca çalışan sızdırmazlık ve yataklama elemanlarının oluşturduğu tribolojik olaylar, bu parçaların en önemli unsurlarından biri olan kullanım ömürlerini doğrudan etkilemektedir.

Uluslararası pazardaki birçok gazlı amortisör üreticisinin birbirine çok yakın tasarımlarda üretimler yapmasına karşın ürünleri için sundukları kullanım ömürleri konusunda büyük bir rekabet söz konusudur. Tasarımlar çok yakın olmasına karşın farklılık ise, yüzey mühendisliği alanındaki iyileştirmeler, sızdırmazlık parçalarının tasarımları ve malzeme seçimleridir. Ülkemizde gazlı amortisör sektöründe hem ulusal pazarda hem de uluslararası pazarda rekabet edebilmek için sanayinin yüzey mühendisliği alanında çalışmalara ihtiyacı açıktır. Ayrıca ağır metal sektörüne dahil olduğundan üretilen ürünlerin kullanım ömrü ekolojik olarak da evrensel bir öneme sahiptir. Gazlı amortisörler genellikle yükü kaldırma, kaldırmayı kolaylaştırma, indirme fonksiyonunda yük dengeleme, hareketin son aşamasını yavaşlatıp ani çarpma etkisini sönmüleme vb. amaçlar ile kullanılan mekanizmalardır. Gazlı amortisör diğer bir tanımla, silindir şeklinde gaz basıncı olan kapalı bir hacimde mil hareketi esnasında sızdırmazlığı sağlamak için keçe ve O-ring gibi sızdırmazlık parçalarının kullanıldığı makine elemanlarıdır (Şekil 1).

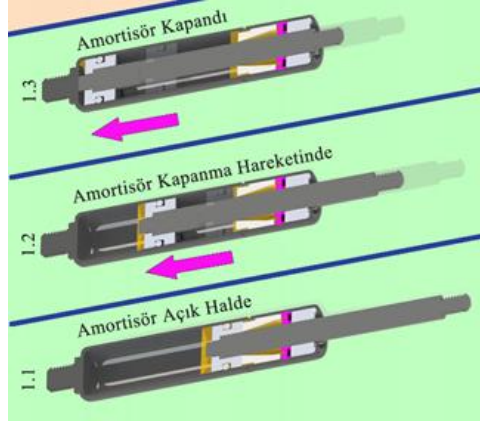


Şekil 1. Gazlı amortisörün genel yapısı (mil, boru, yataklama parçaları, keçe, O-ring, piston)

Milin iç hacme doğru ilerlemesi ile sıkıştırılabilen gaz hacmi azaldıkça, yani amortisör kapandıkça iç basınç artar. Gaz her zaman daha büyük bir hacme geçmek isteyeceğinden, mile dışarı yönde bir itme kuvveti sağlar. Standart gazlı amortisörlerin yükü itme veya kaldırma gibi fonksiyonu, gazların sıkıştırılabilir olması özelliğinden gelmektedir. Bu fiziksel fonksiyon, gazlı amortisörlerin ana çalışma mekanizmasıdır. Öte yandan bu mekanizma içerideki basıncın korunabileceği kadar bir ömre sahip olacaktır. Dolayısıyla amortisörlerin ömrüne etki edebilecek en önemli nokta sızdırmazlık fonksiyonuna etki edebilecek tüm parametreleri kapsamaktadır.

Milin tam olarak dışarıda olduğu durum açık boy, milin tam olarak içeride olduğu durum kapalı boy ölçülerini belirler. Kapalı boy ile açık boy arasındaki milin çalışma mesafesi ise “çalışan boy” olarak ifade

edilir. Gazlı amortisör her kapanıp açıldığında sızdırmazlık parçaları ve mil yüzeyi arasında meydana gelen tribolojik olaylar nedeniyle gaz ve yağ kaybı yaşanır. Gazlı amortisörün toplam basıncının genellikle %10'u veya uygulamaya göre talep edilen yüzde miktarında gaz basıncı kaybedene kadar sağlayabildiği açma-kapama sayısı “çalışma ömrü” olarak ifade edilir. Bunun yanı sıra sürtünme kuvveti de amortisörün tüm çalışması boyunca açma ve kapama arasındaki kuvvet farklılığını önemli ölçüde etkilediğinden, dikkat edilmesi ve tolerans içinde kontrol altına alınması gereken bir etkidir. Şekil 2’de 1’den 3’e doğru amortisörün kapanma hareketi gösterilmiştir. Mil içeriye ilerledikçe içerideki boş hacim mil hacmi kadar daraldığından gaz basıncı artmaktadır.

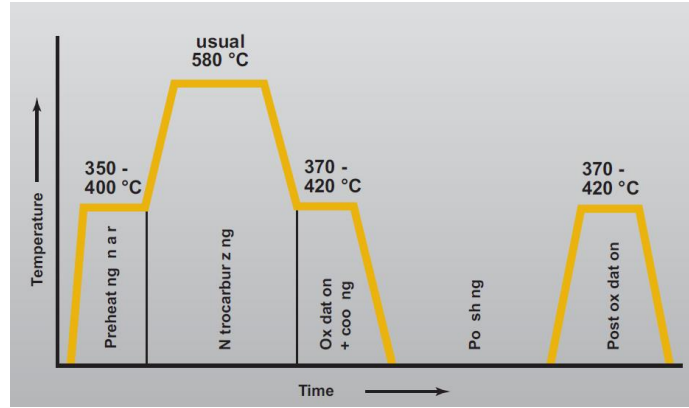


Şekil 2. Gazlı amortisörün kapanma hareketi

Gazlı amortisörler otomotiv sektöründe bagaj ve kaput kapaklarında, denizcilik sektöründe gemi ve yatlarda yukarı yönde açılan kapaklarda, mobilya sektöründe mutfak dolabı kapakları, yukarı yönlü açılıp kapanan yataklarda ve baza mekanizmasında, medikal sektörde hasta ve ameliyat yataklarında, fizyoterapi aletlerinde, medikal yemek masalarında, matbaa sektöründe baskı makinalarında, tarım sektöründe, uzay araçlarında, savunma sanayisinde ve endüstriyel bir çok uygulamada önemli ve fonksiyonel rol almaktadır. Otomotiv sektörüne bakıldığında 1928 yılından bugüne dek gazlı amortisör kullanımı yaygınlaşmış ve bugünlere kadar aynı fiziksel çalışma prensibi ile üretilmektedir. Otomotiv sektörüne Avrupa’nın en büyük hacminde amortisör üreticilerinden olan Stabilus firması resmi web sitesinde yayınladığı finansal raporuna göre 2018 yılında 125 milyon’un üzerinde gazlı amortisör üretimi ile 962,6 milyon Euro’luk cirosuna %6 büyümeye ulaşmıştır. Yine bu raporda, %63 oranında otomotiv sektörüne, %37 oranında ise diğer endüstri sektörlerine üretim yaptığı açıklanmıştır [2].

Sakarya ve ark. [3] yaptıkları çalışmada gazlı amortisörde kullanılan keçe tasarımında yalnızca hidrolik basınç uygulayarak 311 km boyunca ömür testi gerçekleştirilmişlerdir. Bu çalışmada PU keçe ve 0.879 g/cc yoğunlukta yağ kullanılmıştır. Ömür testi ise $80^{\circ}\text{C} \pm 2$ sıcaklık, 0,4 m/sn açma-kapama hızı ve 250 ± 2 bar basınç altında gerçekleştirilmiştir. Testin sonucunda ortalama sızıntı 0,023 cc/100 m olarak ölçülmüştür. Dolayısıyla yağ kaybının çalışma ömrü boyunca ne kadar olabileceği konusunda rakamsal veri ortaya koymuşlardır. Ayrıca keçedeki iç dudak üzerinde meydana gelen deformasyonun %50 seviyelerinde olduğunu ifade etmişlerdir. Yıldız ve ark. [4] bagaj kapağının gazlı amortisör ile açma-kapama mekanizmasını teorik ve deneysel olarak incelenmişlerdir. Gazlı amortisörün yükü kaldırma fonksiyonu etkisinde, bagajı açmak/kapamak için gereken el kuvvetini modellemişlerdir. Ancak gazlı amortisörler sahip oldukları boş hacmin genellikle %20’si kadar yağ, %80’i kadar sıkıştırılmış azot gazı ihtiva etmektedir. Bu çalışmada da yapılacak olan ömür testlerinde amortisörün dibinde konik bir havuz kullanılmış, dolayısıyla kaçan yağ miktarı bu havuzdan şırınga ile çekilerek tespit edilebilmiştir. Ömür testinin anlatıldığı kısımda bu konuya daha detaylı değinilmiştir. Dolayısıyla yağ kaybı olup/olmadığı dikkate alınmış olacaktır. Boblet ve ark. [5] yapmış oldukları çalışmada C35 ile yakın özelliklerde olan C45 mil malzemesi üzerinde QPQ® nitrürasyon prosesini gerçekleştirdikleri, ticari olarak TUFFTRIDE® olarak isimlendirdikleri üretim reçetesini Şekil 3’teki gibi TT diyagramı ile anlatmışlardır. Bu çalışmada da, HEF firması tarafından ilgili QPQ® reçetesi uygulanmış nitrürasyonlu miller kullanılmıştır. Bengisu ve ark. [6]’nın yapmış oldukları çalışmada ifade edildiği gibi, sürtünme aslında hem etkileşimli yüzeylerin arayüz özelliklerine hem de onları içeren sistemin dinamiğine bağlıdır. Mikroskobik seviyede, yüzeyler birbirine göre hareket ettikçe gerçek temas alanı değişir. Böylece makroskobik düzeyde, toplam sürtünme ve normal

kuvvetler zamana bağlı olaylardır [6]. Amortisör için bu durum değerlendirildiğinde mil çapı arttıkça sızdırmazlık ile ilgili yüzey alanı artacağından daha fazla sürtünme meydana geleceği ve ayrıca çalışma hızının da aynı amortisörde farklı ömürler sunabileceği öngörülmektedir.



Şekil 3. TUFFTRIDE® ticari ismi ile QPQ prosesi TT (zaman-sıcaklık) diyagramı [5]

Boblet ve ark. [5] yine aynı çalışmada korozyon dayanımını incelemek ve karşılaştırmak için ısıtma işlemi görmemiş C45, 17 µm QPQ, 20 µm ve 40 µm krom kaplama ile 20 µm nikel kaplamalı C45 millerine EN ISO 9227:2006 NSS standardına göre tuz testi uygulamışlardır. Tuz testi dayanımının diğer örneklerle göre 5 kat arttığı görülmüştür. Maliyet olarak da değerlendirildiğinde QPQ prosesi diğer alternatiflerine göre daha uygundur. Devlen ve ark. [7]'nin yapmış oldukları çalışmada belirtildiği gibi PTFE ürünler diğer malzemelere (NBR, PU vb.) kıyasla daha düşük sürtünmeler ve daha uzun ömür avantajları sunmaktadır. Çalışma kapsamında PTFE keçe her ne kadar çalışılmamış olsa da, NBR ve PU keçeler bu çalışmada test edilecek, dolayısıyla başka bir çalışma için karşılaştırma değeri taşıyacaktır. Cai ve ark. [8]'nin yapmış oldukları çalışmada farklı sürelerde nitrürasyon işlemi uygulanmış ve uygulanmamış C45 çeliği üzerindeki aşınma dayanımı incelenmiştir. Aynı aşınma koşullarında C45 çeliği 0,14 g kütle kaybı verirken, 120 dak nitrürasyon işlemi yapılmış C45 çeliğinin ise 0,0029 g kütle kaybı verdiğini bulmuşlardır. 90 dak ve üzeri uygulanan diğer nitrürasyonlu millerde de çok yakın sonuçlar görülmektedir. Aşınma karakterindeki iyileşmeyi ise nitrürasyon prosesinde oluşan azot difüzyonu sonucu tabakadaki $\epsilon\text{-Fe}_3\text{N}$ 'ün yüzey sertliğini artırmasına, Fe_3O_4 'in ise sürtünme katsayısını düşüren bir karakter kazandırmasına dayandırmışlardır. Lee [9] yapmış olduğu çalışmada iki farklı iç çapa sahip keçeyi test etmiş, $\varnothing 20 \times \varnothing 8$ ölçülerindeki keçe için 1.405 kgf ($\sim 13,8$ N) ve $\varnothing 20 \times \varnothing 10$ ölçülerindeki keçe için 1.450 kgf ($\sim 14,21$ N) sürtünme kuvveti değerleri bulmuştur. Bu durum göstermektedir ki mil çapı değişikliği, aynı keçe malzemesi ve dudak kesit tasarımı kullanılsa dahi sürtünme kuvvetinde etkindir. Farklı çapta mil tasarımları için aynı keçe tasarımlarındaki sürtünme kuvveti farklılıkları da ayrıca çalışılmaya ve modellenmeye açıktır. Benedetto ve ark. [10] yapmış oldukları çalışmada keçe malzemesinin, uygulama yerinde, uygulama ömrünü belirleyen en kritik parça olduğunu vurgulamışlardır.

Bu çalışmanın konusu gazlı amortisörlerde 3 farklı mil malzemesinin ve farklı özelliklerdeki keçelerin amortisör ömrüne olan etkisinin tribolojik olarak araştırılmasıdır. Kullanılacak olan miller nitrürasyon uygulanmış C35, krom kaplanmış C45 ve krom kaplanmış SS316'dır. Keçeler ise 90 ShR sertlikte olan NBR ve PU malzemelerden tercih edilmiştir.

2. Materyal ve Metot

2.1. Malzemeler

Bu çalışma kapsamında hazırlanan amortisör numunelerinde kullanılan bazı malzemeler ve teknik detaylar şu şekildedir. Mil malzemeleri: 1. Nitrürasyonlu C35 mil (QPQ®), 2. Krom kaplamalı C45 mil, 3. Krom kaplamalı SS316 mil. Keçe malzemeleri: 1. 90 ShR NBR keçe (Tablo 1) [11], 2. 90 ShR PU keçe (Tablo 1) [12]. Yağ: Shell Spirax S2 ATF AX (Tablo 2) [13]. Nitrürasyonlu C35 mil numuneleri, taşlama ve ovalama prosesleri ile dış yüzeyde hassas toleranslar içerisinde üretildikten sonra nitrürasyon prosesi uygulanmıştır. Nitrürasyon prosesinde ise 350-400 °C'de ön ısıtmadan sonra 580 °C'de cyanate tuzundan

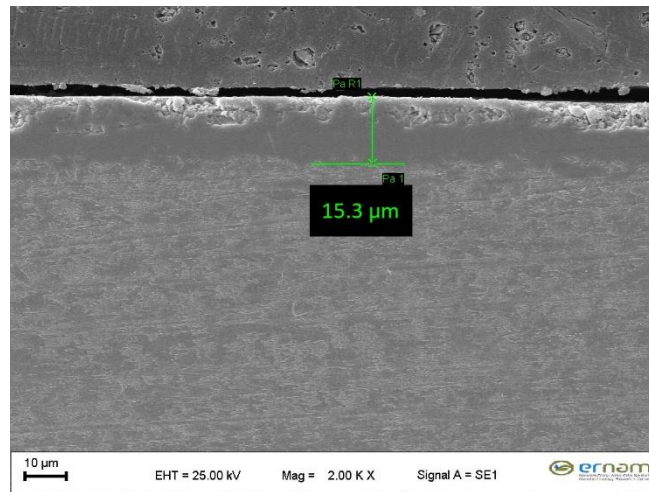
azot kopartılıp demir nitrür olarak malzeme yüzeyinde difüzyon 90 dak boyunca devam ettirilir. Bu aşama tuz nitrürasyon olarak bilinir. Akabinde 370-420 °C aralığında oksidasyon, oda sıcaklığında polisaj ve son işlem olarak 370-420°C aralığında yeniden oksidasyon işlemi uygulanmıştır. Nitrürasyonlu mil numunesi kesilerek bakalite alınmıştır. Şekil 4'te nitrürlenmiş C35 milin ve nitrürasyon tabakasının kesit SEM görüntüsü verilmektedir. Nitrürasyon sonucunda C35 çelik malzemesinde yaklaşık 15 µm tabaka kalınlığı ölçülmüş, belirgin bir beyaz tabakaya rastlanılmamıştır. Krom kaplamalı C45 mil numuneleri ise, C45 malzemesine elektroliz yöntemi ile krom kaplama uygulanarak hazırlanmıştır. Kaplama kalınlığı yapılan ölçümlerde yaklaşık 12 µm olarak ölçülmüştür (Şekil 5). SS316 (AISI 316) malzemesine de krom kaplama uygulanmıştır. Kaplama sertliği ISO 409/2 standardına göre 927 HV(0.2) olarak ölçülmüştür.

Tablo 1. NBR 90ShR ve PU 90ShR keçelerin özellikleri

NBR 90ShR Keçe Özelliği	Metot	Değer
Sertlik, Tip A	ASTM D2240	89
Çekme mukavemeti (MPa)	ASTM D412	19
Elastiklik (%)	ASTM D412	106
EO14 IRM 901 yağ, sertlik değişimi	ASTM D471	3
EO34 IRM 903 yağ, sertlik değişimi	ASTM D471	-8
PU 90ShR Keçe Özelliği	Metot	Değer
Sertlik, Tip A	DIN 53505	92
Çekme mukavemeti (MPa)	DIN 53504	51
Elastiklik modülü (MPa)	DIN 53504-S2	12
Abrazyon kaybı (mm ³)	DIN ISO 4649-A	30
Kırılma uzaması (%)	DIN 53504	460

Tablo 2. Gazlı amortisörlerde kullanılan yağın özellikleri

Shell Spirax S2 ATF AX Özelliği	Metot	Değer
Kinematik viskozite (mm ² /s)	ISO 3104 (@ 40 °C)	34.6
Kinematik viskozite (mm ² /s)	ISO 3104 (@ 100 °C)	7,1
Viskozite indeksi	ISO 2909	174
Yoğunluk (kg/m ³)	ISO 12185 (@ 15 °C)	874
Parlama noktası COC (°C)	ISO 2592	180
Akma noktası (°C)	ISO 3016	-45



Şekil 4. Nitrürlenmiş C35 milin ve nitrürasyon tabakasının kesit SEM görüntüsü (kalınlık ~15 µm)



Şekil 5. Krom kaplı C45 milin ve kaplama tabakasının kesit optik mikroskop görüntüsü (kalınlık ~12 µm)

Gazlı amortisörlerin çalışma ömrünü belirlemek için açma-kapama (çevrim) testleri yapılmaktadır. Bu açma-kapama testleri esnasında belirli açma-kapama aralıklarında (örneğin 30.000 açma-kapama testinde başlangıçta ve her 5.000’de bir) amortisörün kaybettiği yağ, kuvvet (F1, F2, F3, F4), sürtünme kuvveti (FR), mil yüzey pürüzlülüğü (R_a) kayıt altına alınmaktadır. Mil yüzey pürüzlülüğü, keçe aşınmasına doğrudan etki eden bir faktördür. Bu nedenle amortisörlerde mil yüzey pürüzlülüğü kontrol altında tutulmakta ve amortisör ömrünü arttıracak keçe malzemesi ile yüzey pürüzlülüğü ilişkisi araştırılmaktadır. Bu çalışmada Mitutoyo SurfTest SJ-210 portatif yüzey pürüzlülük ölçüm cihazı kullanılarak yüzey pürüzlülükleri ölçülmüştür.

2.2. Amortisör Kuvvet Ölçümleri

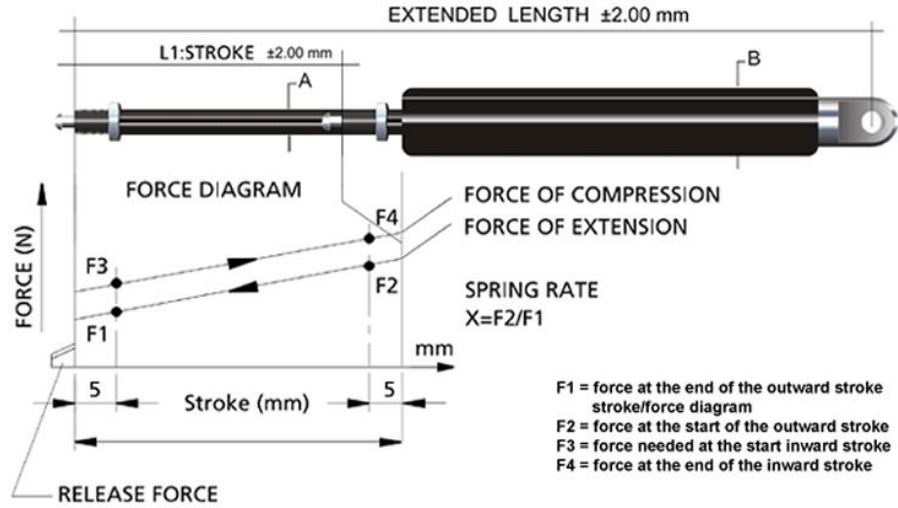
Kuvvet ölçümünde ZWICK FB020 universal amortisör kuvvet ölçümü test cihazı kullanılmıştır. Amortisör mili açık pozisyonda iken cihaza yerleştirilir. Basma/çekme test cihazlarına benzer şekilde bir fotosel tepki kuvvetini bilgisayara iletmektedir. Fotosel okuması sonucunda bilgisayar Newton olarak kuvvet ölçümünü vermektedir. İlk 5 mm amortisör kapatıldıktan sonra 5 sn beklenir. Bu bekleme süresi, amortisör içerisinde konum değiştiren pistonun ön tarafından arka tarafına doğru gaz geçişi için verilen zamandır. 5 mm pozisyonuna gelinip 5 sn beklediğinde sabit konumdayken okunan kuvvet belirli bir miktar düşer ve pistonun ön ve arka tarafındaki basıncın dengelenmesi ile sabitlenir. Okunan bu sabitlenmiş ilk değer statik bir ölçüm sonucu olarak F1 olarak tanımlanır.

Daha sonra boy mesafesinin son 5 mm’sine kadar dinamik olarak ilerleme ve ölçüm yapılır. Boy mesafesinin son 5 mm’sine gelindiğinde tekrar 5 sn beklenir ve statik olarak F2 değeri okunur. Amortisör son 5 mm için de ilerler. Artık amortisör tamamen kapanmış konumdadır. Şimdi ise test cihazı amortisörün açılmasına izin verecek şekilde yukarı doğru hareket eder ve 5 mm sonra durup statik olarak değer okunur. Bu değer ise F4’tür. F4 okunduktan sonra dinamik olarak amortisörün açılmasına devam edilir. Son 5 mm kala yeniden statik ölçüm yapılır. Ölçülen bu değer ise F3 olarak tanımlanır (Şekil 6).

$$F_1 - F_3 = F_2 - F_4 = F_R \text{ (Sürtünme Kuvveti)}$$

Elde edilen bu 4 kuvvet değerinden yukarıdaki formül ile sürtünme kuvveti hesaplanır. Amortisörün F2 ile F1 kuvveti arasındaki oran ise yaylanma olarak ifade edilen katsayıyı verir. Yaylanma bir amortisörün açık halde iken sahip olduğu kuvvetin, kapalı hale geldiğinde kaç katı bir kuvvete çıkacağını ifade eder.

$$\frac{F_2}{F_1} = X \text{ (Yaylanma Katsayısı)}$$



Şekil 6. Gazlı amortisör kuvvet ölçümü diyagramında F1, F2, F3, F4 noktaları

2.3. Açma-Kapama (Çevrim) Testleri

Ömür testi olarak da bilinen açma-kapama çevrim testleri, amortisörlerin kaç açma-kapama çevrimi sonunda sahip olduğu F1, F2, F3, F4 ve FR kuvvetlerini belirlenen yüzde oranında veya talep edilen kuvvet limitlerine ulaşana kadar çalışabildiği çevrim sayısıdır. Her bir açma-kapama hareketi amortisörün çalışan mil uzunluğu yani boy olarak ifade edilen ölçüsünün 2 katı kadardır. Örneğin uygulama yerinde %10 F1 gaz kaybına kadar çalışabilecek 100 mm boy ölçüsündeki bir amortisör, ömür testi sonucunda 50.000 çevrime kadar %10 gaz kaybına yaklaşıp ise, bu amortisörün çalışma ömrünün 100.000 boy olduğu dolayısıyla 100.000×100 mm sonucunda 10 km kadar bir aşınma söz konusu olduğu söylenir. Ömür testi boyunca, kuvvet değişimini takip etmek için belirli periyotlarda amortisör sökölüp, ZWICK kuvvet ölçme test cihazına bağlanıp hassas kuvvet ölçümleri yapılmaktadır. Daha sonra yeniden ömür testi cihazına bağlanan numune ile teste devam edilir. Bu ölçümler ise teste başlamadan önce ve belirlenen çevrim periyotlarında gerçekleştirilir. Talep edilen yüzde gaz kaybı elde edilene kadar test bu şekilde sürdürülür. Bu çalışmada kullanılan ömür testi cihazı Global Amortisör (İstanbul) firması tarafından imal edilmiş olup, pnömatrik pistonlar, manyetik sensörler ve elektronik kart vasıtası ile açma-kapama hareketi yaptırılmakta ve elektronik olarak kaç açma-kapama yaptığı kaydedilmektedir. Gazlı amortisör pnömatrik kafa ile sabit kafa arasında sabitlenir. Belirli hızda açma-kapama yapılır. Belirli periyotlarda bir sökölerek bazı ölçümler ve incelemeler yapılarak yeniden cihaza bağlanıp süreç devam ettirilir. İlk, son ve her bir çevrim aralığında amortisörün kaybettiği yağ miktarı, F1-F2-F3-F4-FR değerleri, mil yüzey pürüzlülüğü ve görsel mil yüzey kontrolü sağlanır.

İncelemeler şu şekilde özetlenebilir. Kuvvet Değerleri: Sürtünme kuvvetinin, F1-F2-F3-F4 kuvvetlerinin ölçümü ise Zwick test metodu ile sağlanır. Ömür testi boyunca uygulanan açma-kapama hızı ve ortam sıcaklığı sabit tutulur. Bu bilgiler ışığında genel olarak %15 gaz kaybı elde edilene kadar elde edilen çevrim süresi amortisörün kullanılabilir ömründe belirleyici rol oynar. Yağ Kaybı: Amortisörden kaçan yağın biriktiği havuzda toplanan yağ miktarı, çizgi referansları dikkate alınarak veya şırınga ile çekilerek ölçülmesi ile her bir çevrimde kaçan yağ miktarı tespit edilir. Tribolojik olarak mil yüzeyi ile keçe arasında sürtünmeyi azaltıcı rol oynayan yağ kaybı hızı, amortisörün yağsız kalabileceği ömrü belirlemede rol oynar. Genellikle talep edilen maksimum kuvvet kaybı bu süreden daha kısa sürdüğünden amortisör ömrünü belirlemek için kuvvet değerleri daha belirleyici rol alacaktır. Yağın kalitesi ise mil yüzey pürüzlülüğünün çalışma süreci boyunca etkisi ile keçe malzemesine olan kimyasal etkisi dikkate alınması gereken bir başka konudur. Yağın kimyasal özellikleri, kuvvet değerleri ve yüzey pürüzlülüğüne doğrudan etki etmektedir. Yüzey Pürüzlülüğü: Test öncesinde ve sonrasında her bir çevrim sonucunda mil yüzey pürüzlülüğü ölçümü yapılır. Görsel olarak da mil yüzeyinde beyaz ışık altında herhangi bir çizik, deformasyon, iz oluşumu olup olmadığı kontrol edilir. Bu bilgiler ışığında mil yüzeyi kalitesinin çalışma süresi boyunca değişimi izlenir.

Bu çalışmada yapılan tüm ömür testi deneylerinde %10 gaz kaybına ulaşana kadar her 5.000 çevrimde bir Zwick kuvvet ölçümleri yapılmıştır. Testlerde amortisörün üretimi ile, etkisinin araştırılacağı değişken tutulacak parametreler hariç diğer tüm özellikleri aynı olacak şekilde; 3 farklı mil yüzeyinin, aynı NBR keçe kullanımında mil yüzey özelliğindeki değişkenlerin etkileri ve 2 farklı keçenin, aynı yüzey özelliklerdeki QPQ mil kullanımında keçe malzemesinin değişkenlerinin etkileri ayrı ayrı çalışılmıştır. Amortisörün ömür testine olan etkisi, mil yüzeylerindeki pürüzlülüğün etkisi, amortisörün sürtünme kuvvetindeki değişim, sızdırmazlık, vb. etkenler üzerinde çalışma yapılmış ve sonuçlar yorumlanmıştır. En yaygın gazlı amortisör mil çapları Ø4, Ø6, Ø8, Ø10, Ø12, Ø14, Ø20 ve Ø22 mm ölçülerindedir. Bu çalışmada, Ø8 mm mil çapı ve Ø18 mm boru çapındaki standart bir amortisör ürünü kullanılmıştır. Tüm parametreler eşit olacak şekilde mil malzemesi, yüzey kaplaması, keçe malzemesi değişkenliğinde çalışma yapılmış ve her numunenin çalışma ömrü tespit edilmiştir.

3. Bulgular

3.1. Mil Yüzey Pürüzlülüğünün Amortisör Ömrüne Olan Etkisi

Mil yüzey pürüzlülüğünün amortisör ömrüne olan etkisini analiz etmek için Tablo 3'teki amortisör özelliklerinde Tablo 4'teki gibi 3 farklı numuneden 3'er adet hazırlanıp ömür testi uygulanmıştır. Bu numunelerde tüm değişkenler aynı, yalnızca mil malzemeleri ve kaplamaları farklıdır.

Tablo 3. Test edilecek amortisörlerin özellikleri

Özellik	Değer
Mil	Ø8 mm
Boru İç Çapı	Ø16 mm
Keçe	NBR 90 ShR
Kuvvet	600 N
Çalışan Boy	202 mm
Yağ Viskozite İndeksi	174 (ISO 2909) [13]
Yağ Kinematik Viskozite (40 °C)	34,6 mm ² /s [13]

Tablo 4. Numune kodlama yapısı

Numune Kodlaması	Ana Mil Malzemesi	Yüzey Kaplaması
CNxx	C35	Nitrürasyon
CCxx	C45	Krom Kaplama
SCxx	SS316L	Krom Kaplama

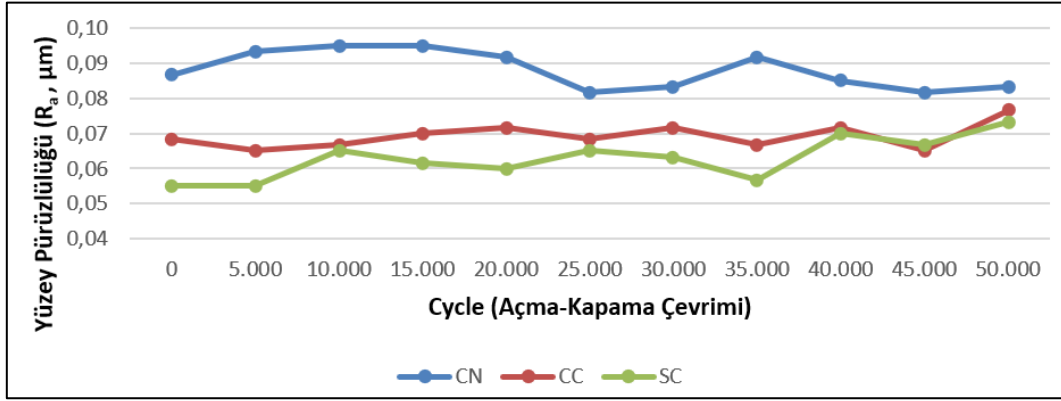
"xx" ile ifade edilen kısım numune no'sunu belirtmiş ve her numuneden 3'er adet hazırlanmıştır.

Mil malzemesinin değişkenliğinde diğer parametreler sabit tutulduğunda test öncesi ve sonrası mil yüzey pürüzlülükleri ile yüzde olarak gaz kaybı sonuçları numune bazında Tablo 5'te sunulmuştur.

Tablo 5. Test öncesi ve sonrası yüzey pürüzlülükleri ölçümleri ve gaz kayıpları

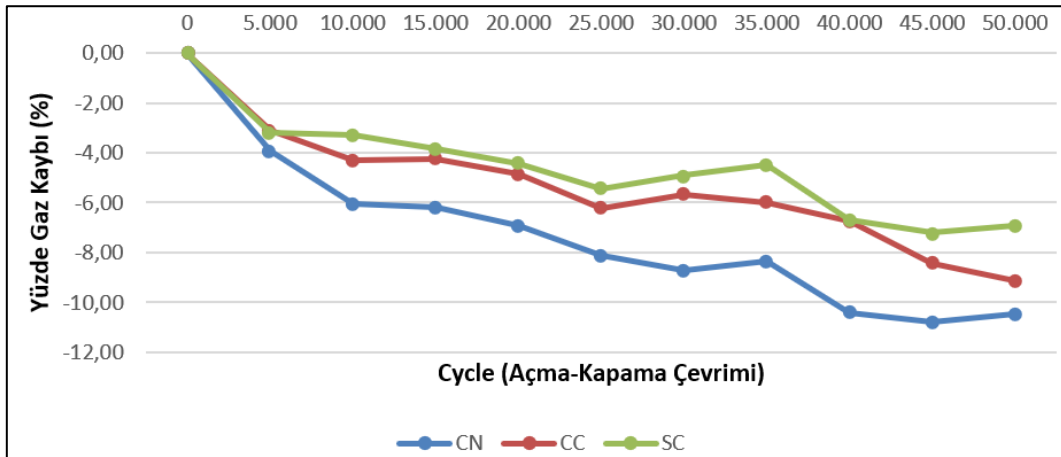
Numune Kodu	Mil Malzemesi	İşlem / Kaplama	Test Öncesi	Test Sonrası	
			Yüzey Pürüzlülüğü R_a (µm)	Yüzey Pürüzlülüğü R_a (µm)	Gaz Kaybı (%)
CN01	C35	Nitrürasyon	0,090	0,075	10,01
CN02	C35	Nitrürasyon	0,090	0,080	10,69
CN03	C35	Nitrürasyon	0,080	0,095	8,92
CC01	C45	Krom Kap.	0,070	0,075	9,68
CC02	C45	Krom Kap.	0,070	0,065	7,39
CC03	C45	Krom Kap.	0,065	0,090	10,55
SC01	SS316L	Krom Kap.	0,055	0,060	5,51
SC02	SS316L	Krom Kap.	0,065	0,070	9,72
SC03	SS316L	Krom Kap.	0,055	0,090	8,69

Yüzey pürüzlülüklerindeki ortalama değişimler incelendiğinde, 50.000 çevrim ömür testi sonucunda 0,02 µm boyutunda değişimler izlenmiştir. Yüzey pürüzlülüğündeki değişim Şekil 7’de grafikleştirilmiştir. Nitrürasyonlu millerin yüzey pürüzlülüğü krom kaplamalı olanlara göre daha yüksek ölçülmüştür. Buna karşın krom kaplamalı numunelerde yüzey pürüzlülüğü artış eğiliminde iken, nitrürasyonlu milde artış ve düşüş eğiliminde olduğu görülmüştür.



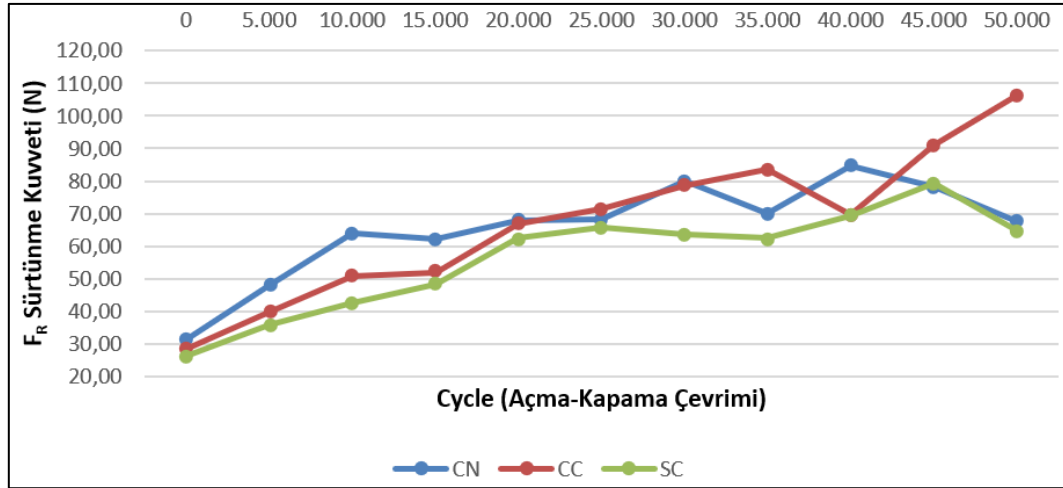
Şekil 7. Test sonucunda elde edilen ortalama yüzey pürüzlülükleri grafiği

Amortisörün ömür testleri boyunca gaz kayıpları Şekil 8’de gösterilmiştir. Şekil 7 ile karşılaştırıldığında, yüzey pürüzlülüğü değişimi ve mutlak büyüklüğü, amortisörün gaz kaybı ile ters orantı ile örtüşmektedir. Yani yüzey pürüzlülüğü düşük olan amortisörün gaz kaybı, yüzey pürüzlülüğü yüksek olan amortisöre göre çok daha az olmuş ve ömür testi boyunca yüzey pürüzlülüğündeki değişim ile amortisör gaz kaybındaki değişim tutarlı olarak görülmüştür.



Şekil 8. Test sonucunda elde edilen ortalama yüzde gaz kayıpları grafiği

Sürtünme kuvvetindeki değişim ise Şekil 9’da gösterilmiştir. CC numunesindeki 40.000 çevrimden sonraki ani sürtünme kuvveti artışı haricinde sürtünme kuvvetleri nispeten yakın çıkmıştır. Sürtünme kuvvetine etki eden temel bileşenler, amortisördeki parçaların salgıları, sızdırmazlık parçalarının hareketli mil parçası ile oluşturduğu ara yüzey etkileşimindeki aşınma ve baskıdır. İlk 10.000 çevrime kadar lineer ilerleyen sürtünme kuvvetindeki değişim, yüzey pürüzlülükleri ile ilişkilendirilebilir. Yüzey pürüzlülüğü düşük olan amortisörün sürtünme kuvveti de düşük çıkmıştır. Dolayısıyla mil yüzey pürüzlülüğü düştükçe, sürtünme kuvvetinin de düştüğü görülmüştür. Şekil 9’daki CC numunesindeki 40.000 çevrimdeki ani artış, Şekil 8’deki gaz kaybı ilerleyişinde benzer etkide bir düşüş göstermemiştir.



Şekil 9. Test sonucunda elde edilen ortalama sürtünme kuvvetleri grafiği

3.2. Keçe Malzemesinin Amortisör Ömrüne Etkisi (PU Keçe)

Keçe malzemesinin amortisör ömrüne olan etkisini incelemek için daha önce NBR ve QPQ mil ile yapılmış olan testlere karşın PU keçeli ve QPQ mil ile ayrıca numune çalışması yapıp ömür testleri karşılaştırmalı olarak yorumlanmıştır. Bu sayede iki keçe malzemesinin amortisör ömrüne olan etkisi doğrudan görülebilmektedir. Tablo 6'da özellikleri verilmiş olan PU keçeli QPQ milli numuneye ömür testi uygulanmış, testin sonucu Tablo 7'de verilmiştir. Bu sonuçlara göre NBR keçeli ve nitrürasyon uygulanmış mil ile hazırlanan numunelerde FR sürtünme kuvvetinin 100 N'un altında kaldığı görülürken, PU keçeli, nitrürasyon uygulanmış mil ile hazırlanan numunelerde 200 N'a kadar ulaştığı gözlenmiştir. Ayrıca NBR keçeli amortisörlerde yağ kaybı 0,5 cc'yi geçmemiş iken, PU keçeli numunelerde 1,8cc'ye kadar yağ kaybı ölçülmüştür. Bununla birlikte, PU keçe daha rijit bir karakter göstermiş ve 113.000 çevrime kadar %6,61'lik bir gaz kaybı göstermiştir. Ömür testleri sonucu mil yüzeylerinin optik mikroskop ve SEM görüntüleri Şekil 10'da görülmektedir. Hem krom kaplı hem de nitrürlenmiş millerde kayma yönünde makro ve mikro abrazyon aşınma çiziklerine rastlanılmıştır. Dikey çizgilerin taşlama esnasında oluşan çizikler olduğu düşünülmektedir. Nitrürasyon uygulanmış mil yüzeyinin daha pürüzlü olduğu da dikkat çekmektedir. Krom kaplı numunelere göre başlangıç pürüzlülüğünün yüksek olması bunun sebebidir.

Tablo 6. PU keçe testindeki numune özellikleri

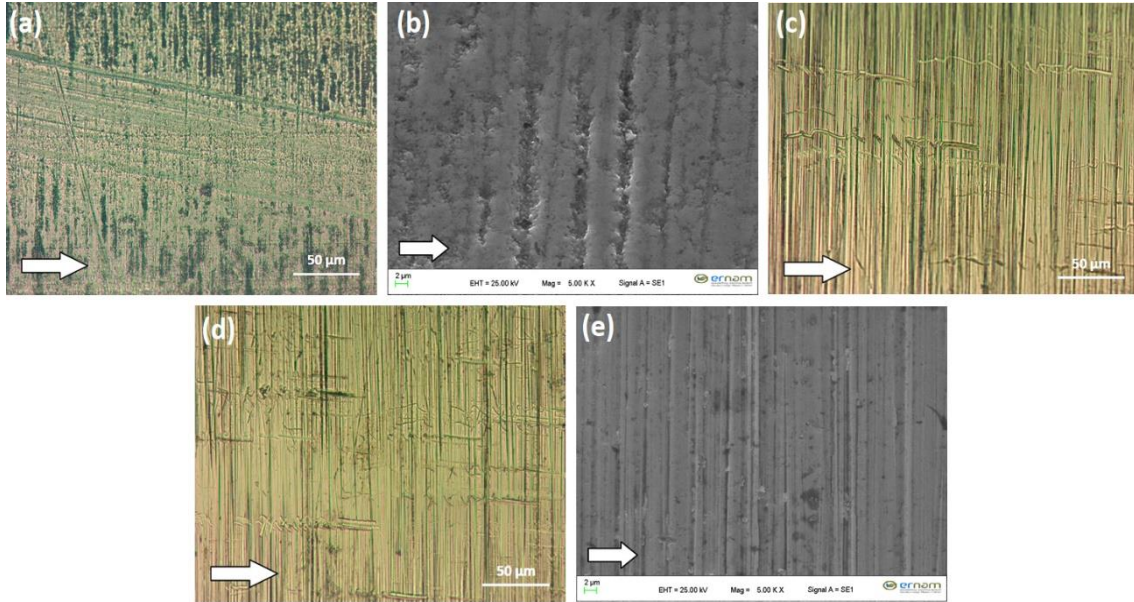
Özellik	Değer
Mil	Ø8 mm
Boru İç Çapı	Ø16 mm
Kuvvet	600 N
Keçe	PU 94 ShR
Çalışan Boy	202 mm
Yağ Viskozite İndeksi	174 (ISO 2909) [13]
Yağ Kinematik Viskozite (40 °C)	34,6 mm ² /s [13]
Mil	Nitrürasyonlu (0,8 µm R _a)

4. Bulgular ve Tartışma

Yüzey pürüzlülüğü ve mil malzemesi ile uygulanan yüzey işlemleri değişkenleri ile yapılan ömür testleri sonucunda 10.000 çevrime kadar sürtünme kuvvetlerinin lineer olarak arttığı gözlenmiştir. 10.000 çevrim sonunda sürtünme kuvveti değişkenlik göstererek seyretmiştir. Bu değişkenliğin sebebi ise birden fazla etkinin toplamı olarak yorumlanmıştır. Örneğin keçe dudaklarının yıpranması sürtünme kuvvetini artırırken, çalışma boyunca gaz kaybı yaşanması ise keçelere yapılan etki kuvvetini azalttığından, sürtünme kuvvetini de azaltma yönünde etki edecektir.

Tablo 7. PU keçeli amortisör ömür testi sonuçları

Çevrim	F1	F2	F3	F4	FR	Kuvvet Kaybı %
0	607,04	843,97	709,10	946,03	102,06	0,00
5.000	604,92	805,57	742,45	943,10	137,53	-0,35
10.000	586,19	800,85	789,28	1.003,94	203,09	-3,43
15.000	593,00	820,44	739,42	966,86	146,42	-2,31
20.000	601,26	833,75	740,33	972,82	139,07	-0,95
25.000	612,00	842,39	735,67	966,06	123,67	0,82
30.000	592,05	829,21	734,09	971,25	142,04	-2,47
35.000	608,83	838,97	730,06	960,20	121,23	0,29
50.000	585,54	813,61	725,90	953,97	140,36	-3,54
70.000	574,55	777,71	701,83	904,99	127,28	-5,35
78.000	581,14	775,98	686,94	881,78	105,80	-4,27
86.000	569,20	755,04	688,79	874,63	119,59	-6,23
94.000	566,66	746,27	674,30	853,91	107,64	-6,65
113.000	566,92	723,21	668,74	825,03	101,82	-6,61
121.000	533,51	706,46	674,02	846,97	140,51	-12,11



Şekil 10. Ömür testi sonrası yüzey optik mikroskop ve SEM görüntüleri: (a), (b) nitrürlenmiş C35 mil, (c), (d), (e) krom kaplı SS316 mil (oklar kayma yönünü göstermektedir)

Ömür testi boyunca CN numunelerinin pürüzlülüğü azalırken, SC ve CC numunelerinin pürüzlülüğü artmıştır. Yapılan yüzey pürüzlülüğü ölçümlerine göre ise, krom kaplamalı milin yüzey pürüzlülüğündeki artış hemen hemen tüm numunelerde aynı oranda ölçülürken, nitrürasyon uygulanmış 3 numunenin 2'sinde azalmış ancak birinde artmıştır. Ortalama olarak bakıldığında ise nitrürasyonlu numunelerde pürüzlülük düşmüştür. Dolayısıyla gazlı amortisör çalışırken krom kaplamalı numunelerde yüzey pürüzlülüğü artarken, nitrürasyon uygulanmış numunede yüzey pürüzlülüğü azalmıştır. 50.000 çevrim için test öncesi ve sonrası mutlak ortalama pürüzlülük değişimi ise 0,1 µm olarak ölçülmüştür. Buna karşın bu değişimler, başlangıçtaki yüzey pürüzlülüğü değerlerine göre kuvvet kaybı etkisindeki mil sıralamasını etkilememiş, başlangıçtaki yüzey pürüzlülüğü düşük olan mil en yüksek ömür testi dayanımını vermiştir. Yalnızca yüzey pürüzlülüğünün etkisi değerlendirilmek istendiğinde Tablo 8'de görülebileceği gibi yüzey pürüzlülüğü azaldıkça, kuvvet kaybı da yakın oranda azalmıştır. Dolayısıyla mil yüzey pürüzlülüğü amortisör ömrünü belirlemek için doğrudan etken olmuştur.

Tablo 8. Ömür testi öncesi ve sonrasındaki ortalama yüzey pürüzlülüğü ve kuvvet kaybı değerleri

Numune	Test Öncesi Ortalama Yüzey Pürüzlülükleri (R_a , μm)	Test Sonrası Ortalama Yüzey Pürüzlülükleri (R_a , μm)	Kuvvet Kaybı %
CN	0,09	0,08	-10,5
CC	0,07	0,08	-9,1
SC	0,06	0,07	-6,9

50.000 çevrim sonunda en çok gaz kaybı CN numunelerinde görülürken, en az gaz kaybı SC numunelerinde gözlenmiştir. Yapılan tüm testlerin sonucunda pürüzlülük azaldıkça gaz kaybı ciddi oranda azalmıştır. Ancak sürtünme kuvveti dikkate alındığında CN ve SC numunelerine göre sürtünme kuvveti CC numunelerinde ciddi oranda artmıştır. Mil yüzey pürüzlülüğünün amortisör ömrüne etkisi çalışmalarında amortisör salgısı ve kullanılan tüm diğer bileşenlerin aynı olması, aynı basınçlarda gaz şarj edilmiş olmaları yapılan testlerin mukayesesinin doğruluğunu arttırmakta önemli rol oynamıştır.

NBR ve PU keçe kullanımının amortisörün kullanım ömrüne olan etkisinin incelenmesi sonucunda, PU keçeli amortisörün, NBR keçeli amortisöre göre sürtünme kuvvetinde 2 kat artış vermesine karşın, sızdırmazlık anlamında 2 katın üzerinde performans göstererek çalışma ömrü sağladığı görülmüştür. Sürtünme kuvvetindeki artış aynı zamanda sızdırmazlık anlamında daha büyük bir kuvvet ile mil-keçe ara yüzeyinde etkileşim olduğunu göstermektedir. Mil-keçe yüzeyindeki etkileşimi bir katsayı olarak düşünürsek, benzer oranda amortisör ömrünün arttığı da söylenebilir. Ancak PU keçeli amortisörün ömür testinde görülebileceği gibi 113.000 çevrime kadar %6,61 basınç kaybı yaşanmış iken, 121.000 çevrimde %12,11'lik ani bir basınç kaybı yaşanmıştır. Aynı zamanda NBR keçeli numunelerde 0,5 cc altında bir yağ kaybı görülür iken PU keçeli amortisör numunesinde 1,8 cc'ye kadar yağ kaybı ölçülmüştür. Bu ani basınç kaybı ve yağ kaybının tartışmasız sebebi keçe dudaklarındaki deformasyondur. Yüksek sürtünme kuvvetinden dolayı keçe dudağında biriken gerilme deformasyon ile sonuçlanmıştır.

Tablo 8'deki sonuçlara göre yüzey pürüzlülüğü düştükçe gaz kaybının da daha az olduğu görülmüş ve yüzey pürüzlülüğünün gazlı amortisörün çalışma ömründe doğrudan etkili olduğu tespit edilmiştir. Mil yüzeyindeki pürüzlülükte yapılabilecek iyileştirme çalışmalarının doğrudan amortisör ömrünü iyileştireceği açıktır. Ancak pürüzlülük alanında yapılacak olan iyileştirmeler bir eşik noktasından sonra yapılmaya sebep olabilir. Bengisu ve ark. [6] yapmış oldukları çalışmada yüzey pürüzlülüğündeki iyileşmenin kayma hareketinin gücünü arttırdığını, ancak belli bir eşik geçildiğinde yapışma görülebileceğini teorik olarak ifade etmişler ve bu eşik değerinin kabaca deformasyon kuvvetlerinin büyüklüğüne karşılık geldiğini söylemişlerdir. Gazlı amortisörün çalışma ömrüne etki edebilecek farklı viskozitelerde yağ kullanımının etkisi, çalışma salgısına etki edebilecek farklı yataklama uzunluklarının etkisi, keçe dudaklarına uygulanan farklı basınçların etkisi (düşük ve yüksek basınç) ve mil çapı değişkenliğinin ömür testine olan etkisinin ayrı ayrı çalışılması ve yorumlanmasının bu çalışmayı tamamlayıcı olarak rol oynayacağı da düşünülmektedir. Bengisu ve ark. [6] ayrıca temas bölgelerindeki direnç kuvvetlerinin toplamının sürtünme kuvvetini oluşturduğunu belirtmişlerdir. Dolayısıyla mil çapındaki artışın, temas bölgesi alanını arttıracığından sürtünme kuvvetini artırma yönünde de bir etki gösterebileceği teorik olarak ifade edilmiştir. Devlen ve ark. [7] yapmış oldukları çalışmada K751 itici yaylı karbon katkılı PTFE piston keçesine dikkat çekmişlerdir. Bu çalışmada yapılan NBR ve PU keçe testlerine ve sonuçlarına istinaden önerilen bu keçenin de test edilmesi hem kıyaslama hem doğrulama açısından önerilmektedir. Gunen ve ark. [14] ise yaptıkları çalışmada termo reaktif difüzyon (TRD) yöntemiyle kromlama işleminin AISI 5115 çeliğinin karakterizasyon özelliklerine etkisini araştırmışlardır. Kimyasal ve fiziksel buhar biriktirme yöntemleri ile elde edilen kaplama kalınlıklarına benzer kalınlıklarda ve sert kaplamalar elde edilebildiği için yöntemin amortisör millerinde kullanımı da araştırılabilecek bir başka konudur.

5. Sonuçlar

Bu çalışmada, aynı çaplarda ve aynı özelliklerde hazırlanmış olan gazlı amortisörlerde nitrürasyon uygulanmış C35, krom kaplanmış C45 ve krom kaplanmış SS316 olmak üzere 3 farklı milin ve farklı özelliklerdeki keçelerin amortisör ömrüne olan etkisi tribolojik olarak araştırılmıştır. Bulunan sonuçlar şu şekilde özetlenebilir:

1. Ömür testi boyunca CN numunelerinin pürüzlülüğü azalırken, SC ve CC numunelerinin pürüzlülüğü artmıştır.
2. Yüzey pürüzlülüğü düşük olan numunelerin kuvvet kaybı da az olmuştur. 50.000 çevrim sonucunda en çok gaz kaybı CN numunelerinde görülürken, en az gaz kaybı SC numunelerinde gözlenmiştir. Numunelerin ömür testi boyunca yüzey pürüzlülüğündeki değişim, numunelerin gaz kaybı sıralamasını değiştirebilecek kadar büyük bir etki sağlamamış olsa da yüzey pürüzlülük değerlerine göre tespit edilen gaz kayıpları sonuçları değerlendirildiğinde yüzey pürüzlülüğü-kuvvet kaybı etkileşimi doğru orantılı izlenmiştir.
3. Sürtünme kuvveti dikkate alındığında CN ve SC numunelerine göre sürtünme kuvveti CC numunelerinde ciddi oranda artmıştır.
4. PU keçeli amortisörün, NBR keçeli amortisöre göre sürtünme kuvvetinde 2 kat artış vermesine karşın, sızdırmazlık anlamında 2 katın üzerinde performans göstererek çalışma ömrü sağladığı görülmüştür.

Kaynaklar

- [1] Y. Soydan and L. Ulukan, *Temel Triboloji*. Kopisan, 2013.
- [2] S. Kessel, "Publication of Stabilus Full Year Results for Fiscal Year 2018, Annual Report," 2018. [Online]. Available: <http://ir.stabilus.com/download/companies/stabilus/Annual%20Reports/LU1066226637-JA-2017-EQ-E-00.pdf>. [Accessed May 17, 2021].
- [3] K. Sakarya and S. Karakoç, "Ağır hizmet uygulamalarında kullanılan sızdırmazlık elemanlarında yenilikler," In Proc. VI. Ulusal Hidrolik Pnömatik Kongresi, 2011, pp. 57-72.
- [4] A. Yildiz, O. Kopmaz and Y. Gokyer, "Binek araçlarda kullanılan gazlı pistonlu bagaj kapağı açma kapama mekanizmalarının incelenmesi", *Uludağ University Journal of The Faculty of Engineering*, vol. 20, pp. 1-10, 2015.
- [5] J. Boblet and M. Kreutz, "TUFFTRIDE / QPQ Process," 2000. [Online]. Available: <http://www.houstonunlimitedinc.com/pdf/Tufftride.pdf>. [Accessed May 17, 2021].
- [6] M. T. Bengisu and A. Akay, "Stick-slip oscillations: Dynamics of friction and surface roughness", *The Journal of the Acoustical Society of America*, vol. 105, pp. 194-205, 1999.
- [7] O. Devlen and K. Sakarya, "PTFE ürünlerinde gelişmeler ve sızdırmazlık teknolojisinde kullanım alanları" In Proc. VI. Ulusal Hidrolik Pnömatik Kongresi, 2011, pp. 349-364.
- [8] W. Cai, F. Meng, X. Gao and J. Hu, "Effect of QPQ nitriding time on wear and corrosion behavior of 45 carbon steel", *Applied Surface Science*, vol. 261, pp. 411-414, 2012.
- [9] J.-I. Lee, "The development of gas seal lip technology on piston rod for reducing a friction force on moving gas spring elevation", *Journal of the Korea Academia-Industrial cooperation Society*, vol. 16, pp. 7166-7175, 2015.
- [10] G. D. Benedetto, M. Organisciak, G. Popovici and A. Stijepić, "Film thickness prediction of radial lip seal", *FME Transactions*, vol. 37, pp. 87-90, 2009.
- [11] D. W. Irman, and H. Bollman, "Skf sealing NBR00450 (NB9016) technical datasheet", 2010.
- [12] Kastasealing Technologies A.S., "PU9201 Material Datasheet". 2012. [Online]. Available: http://www.hydrokrak.pl/data/pdf/Kastasealing_NewProducts_Catalogue_EN.pdf. [Accessed May 17, 2021].
- [13] Shell, "Shell Spirax S2 ATF AX Datasheet". 2015. [Online]. Available: <http://www.ozgunshell.com/yuklemeler/shell-spirax/SHELL%20SPIRAX%20S2%20ATF%20AX.pdf>. [Accessed May 17, 2021].
- [14] I. Gunes and A. G. Celik, "Surface characterization of chromized AISI 5115 steel by thermo reactive diffusion method", *Journal of Characterization*, vol. 1, pp. 61-65, 2021.