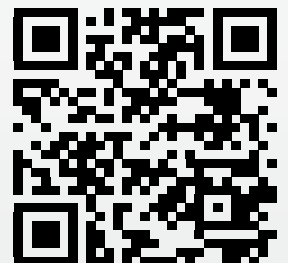


IJIEA



INTERNATIONAL JOURNAL OF
INNOVATIVE ENGINEERING APPLICATIONS



Editor-in-Chief

Prof. Dr. Niyazi ÖZDEMİR

Prof. Dr. Hikmet ESEN

Executive Editor-in-Chief

Prof. Dr. Messaoud SAIDANI

Prof. Dr. Niyazi BULUT

Prof. Dr. Kemal LEBLEBİCİOĞLU

Asst. Prof. Dr. Salwa BOUADILA

Editorial Secretary / Layout Editor

Res. Asst. Abdullah KAPICIOĞLU

Associate Editor

Prof. Dr. Engin AVCI

Assoc. Prof. Dr. Özge HANAY

Prof. Dr. Oğuzhan KELEŞTEMUR

Assoc. Prof. Dr. Ulaş ÇAYDAŞ

Assoc. Prof. Dr. Resul COTELİ

Assoc. Prof. Dr. Murat GÖKÇEK

Assoc. Prof. Dr. H. Mehmet BAŞKONUŞ

Asst. Prof. Dr. Ferit AK

Asst. Prof. Dr. G. Tuna KELEŞTEMUR

Editorial Office

Assoc. Prof. Dr. İnanç ÖZGEN

Assoc. Prof. Dr. Muhammet KARATON

Asst. Prof. Dr. Yusuf DOĞAN

Dr. Alper POLAT

Secretariat

Instructor Habip ŞAHİN

Res. Asst. Cihangir KALE

International Journal of Innovative Engineering Applications is published June and December.

Adress for the manuscripts and correspondence:

Uluslararası Yenilikçi Mühendislik Uygulamaları Dergisi
Fırat Üniversitesi Kampüsü Teknoloji Fakültesi Merkez –Elazığ

Tel: +90 424 237 0000/ Ext.7655

e-mail: ijieatr@gmail.com

ISSN: 2587-1943

Elazığ-2019

USING OF METAL COATED DIAMOND BY POLYMERIC BINDER IN DESIGN OF SEGMENT USED IN NATURAL STONE SAWING PROCESS

H. Sübütaý 1, M. Şimşir 2

Original scientific paper

Performance of segment in the natural stone sawing process is decreased due to various reasons such as; non-uniform distribution of diamond grits, contact of diamond grits to each other's, segregation of uncoated diamond grits in metal matrix, wrongly selected type of metal powders and diamond grit size. The aim of this experimental work is to prevent the clustering of diamond grits in segment production and to improve the sawing performance of segment in terms of microstructure, density, hardness and wear properties by using metal coated diamond grits. Three types of diamond segments (A: Commercial segment, B: Diamond with coated segment, E: segment without diamond) were produced in different compositions by powder metallurgy (P/M) and each one of the segment sample was sintered at three different temperatures (800, 900, 1000 °C) holding fifteen minutes under vacuum by hot pressing method.

The highest hardness and wear resistance have been determined in B type sample sintered 900 °C. The phases formed in the microstructures were analyzed using SEM, EDS techniques and mapping. Fractured surfaces and wear surface were examined by scanning electron microscopy and the fracture, wear mechanisms were evaluated.

Keywords: Powder Metallurgy; Segment; Metal Coated Diamond; Microstructure; Mechanical Properties; Wear

1 Introduction

It is reported that the natural stone processing industry has shown rapid development since 1930. Turkey has been influenced by this behavior, and many natural stone factories have been established in the last 30 years. Cutting disc (especially on the periphery of the steel disc in brazed diamond tool) consumption is the primary economic expenditure for natural stone processing [1]. Diamond reinforced metal matrix composites (MMCs) have been widely used for drilling, grinding, cutting and polishing in the natural stone, civil engineering, construction and ceramics industries due to the extreme hardness of diamond. Cutting tools can be produced using methods [2, 3] such as cold pressing and sintering, hot pressing, brazing and infiltration, hot isostatic pressing (HIP) and spark plasma sintering etc. Powder Metallurgy (PM) is the only viable method for manufacturing these tools because the solid state prevents excessive chemical interaction between the metal phase and the diamond, thereby avoiding graphitization [4]. Furthermore, friction decreases between powder and steel mold and cutting tools can be produced at lower temperature and under lower pressure. Cutting tool called segment is consisting of metal matrix and diamond. Basically, two types of metal powders are mixed and formed metal matrix. One is filler metal powders such as; Cu, Sn, brass and bronze [5]. These metals have lower chemical affinity to carbon and fill the pores formed during sintering. Second is the binder metal powders such as; Co, Ni, Fe, Ti, W and prealloyed powders (NEXT, KEEN etc.) [6]. These metals have higher chemical affinity to carbon. When diamond reinforced MMCs are heated, the metals attack the diamond surface and bonds are formed between the diamond surface and metal powder. These particular metals (Co, Ni, Fe, Ti, and W) have good wettability and chemical compatibility that holds the diamonds together and forms chip flow grooves via rapid wear during cutting. Also, the usage of which type powder as a binder metal into matrix depends on type of stone to be cut [7]. In addition to that metal carbides (MxCy; M=B, T, W etc.) particles can be defined as a third types of powder which can be added into metal matrix as wear controller [8, 9].

Addition of filler metal powders and MxCy particles modify the metallic binder phase characteristics, though the use of these additions is subordinated to the successful sintering of the tool material: total densification, good bonding between the diamond particles and the binder phase and chemical stability of the diamond during sintering

The use of diamond reinforced MMCs in the natural stone industry depends on the production conditions, working conditions and the texture of natural stones used. The parameters adopted for the production of diamond reinforced MMCs depends on (1) the bonding strength between the diamond grain and the matrix [10], (2) the wear rates of the diamond and the matrix [11] (3) the diamond quality (e.g., grain size, grain shape and strength) and (4) the diamond concentration in the composite [10, 12]. Oliveira et al. [13] stated that the mechanical properties (such as hardness and wear resistance) of diamond reinforced metal matrix composites mainly depend on the selection of matrix constituents. The mechanical behavior of the matrix can be varied by the addition of various alloying elements [14-24]. Bonding between the diamond and alloying elements occurs due to a reaction between the diamond surface and the surrounding metal matrix. The extent of this reaction depends upon the metal powder composition, particle size and distribution of the metals, processing temperature [14, 17] and time [9, 25].

Performance of segment in the natural stone sawing process is decreased due to various reasons such as; non-uniform distribution of diamond grits, contact of diamond grits to each other's, clustering of uncoated diamond grits in metal matrix, wrongly selected type of metal powders and diamond grit size. In all of these literatures given above, it is assumed that added diamond grits and metal carbides particles distributed in the metal matrix uniformly and homogeneously. However, this situation is never obtained since there are great differences in densities between metal powders (7.0-8.9 gm/cm³), diamond (3.51 gm/cm³) and metal carbides (for example; 15.63 gm/cm³ for WC). It is assumed that diamond grits have been distributed uniformly in metal powders in the serial production. Performance of segment produced by powder

metallurgy (PM) is decreased due to non-uniform distribution of diamond grits in the segment.

Non-uniform distribution of diamond grits causes contact of diamond grits to each other's and clustering in metal matrix. Therefore, weak diamond –matrix bond takes place [24]. This problem is not solved by using Ti-coated diamond grits in segment production. Ti-coating thickness is around 1 μ m and TiC hard phase occurs on the surface of diamond grits. Touching or clustering of Ti-coated diamond in the metal matrix takes place due to same reason. If diamond grit is surrounded and bonded by metal powder using polymeric binder, metal coated diamond pellet is produced. The density of produced metal coated diamond pellets is higher than that of diamond and by this manner density differences are disappeared.

The aim of this experimental work is to prevent the touching or clustering of diamond grits in segment production and to improve the mechanical properties of segment in terms of hardness and wear properties by using metal coated diamond grits with polymeric binder.

2 Experimental method

In this study, the commercial segment is used as reference sample (sample A types), therefore the amount of constituents used in commercial segment production was not given here due to commercial secret. However, MX 1480 powder obtained from Eurotungstene (France) firm is used as matrix metal. MX 1480 powder is mixture of NEXT100 prealloyed and 20% Fe metal powders (NEXT100 powder is consisting of 29 Fe + 46 Cu + 25 Co in % weight). Powders size of MX 1480 is less than 100 μ m. Bronze powder was used as filler metal and size is less than 50 μ m. The ratio of MX1480 premixed powder to bronze is 4:1 in all produced segments. Elemental analysis of MX 1480 of prealloyed mixed powder was conducted by using Energy dispersive spectroscopy (EDS). Figure 1 shows the results of EDS analysis. Type E segments were produced without diamond powder (i.e. in the same time matrix of segment). Ti-Coated diamond powder was used for type B segment. The used materials for production of segment have been given in Table 1.

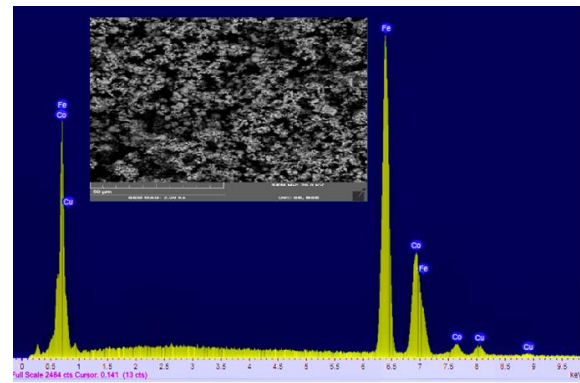


Figure 1. EDS analysis of Pre-alloyed mixed powder

Grit size of diamond is 40/50 mesh, and 20 concentration (where a concentration of 100% diamond grits was designated as 4.4 carat/cm³) of Ti-coated diamond was used. For type of segment B, 20 concentration of Ti-coated diamond was coated with metal mixture (Co+bronze) by polymeric binder.

Diamond pellets were produced by Elementsix firm. Elemental mapping of diamond pellets was applied by using EDS. Figure 2 shows the elemental mapping of diamond pellet. Type B segments were consisted of 50% wt. matrix metal and 50% wt diamond pellets.

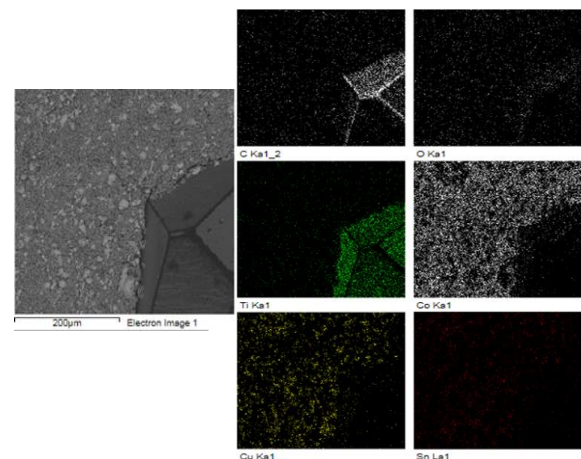


Figure 2. Elemental mapping of metal coated diamond

Table 1. Materials for segment production and sintering temperature.

Segment	Matrix	Diamond	Sintering Tem. (°C)
A	MX 1480 Pre alloyed mixed powder	Bronze (85/15 Cu-Sn) 20 Conc. diamond	800 900 1000
B	MX 1480 Pre alloyed mixed powder	Bronze (85/15 Cu-Sn) 20 Conc. diamond	800 900 1000
E	MX 1480 Pre alloyed mixed powder	-	800 900 1000

The production conditions (powder mixing time, heating- cooling rates, diamond concentration, hot pressing, and lubricant) of the commercial segment are the same as that of the produced segments in the current study. The performance of the commercial segment that was prepared by hot-pressing was analyzed in a similar manner.

The procedure below was used to synthesize segments (A, B and E) were blended for 45 min in a T₂F Turbula mixer, and alcohol with 2 wt% glycerin was added before blending to obtain a uniform and homogenous mixture. For each segment, the mixture was placed in carbon molds with dimensions equaling the commercial segment (24 x 10 x 8 mm). After setting the mold, the powder mixture was cold compacted under 35 MPa, and the green product in the mold was placed in a sintering machine. The hot zone was evacuated to remove air from the chamber, and sintering then was conducted using the hot press machine (Dimnet Sinter Machine) under vacuum. The glycerin was heated up to 500°C and held for 100 sec, and a brown product was produced and heated up to the sintering temperature. After brown product was obtained at of 500°C, the segments were heated to the selected sintering temperatures (800, 900 and 1000°C) under a compression load of 25 MPa and cooled in the sintering machine. The total sintering time (heating and cooling) was held between 12 to 14.5 min depending on the sintering temperature for each composite sample. Figure 3 shows the applied sintering regime. The sintering temperature must be maintained below 1150°C to keep the diamond from reverting to graphite and the tool from losing its cutting capability [26].

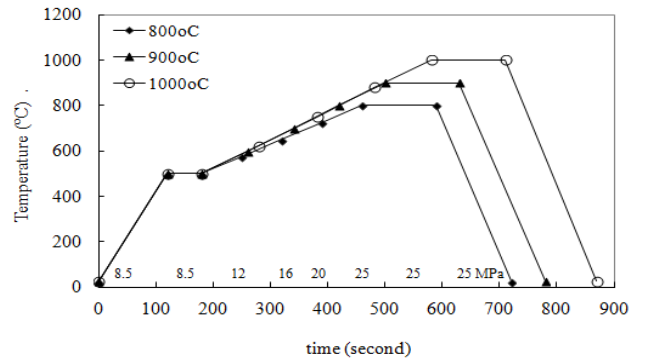


Figure 3. Applied sintering procedure to the segment

3 Results and discussion

In order to observe the distribution of diamond pellets in the metal matrix during the sintering process, pre-experimental study which a sample was sintered by using only diamond pellets was conducted. Figure 4 shows the behavior of diamond pellets during the sintering. Necking occurred between diamond pellets due to diffusion of elements and when the sintering temperature is increased, diffusion will be increased and necking process will be thickening. By this way, strong metallurgical bond will be taken place between matrix and diamond pellets. Also, it was measured the metal coating thickness as around 1.6 mm and in the same time it equals to the distance between two diamond.

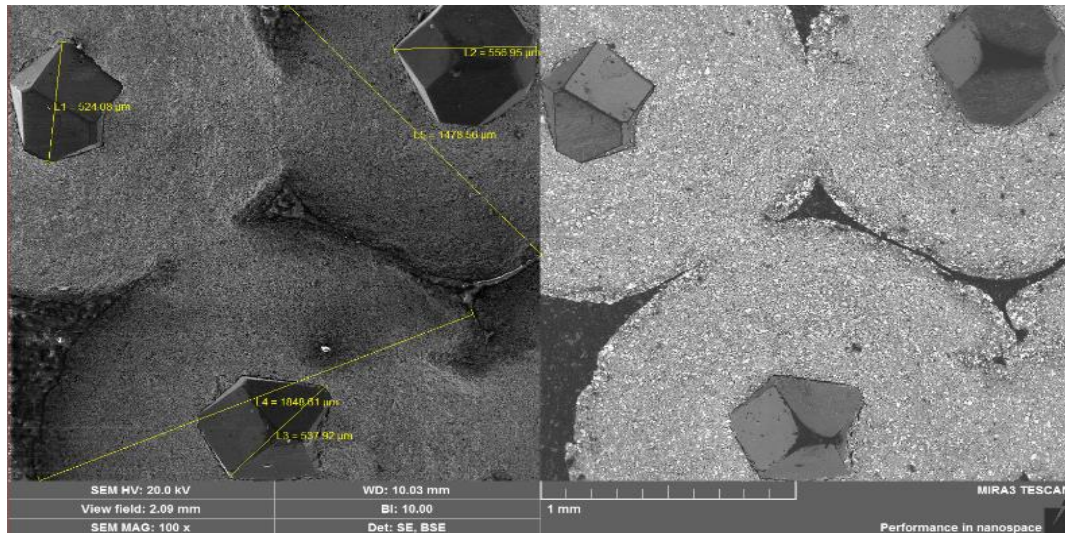


Figure 4. Metal coating thickness and necking between pellets due to diffusion of metals.

3.1 Density of segment

The experimental densities were measured with Archimedes' balance (using the AD-1653 specific gravity measuring kit) according to ASTM B311-92 standard. The densities of the segment were given in Figure 5. For E type segment which is the matrix of the segment, it is noted that as the sintering temperature increases from 800 °C to 900 °C, the densities of the produced segments increases. Then, densities of the segments decrease at the sintering temperature of 1000 °C. Similar tendency was seen for A and B type segments. E type segments have higher density than A and B type segments for all temperatures due to fact that the density of diamond,

3.5 g/cm³ is lower than that of metal powders and the presence of diamond grits increases the porosity in the segments during the sintering process. By the way, densities of A and B type segments decreases. The lowest density was obtained at 1000 °C temperature due to increasing porosity in the all segments. B type segments have higher densities than A type segments for all temperatures. Because metal (Co+bronze) coated diamond increases the bonding between metal and diamond and decreases the porosity in the microstructure. Densification of the segment B is better than that of the segment A. Temperature of 900 °C is suitable for sintering process for segment production.

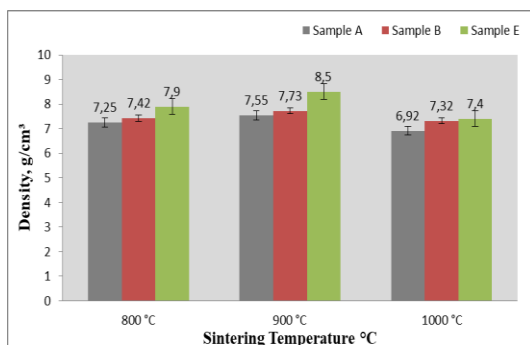


Figure 5. Density values of segments sintered at different temperatures.

3.2 Hardness

In order to determine the surface hardness of the segments, three segments were used for each type of segment and hardness test was conducted five times from each sample. Average values of fifteen measurements for each type of segment were given. Surface hardness test was carried out applying 100 kgf loads in terms of Brinell hardness. Figure 6 shows the relationship between hardness and sintering temperature. Surface hardness of each type of segment increases with increasing sintering temperature excluding segments sintered temperature of 1000 °C. Produced segments with diamond (Type A and B) have higher surface hardness values than segment without diamond (Type E) because of dispersion effect of diamond in the matrix.

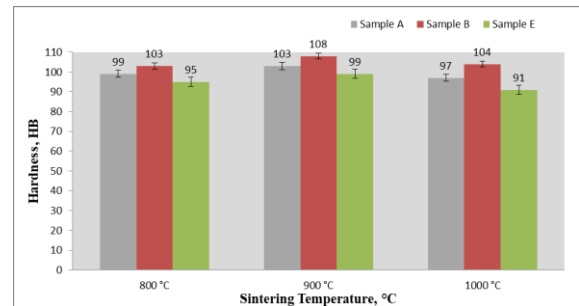


Figure 6. Effect of sintering temperature on the surface hardness of the segment

Presence of diamond grits hinders the motion of dislocation in the matrix (i.e. interaction mechanism between dislocation and dispersed phase). Type B segments have higher surface hardness value than Type A segment for all sintering temperature due to Co+Bronze coating with polymeric binder on surface of the diamond grits. Metal coating with polymeric binder creates stronger bond between diamond and coating metal (Co+bronze). It can be say that bond strength can be improved more and more if diamond grits are coated only Co metal since Co element has higher affinity to diamond. For sintering temperature of 1000 °C, surface hardness of each type of sample decreases [27-29]. It is attributed that grain growth mechanism occurred in the metal matrix for all type of segment and also strength of binding at the interface decreases due to graphitization of diamond for Type A segment.

Figure 7 shows fracture surface of two segments. One is Type B segment sintered at 1000 °C (on the left) and there is no any change of diamond color (yellow). Second one is Type A sintered at 1000 °C (on the right) and there is a change of diamond color from yellow to black due to catalytic effect of Fe. This is evidence of the structural decomposition of diamond to graphite and metal coating prevents the contact of Fe to diamond in the metal matrix.



Figure 7. Changing of diamond color at sintering temperature of 1000 °C. Type B segment (on the left) and type A segment (on the right)

3.3 Wear test

Wear test was conducted three times for each type of segment in order to determine the wear loss of the segments. Average values of wear losses were given. PLINT multipurpose friction machine was used for wear

tests to evaluate the wear characteristics of the segments. Wear test were applied with speed of 350 rpm, 500 m sliding distance and under three different load of 72, 87 and 102 N at room temperature. Segments were cleaned with alcohol before and after wear test and wear amount were measured by using four digit electronic balances in terms of weight. Figure 8 and 9 shows the effect of load and sintering temperature on wear amount, respectively. As it is seen in Figure 8, when the load increases, wear amount increases for each type of segment. The highest wear amount sdo was calculated from Type E segment because diamond grits were not added into Type E segment. Addition of diamond highly increases wear resistance of segment. The lowest wear losses were measured from Type B segment since metal coating (Co + bronze) decreases wear amount or increases wear resistance. Metal coating prevents accumulation and touching of diamond grits each other's. Distribution of diamond pellets is more homogeneous and uniform in the metal matrix. By this way, performance of segment improves against to wear. In addition to that metal coating improves the binding of diamond to coated metal.

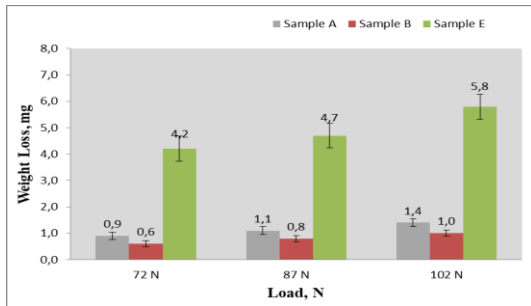


Figure 8. Effect of applied load on the wear loss of segments sintered at 900 °C

The effect of sintering temperature on wear loss of the segments is given in Figure 9. As it is seen in Figure 9, usage of metal coated diamond improves the wear resistance of the segment sintered at the same temperatures. Increasing sintering temperature decreases

in the wear loss except sintering at 1000 °C. Type E segment produced without diamond has the highest

wear loss for all sintering temperature. The lowest wear loss was obtained from the Type B segment sintered at 900 °C. For Type B segment produced at 1000 °C, it is observed that grains in the metal matrix grow and strength of segment decreases. Therefore, the wear resistance of the segment decreases or the weight loss increases. For Type A segment, the weight loss decreases as the sintering temperature increases and then increases. Increasing of weight loss is due to structural decomposition of diamond and grain growth of metal matrix.

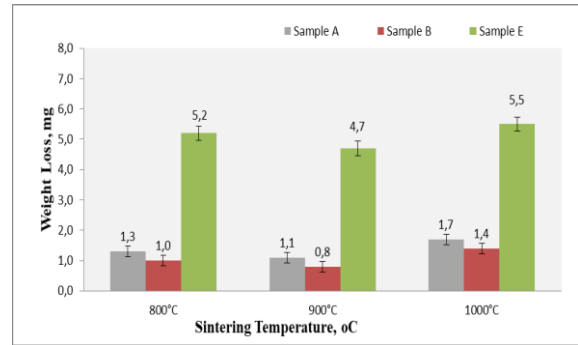


Figure 9. Effect of sintering temperature on the wear loss under applied load of 87 N.

3.4 SEM and EDS Studies of Worn Surface

In order to determine the wear mechanism on the surfaces of the segments, SEM analyses were performed by Mira3XMU-Tescan. Figure 10 shows the worn surface of the Type E segments (without diamond). Main mechanism is adhesive type wear mechanism. There is evidences on the surface like that some part of metal removed from surface of the segment by applied load and the applied load create a shear load to surface and some sort of metal removes from the surface. Removed metal from surface welds to counterpart or to surface of the metal and the metal surface becomes so rough. Worn surfaces of Type E segments sintered at 800 and 1000 °C have more rough than that of sintered at 900 °C. It can be concluded that suitable sintering temperature is 900 °C.

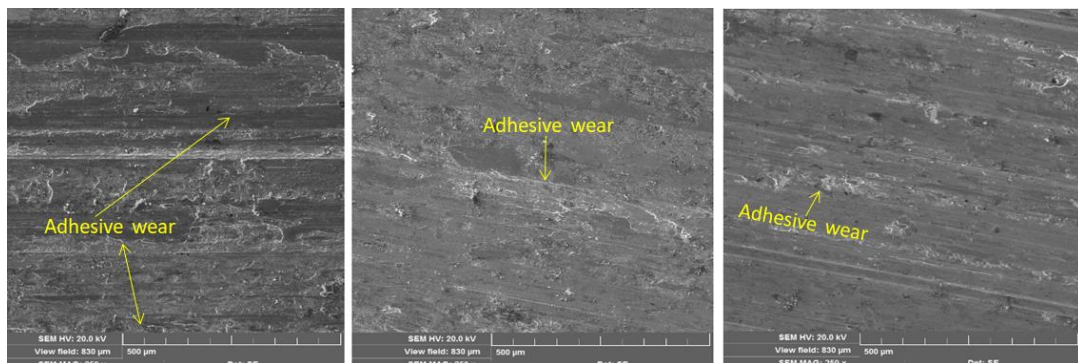


Figure 10. Worn surfaces of Type E samples under load of 87 N; sintered at a) 800 °C, b)900 °C, c)1000 °C

Figure 11 shows the worn surfaces of Type A segments sintered 1000 °C under load of 87 N. Abrasive wear mechanism is shown due to presence of diamond (Figure 11a). It is understanding that three body wear mechanism occurs because hard particles (such as diamond and oxide particles) have broken off from segment and counterpart (hard steel) and placed between segment and counterpart. These hard particles have created grooves line on the surface of the segment. It is contributed that leakage of diamond and breaking off diamond from metal matrix are shown due to less retention of diamond by metal matrix (Figure 11b). However, adhesive wear mechanism is shown some places where the hard particle does not present on the segment surface (Figure 11c).

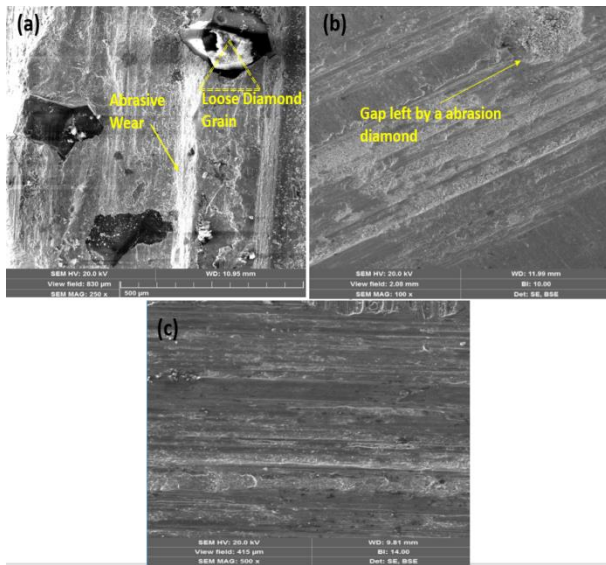


Figure 11. Worn surfaces of Type A samples under load of 87 N; sintered at a) 800 °C, b)900 °C, c)1000 °C

Figure 12 shows the worn surfaces of Type B segments sintered 1000 °C under load of 87 N.

Abrasive wear is the dominant mechanism but also, adhesive wear is shown somewhere.

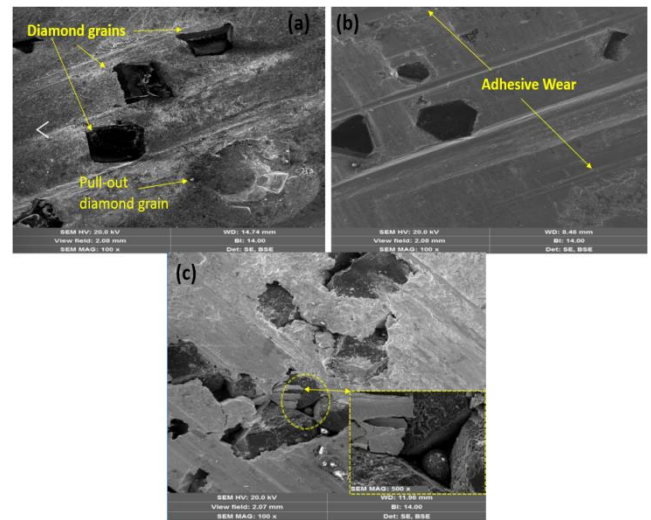


Figure 12. Worn surfaces of Type B samples under load of 87 N; sintered at a) 800 °C, b)900 °C, c)1000 °C

Figure 13 shows the elemental mapping of worn surface of B segment sintered at 900 °C under the load of 102 N. In this study, MX1480 prealloyed metal and bronze metal powders were used. As it is seen that used powders distributed uniformly in the matrix. Prealloyed powder is consisting of some alloy phases such as Co-Fe, Co-Cu, Fe-Cu or Co-Fe-Cu. These phases increase the hardness and wear resistance of metal matrix. Also, addition of diamond improves the mechanical properties (hardness and wear resistance) of segment. Cr and Ni metal powders were not added and it is understood that they come from the production of the MX1480 prealloyed metal powder. Metal oxides phases (especially Fe_xO_y) takes place during the wear test by increasing temperature and sintering of segment. Fe_xO_y phase is a brittle phase and increases the wear lost.

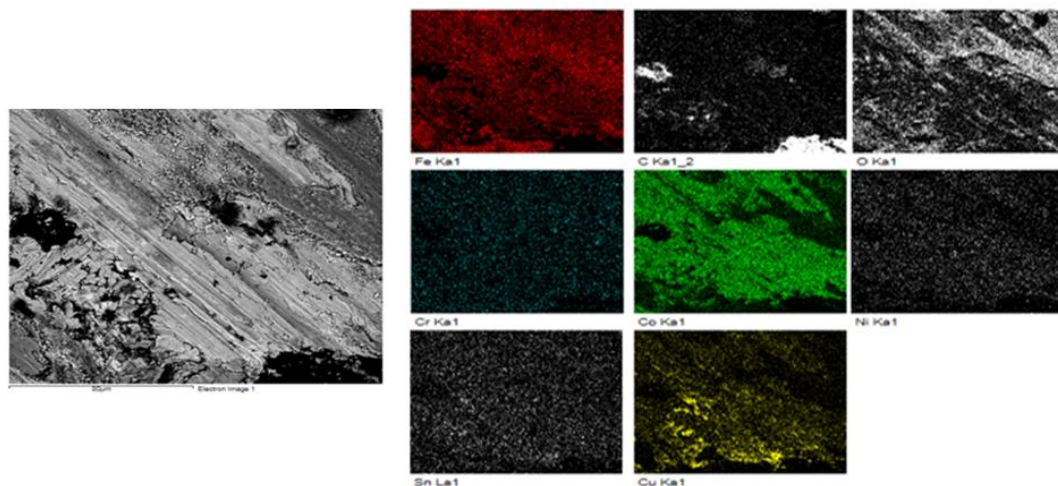


Figure 13. Elemental mapping of worn surface of Type B segment sintered at 900 °C under load of 102 N

3.5 SEM Images of Fracture Surfaces

The produced segments were broken down by using a clamp and a hammer. Figure 14 shows the fracture surface of the segments sintered at 900 °C and 1000 °C. Type E segment behaves as like a ductile material. As it is seen that fracture surface is rough and dark and also grain of particles and pores extended due to the plastic deformation (Figure 14a). Type A segment has brittle fracture surface since the surface is smooth and bright and shape of pores has not changed under load (Figure 14b). Brittle and ductile fractures are shown on the fracture surface of the Type B segment (Figure 14c). The left side of the image is ductile part and the right side of the segment is brittle part. Fe powder creates brittle phase as like Fe_xO_y but prealloyed metal (MX1480) and bronze powder gives ductility to segment. For Type B segment sintered at 1000 °C, glassy fracture taken place since the graphitization occurs at high temperature (Figure 14d).

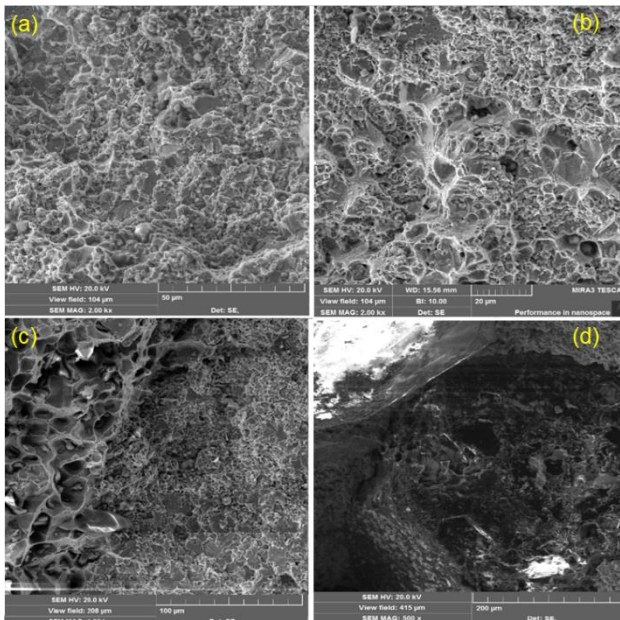


Figure 14. Fracture surface of the segments; a)E₉₀₀ b)A₉₀₀ c)B₉₀₀ d)B₁₀₀₀

4 Conclusions

In this study, new type segment (Type B), which is consisting of metal coated diamond grit surface by using polymeric binder, was produced by hot pressing sintering technique. The mechanical properties new type of segment compared with commercial segment (Type A) and following results were concluded;

- Using of metal coated diamond grit surface by polymeric binder solves the problem which is the non-uniform distributions of diamond grits in the segment production.
- The highest hardness was measured from Type B segment sintered at 900 °C. Increase in sintering temperature improves the mechanical properties. However, graphitization of diamond occurs due to catalytic effect of Fe element when the segment sintered

at 1000 °C. Therefore, this temperature is not suitable for segment production. For all type of segments sintered at 1000 °C, the hardness values decreases.

- Wear resistance of the segment improved by using metal coated diamond by polymeric binder. The lowest weight lost was obtained from Type B segment sintered at 900 °C.
- While diamond reinforced segments (Type A and B) have abrasive wear mechanism mainly, the segments without diamond (Type E) have adhesive wear mechanism.
- The segment with metal coated diamond by using polymeric binder (Type B) have better mechanical properties than the commercial segment (Type A).

Acknowledgment

We would like to thank to Scientific Research Projects Coordination Unit of Sivas Cumhuriyet University for their financial support to this research under Project Code of M-623.

5 References

- [1] Eyuboglu AS, Ozcelik Y, Kulaksiz S, Engin IC. Statistical and microscopic investigation of disc segment wear related to sawing Ankara andesites. *J. of Rock Mech. & Mining Sci.*, 2003, 40, 405–414.
- [2] German RM, Powder Metallurgy Science, 2nd ed., Princeton, New Jersey: Metal Powder Industries Federation; 1994.
- [3] Dos Santos SI, Balzaretto NM, Da Jornada JAH. Adhesion between CVD diamond and WC-Co induced by high-pressure and high-temperature. *Dia. & Related Mater.* 2006; 15:1457 – 1461.
- [4] Zhang, Y. Zhang, H.L. Wu, J.H. Enhanced thermal conductivity in copper matrix composites reinforced with titanium-coated diamond particles, *Scripta Materialia*, 2011, 65, 1097-1100.
- [5] Ünal, R., Effect of Cobalt to Bronze ratio on Transvers Rupture Strength of Diamond Segments, *Materials Science Forum*, 2007, 534-536, 1105-1108,
- [6] [Konstanty, J., Tyrala, D. Wear mechanism of iron-base diamond- impregnated tool composites, *Wear*, 2013, 303, 533–540.
- [7] Ersoy. A., Buyuksagic. S., Wear characteristics of circular diamond saws in the cutting of different hard abrasive rocks, *Wear*, 2005, 258, 1422–1436.
- [8] Şimsir M. and Öksüz, K. E., Effects of Sintering Temperature and Addition of Fe and B₄C on Hardness and Wear Resistance of Diamond Reinforced Metal Matrix Composites, *Journal of Superhard Materials*, 2013,35, (6), 369–382.
- [9] Islak, S., Çelik, H., Effect of Sintering Temperature and Boron Carbide Content on the Wear Behavior of Hot Pressed Diamond Cutting Segments. *Science Of Sintering*, 2015, 47(2),131-143,.
- [10] Ucun I, Aslantas K, Büyüksagis İS, Tasgetiren S. An investigation on the effect of diamond concentration and matrix material composition in the circular sawing process of granites *Proc. Inst. of Mech. Eng., Part C: J. Mech. Eng. Sci.*, 2010;1:1-11.
- [11] Boland JN, Li XS. Microstructural Characterization

- and Wear Behavior of Diamond Composite Materials. *Materials*, 2010; 3:1390-1419.
- [12] Uçun I, Aslantas K, Taşgetiren S, Buyuksagıs IS. Fracture path prediction of diamond segment in a marble cutting disc. *Fatigue & Frac. of Eng. Mater. & Struct.*, 2008;31:517–525
- [13] Oliveira LJ, Bobrovnitchii GS, Filgueira M. Processing and characterization of impregnated diamond cutting tools using a ferrous metal matrix. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2006;25(4):328–335.
- [14] Huadong D, Yawen L, Hongqi H, Zhihao J. Decreasing the sintering temperature of diamond-bit matrix material by the addition of the element. *J. Mater. Process. Technol.*, 1998;74:52–55.
- [15] Hsieh YZ, Chen JF, Lin ST. Pressureless sintering of metal-bonded diamond particle composite blocks. *J. Mater. Sci.* 2000;35:5383 – 5387.
- [16] Hsieh YZ, Lin ST. Diamond tool bits with iron alloys as the binding matrices. *Mater. Chem. and Phys.* 2001;72:121–125.
- [17] Karagöz S, Zeren M. The Property optimization of diamond-cutting tools with the help of microstructural characterization. *Int. J. Refract. Met. Hard Mater.* 2001;19:23–26.
- [18] Dai QL, Luo CB, Xu XP, Wang YC. Effects of rare earth and sintering temperature on the transverse rupture strength of Fe-based diamond composites. *J. Mater. Process. Technol.* 2002;129:427-430.
- [19] Thorat RR, Brahmankar PK, Mohan TRR. Consolidation Behavior of Cu-Co-Fe Pre-Alloyed Powders. *International Symposium of Research Students on Materials Science and Engineering*, 20-22 December, 2004, Chennai, India p.1-6.
- [20] Chang R, Znag J, Wang Y, Lu J. Study of Ti-coated diamond grits prepared by spark plasma coating. *Diamond and Related Materials*, 2017; 77:72-78,
- [21] Unal R, Gurcay EA. Matrix composition effect on the wear behavior of diamond segments. *Mater. Sci. Forum* 2007;534–536:1113–1116.
- [22] Barbosa AP, Bobrovnitchii GS, Skury ALD, Guimarães RS, Filgueira M. Structure, microstructure and mechanical properties of PM Fe–Cu–Co alloys. *Mater. & Des.* 2010, 31:522–526.
- [23] Spriano S, Chen Q, Settineri L, Bugliosi S. Low content and free cobalt matrixes for diamond tools. *Wear* 2005;259:1190–1196.
- [24] Karagöz S, Zeren M. Sintering of polycrystalline diamond cutting tools. *Mater. & Des.* 2007;28:1055–1058.
- [25] Kaplan M., Budak, S. Bir Mermer Kesici Takımında Co Katkısının Mikroyapı ve Mekanik Özelliklere Etkisi, 6th International Advanced Technologies Symposium (IATS'11), 2011, 183-188.
- [26] Konstanty J. The materials science of stone sawing. *Ind. Dia. Rev.* 1991;1:27-31.
- [27] Selvi, E. Doğal taş kesmede kullanılan elmas takımların serbest sinterlenmesi ve karakterizasyonu. İstanbul Teknik Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü, (Yüksek Lisans Tezi),2013, 73 s, İstanbul.
- [28] Çelik. E. Elmaslı kesici takımlarda alternatif bağlayıcılar. Fırat Üniversitesi Fen Bilimleri Enstitüsü. (Doktora Tezi),2009, 93 s, Elazığ.
- [29] Hünder, E. Demir esaslı alaşımların bağlayıcı matris olarak kullanıldığı elmas kesici uçların karakterizasyonu, İTÜ Fen Bilimleri Enstitüsü, 2012, 81 s, İstanbul

Authors' addresses

Halit Sübütay 1

Department of Metallurgy and Materials Engineering, Faculty of Technology,
Selçuk University, Konya, Turkey.
halit.subutay@selcuk.edu.tr

Mehmet Şimşir 2

Department of Metallurgy and Materials Engineering, Faculty of Engineering,
Sivas Cumhuriyet University, Sivas, Turkey.
msimir@cumhuriyet.edu.tr

EKLEMELİ İMALAT YÖNTEMLERİ VE KULLANILAN MALZEMELER

Onur Özsolak 1

Original scientific paper

Eklemeli imalat (AM) yönteminin uygulanması, zorlukları hakkında bir süreç geçmiş fakat araştırmalar hala devam etmektedir. Eklemeli imalat yöntemi tasarımdaki esneklik ve çoklu malzemeden oluşan parçaların imal edilebilmesini mümkün kılan bir imalat yöntemidir. Eklemeli imalat teknolojileri başlıca uzay ve havacılık, otomotiv, biyomedikal, savunma sanayi, enerji sektörü gibi önemli endüstri alanları için parça üretiminde kullanılmaktadır. Bu araştırmada eklemeli imalat yöntemleri ve bu yöntemde kullanılan malzemeler incelenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Eklemeli İmalat, Toz Malzemeler, Al Alaşımları, Ti Alaşımları

ADDITIVE MANUFACTURING OF METALS AND METHODS

The application and complexity of additive manufacturing (AM) has a progression about the challenges but the investigations about AM still continues. Additive manufacturing method is a manufacturing method that enables the flexibility in design and the fabricability of multi-material parts. The technology of additive manufacturing are used for important industrial areas such as space and aerospace, automotive, biomedical, defense industry, energy industry. In this research, additive manufacturing types and the materials used for this method were investigated.

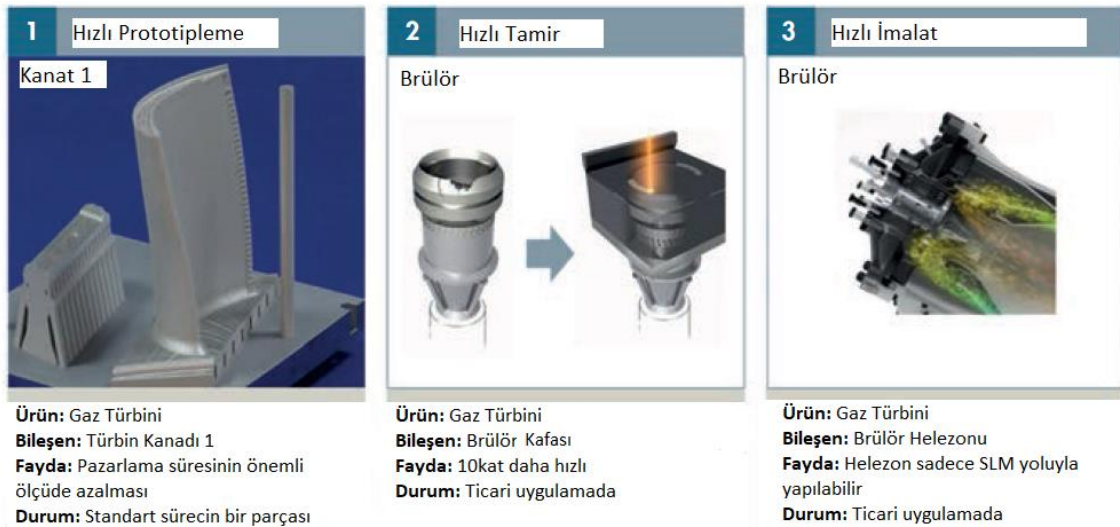
Keywords: Additive Manufacturing, Powder Materials, Al Alloys, Ti Alloys

1 Giriş

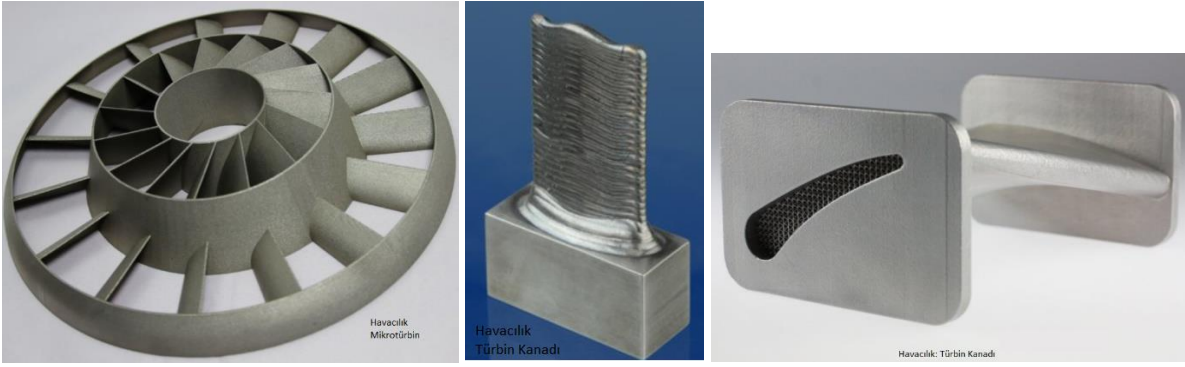
Eklemeli imalatın ortaya çıkışı parça üretiminde devrim yaratmıştır. Bu teknoloji, tasarımın iyileştirilmesini ve bileşenlerin hızlı bir şekilde üretilmesini sağlamıştır. Özellikle kompleks parçaların üretimini ve tamiratını kolaylaştırmıştır. Örneğin endüstriyel gaz türbin parçaları daha hızlı ve tam tasarım özgürlüğü ile onarılabilmektedir. Kompresör türbin kanadı tasarımı için AM teknolojisinin kullanılması, karmaşık çok elemanlı bileşenlerin üretiminde yüksek hassasiyete

ve çoğu durumda da daha yüksek performansa ulaşabilmeyi sağlamıştır. Eklemeli imalat teknolojisi kullanılarak üretilen ve ticari uygulamalarda kullanılan gaz türbini bileşenleri Şekil 1'de diğer endüstriyel uygulamalar Şekil 2'de gösterilmiştir.

Bu araştırmada eklemeli imalat yöntemleri ve bu yöntemlerde kullanılan metal malzemelerin nihai parça üzerindeki etkileri incelenerek literatürde konuyla ilgili mevcut çalışmalara ve sonuçlarına yer verilmiştir.



Şekil 1. Eklemeli imalat teknolojisi ile üretilen endüstriyel ürünler [1]



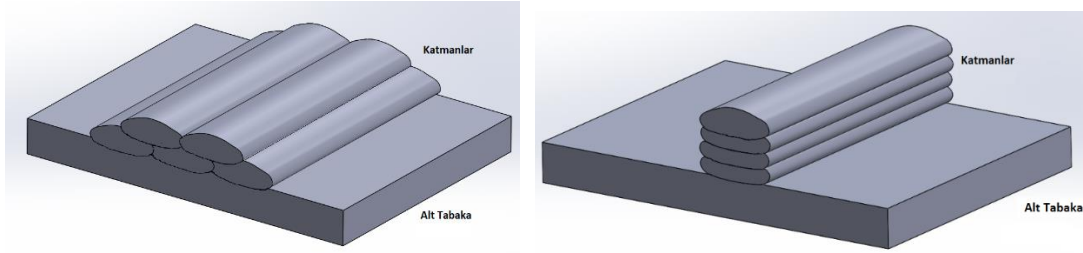
Şekil 2. Eklemeli imalat teknolojisi ile üretilen endüstriyel ürünler [2]

2 Materyal ve Metod

2.1 Eklemeli İmalat Yöntemleri

Amerikan Test ve Malzeme Derneği (ASTM International) AM'yi eksiltici imalat yöntemlerinin aksine, 3B model verilerinden nesnel oluşturmak için genellikle katman üzerine katmanlı malzeme birleştirme işlemi olarak tanımlamaktadır [3].

Metal bir parçanın eklemeli imalat teknolojileri ile üretimi, 3 boyutlu modelleme ile başlar. Ardından veri hazırlığının organize edilmesi gereklidir ve parça yönünün tanımı, destek yapılarının konumları ve modelin dilimlenmesini içerir. Parçanın üretilmesinden sonra, son işlem (post processing) operasyonları gereklidir. Şekil 3'de şematik olarak katmanların oluşturulması gösterilmektedir [2].



Şekil 3. Eklemeli imalatta katmanların oluşturulması [2]

Çok sayıda eklemeli üretim süreci günümüzde mevcuttur. Bu yöntemler malzemelerin birikerek katmanların oluşturulması, parça oluşturma, çalışma prensibi bakımından farklılık göstermektedir.

Bazı metotlar, örneğin seçici lazer eritme (SLM), seçici lazer sintereleme (SLS) ve eriyik biriktirme (FDM) gibi katmanları üretmek için malzemeleri eritir veya yumuşatır, diğerleri ise stereolitografi (SLA) gibi sıvı malzemeleri birleştirir. Her yöntemin kendine özgü avantajları ve dezavantajları vardır ve bazı imalatçılar sonuç olarak parçanın oluşturulacağı malzeme için toz ve polimer arasında bir seçim sunmaktadır.

Literatürde eklemeli imalat yöntemleri için araştırmacıların ve sektörün kullandığı yöntemler için Tablo 1'de gösterilen terminoloji kullanılmaktadır.

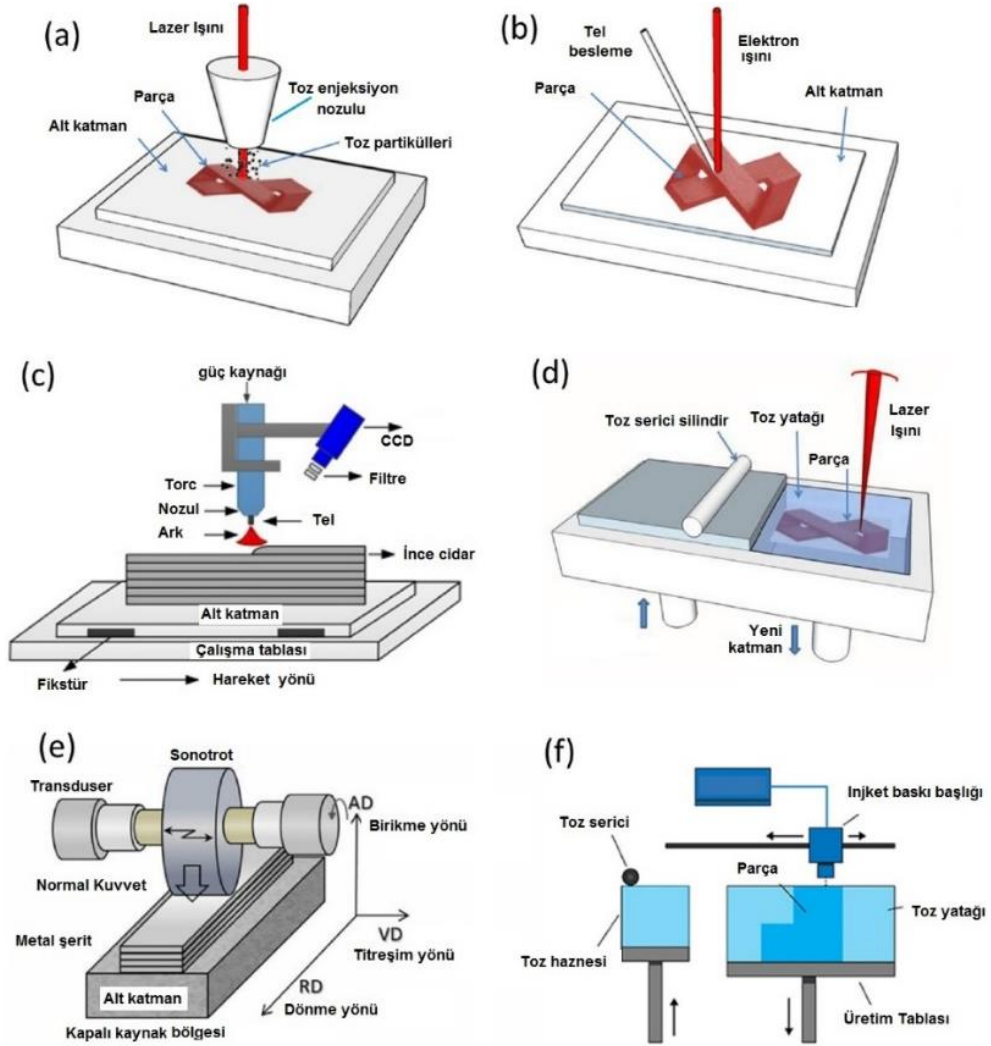
Eklemeli imalat, aynı zamanda, geleneksel olarak imal edilmiş parçaların tümleşik bileşenlerinin üretilmesine de olanak sağlar. Genel olarak ağırlığın ve bağlantı / bağlantı elemanlarının sayısının azaltılması için bir fırsat sağlar [5]. Bugüne kadar, insansız hava araçları (İHA'lar), yakıt

nozulları odaları, takımlar, biyomedikal implantlar dahil olmak üzere AM uygulamaları ile yapılmıştır.

Herzog ve ark., mevcut birçok teknoloji olmasına rağmen endüstriyel uygulamaların gereksinimlerini karşılayan sadece birkaç yöntem ile metal parçalar üretilebilmekte olduğunu belirtmişlerdir [4]. Bundan dolayı, imalat yöntemi, mikro yapı ve iç yapı arasındaki ilişkinin etkilerini detaylı olarak incelemenin daha faydalı olduğunu belirtmişlerdir. Eklemeli imalat yöntemleri Lazer Işını ile Eritme (LBM), Elektron Işını ile Eritme (EBM) ve Lazer ile Metal Biriktirme (LMD) yöntemleridir. Şekil 4'de bazı AM yöntemleri ve şematik gösterimleri mevcuttur [6].

Tablo 1. Eklemeli İmalat Terminolojisi

Yöntemin Adı ve Kısaltması	Türkçe Karşılığı	Açıklama
1. Additive Manufacturing (AM)	Eklemeli İmalat	
2. Additive Layer Manufacturing (ALM)	Katmanlı Üretim	
3. Laser Metal Deposition (LMD)	Lazer Metal Biriktirme	3.ve 4. Terimler aynı yöntem için kullanılmaktadır [4].
4. Direct Metal Deposition (DMD)	Doğrudan Metal Biriktirme	
5. Electron Beam Melting (EBM)	Elektron Işın Ergitme	
6. Laser Beam Melting (LBM)	Lazer Işın Ergitme	6.ve 7. Terimler aynı yöntem için kullanılmaktadır [4].
7. Selective Laser Melting (SLM)	Seçimli Lazer Ergitme	
8. Selective Laser Sintering (SLS)	Seçimli Lazer Sinterleme	
9. Direct Metal Laser Sintering (DMLS)	Doğrudan Lazer Metal Sinterleme	
10. Powder Bed Fusion	Toz Yatak Kaynaştırma	
11. Powdered Fusion	Toz Besleme Kaynaştırma	
12. Laser Cladding	Lazer Kaplama	
13. Laser-Based Additive Manufacturing (LBAM)	Lazer Destekli Eklemeli İmalat	



Şekil 4. Çeşitli AM yöntemlerinin şematik gösterimi (a) DED-L (b) DED-EB (c) DED-GMA (d) PBF-L (e) Ultrasonik eklemeli imalat (UAM) (f) Jet birleştirme [6]

(L: Lazer, EB: Elektron Işını, GMA: Gaz Metal Ark)

2.2 Eklemeli İmalatta Kullanılan Toz Malzemeler

Geleneksel imalat yöntemlerinde malzemenin eksilti olarak şekillendirilmesi söz konusu iken bu metotların aksine, eklemeli imalat, ürünün ana malzemesinin artırılarak katman üzerine katman şeklinde imalatı esasına dayanmaktadır [7]. AM teknolojilerinde kullanılan malzemeler toz veya tel formunda olup, bir parça oluşturmak üzere odaklanmış bir ısı kaynağı tarafından seçici olarak eritilen malzemenin eş zamanlı birleştirme ve katılma işlemi için de besleme stoğu olarak kullanılmaktadır [8,5].

Çelik, alüminyum ve titanyum dahil olmak üzere bazı malzemeler için güvenilir ve yoğunluklu parçalar AM yöntemi ile imal edilmesi gelişen teknoloji ile mümkündür [9].

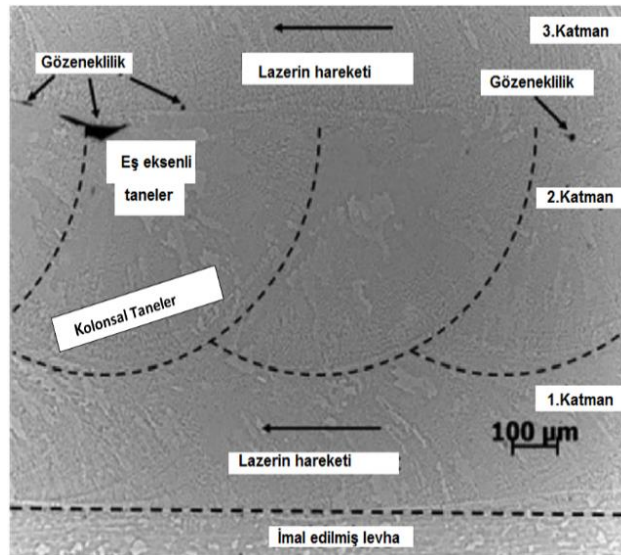
Eklemeli imalat yönteminde kullanılan metal tozlarının çoğu genel olarak metal tozu üretimi için iyi bilinen teknolojiler kullanılarak üretilir. Bu yöntemler su, gaz veya plazma atomizasyonudur. Genellikle, AM işleminde, tozun homojen yayılmasını sağlamak için iyi

akış özelliklerine ve yüksek nispi yoğunluklu bir toz tabakasının oluşumu için iyi paketleme özelliklerine ihtiyaç duyulur. Kullanılan tozun özellikleri, imal edilen parçanın yoğunluğunu ve gözeneklilik gibi özelliklerini etkiler. En basit ve düşük maliyetli atomizasyon süreci su atomizasyonudur. AM yöntemlerinde kullanılan malzemelerin özellikleri son parçanın özelliklerini etkilemektedir [10].

2.2.1 Çelikler

Çelik hala en yaygın mühendislik malzemesidir [11]. Bu nedenle, çelik de açıkça AM için yüksek ilgi gören bir malzemedir. LMD için östenitik paslanmaz çelik (316L) [12,13,14] ve takım çeliği (H13) [15] kullanımı da literatürde yerini almıştır.

Şekil 5 'de LMD ile 3 katmanlı olarak imal edilmiş östenitik paslanmaz çelik (316L) için kesit görüntüsüne yer verilmiştir [12]. Lazerin izleri de kesit görüntüsüyle tespit edilmiştir.



Şekil 5. LMD ile 3 katmanlı olarak imal edilmiş östenitik paslanmaz çelik (316L) için kesit görüntüsü [12]

2.2.2 Alüminyum Alaşımları

AM için kullanılabilen farklı Al alaşımlarının sayısının daha ziyade sınırlı olmasının nedeni Alüminyumun Titanyumun aksine işlenebilirliğinin kolay olması ve Al parçaların maliyetinin nispeten düşük olmasıdır [16]. Alüminyumun AM ile imalatı, bu nedenle, genellikle daha düşük ticari avantaja sahiptir. Bir başka sebep ise, birçok Al alaşımının kaynaklanmasının zor olduğunun bilinmesidir. Yüksek performanslı alaşımlar genel olarak mukavemetlerini çökeltme sertleşmesinden alırlar.

Büyük ölçüde sertleştirilebilen bazı alaşımlar, ör. Al-Zn 7xxx serisinin EN AW-7075 'i, Zn gibi aşırı uçucu

elementler içerir, bu da eriyik havuzunun türbülansına, sıçramaya ve gözenekliliğe yol açar ve bu nedenle AM ile imalat için uygun değildir ya da kullanımı kolay değildir. Mevcut araştırmalar böyle alaşımların AM ile imalatının geliştirilmesi için umut vericidir [17].

Vakum koşulları altında çok farklı bir buhar basıncına sahip alaşım elementlerinin tercihen buharlaştırıldığı bilinmektedir. Ek olarak Al, LBM ve LMD 'de uygulanan lazer dalga boyları için yüksek bir yansıtıcılığa sahiptir, bu da AM ile üretilen Al parçalarının bir başka engeli olarak görülebilir [16]. Erimiş Al 'in düşük viskozitesi bir başka problemdir ve alüminyumun eklemeli imalatını küçük eriyik havuz boyutlarına sınırlar bu durum LBM 'nin LMD'ye göre üstün olduğunu kanıtlar niteliktedir.

Al parçalarının AM ile imalatı için daha avantajlı tarafı Al 'in yüksek ısı iletkenliği termal olarak indüklenen gerilmeleri azaltır, böylece destek yapılarına olan ihtiyacı da azaltır. Ek olarak, yüksek termal iletkenlik daha yüksek işlem hızlarına izin verir.

2.2.3 Titanyum ve Alaşımları

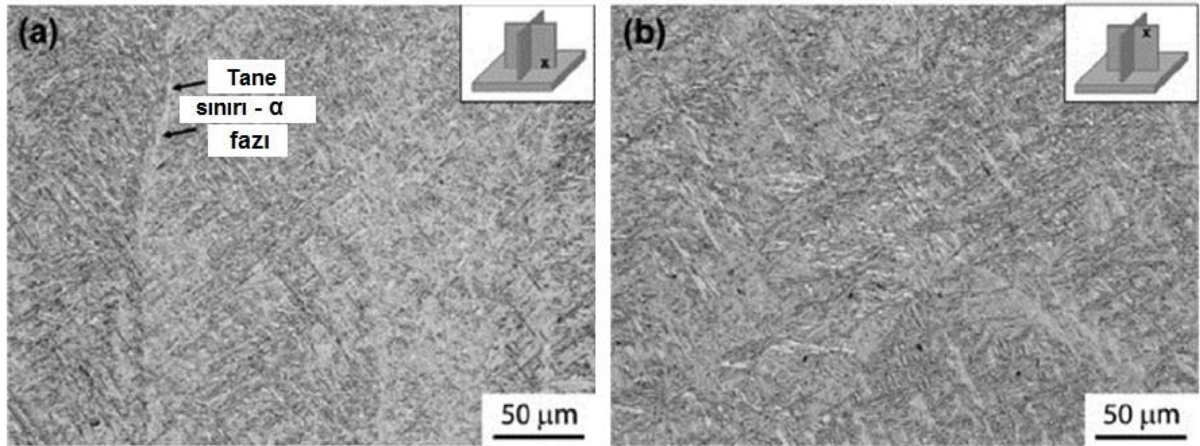
Ti ve Ti alaşımları AM yöntemi için son derece ilgi çekicidir. Ti yüksek performans gerektiren parçalarda, yüksek işleme maliyeti ve geleneksel işlemede uzun teslim süreleriyle endüstriyel uygulamaları vardır.

LBM, EBM ve LMD yöntemleri Ti-6Al-4V parçalar imal etmek için başarıyla uygulanmıştır [4]. Farklı AM işlemlerinden elde edilen sonuçlar, AM işlemlerinin ve sonuç özelliklerinin karşılaştırılmasını da oldukça cazip hale getirmektedir. Çok çeşitli alaşım bileşimi ve ilgili mikroyapı, Ti 'nin allotropisinin yüksek sıcaklık gradyanları ve karmaşık termal çevrimleri ile genellikle AM 'de yer almaktadır. Ti esaslı alaşımların mikroyapı ve özelliklerinin AM ile değişimi arasındaki ilişki araştırmalar için en ilgi çekici konulardan biri haline gelmiştir.

2.2.3.1 Ti-6Al-4V LMD Yöntemi ile İmalatı

LBM ve EBM yönteminde oluşan ön sütunlu β -taneler Ti-6Al-4V LMD 'de de gözlenmiştir [18,19]. LMD 'nin yüksek tabaka kalınlığı ile bile, önceki β -taneler kristal doğrultusu anayapı ile aynı olarak büyür, (epitaksiyal) birkaç kat boyunca uzanır ve 1.5 mm ile > 10 mm uzunluğa ulaşır. Yapı yönüne dik, tanelerin genişliği ortalama 375 μ m olarak bulunmuştur. Tanecik sınırı, önceki β -tanelerin sınırları üzerinde tespit edilen bir fazdır. Şekil 6 LMD ile imal edilmiş Ti-6Al-4V için bölgeye bağlı iç yapı görüntüleri gösterilmektedir. Şekil 6 üzerinde gösterilen katman için bölgesel olarak iç yapıya bakılmış ve farklı yapılar tespit edilmiştir [8].

Baufeld ve ark., aynı zamanda dereceli bir mikro yapıyı da rapor etmişlerdir, ancak üç alanı ayırt etmişlerdir. Soğutma oranının en yüksek olduğu taban plakasına yakın, küçük bir α -lamel bulunmuştur ve izgara benzeri yapı, α ' martensit varlığına işaret etmiştir. En çok üst katmanlarda hakim olan yapı tane sınırlarında başlayan ($\alpha+\beta$) kolonlarıdır [19].



Şekil 6. LMD ile imal edilmiş Ti-6Al-4V için bölgeye bağlı iç yapı görüntüleri a) α - fazlı tane sınırları ince lamelli Widmanstaätten yapısı (alt kısımdan) b) Daha kaba bir yapı (üst kısımdan) [8]

3 Bulgular ve Sonuç

Eklemeli imalat yöntemleri ve kullanılan malzemeler ile ilgili uluslararası çalışmalar incelenerek bu makale hazırlanmıştır. Literatürdeki eklemeli imalat yöntemleri ve kullanılan terimlere yer verilmiştir. Bu imalat yönteminde yaygın olarak kullanılan metal malzemeler ve uygulama örnekleri incelenmiştir.

Bu araştırma ile aşağıdaki bazı sonuçlara ulaşılmıştır:

1. Eklemeli imalat yöntemi tasarımdaki esneklik ve çoklu malzemedan oluşan parçaların imal edilebilmesini mümkün kılan bir imalat yöntemidir.
2. Eklemeli imalat teknolojileri başlıca uzay ve havacılık, otomotiv, biyomedikal, savunma

sanayi, enerji sektörü gibi önemli endüstri alanları için parça üretiminde kullanılmaktadır.

3. Eklemeli İmalat yöntemleri malzemelerin birikerek katmanların oluşturulması, parça oluşturma, çalışma prensibi bakımından farklılık göstermektedir.
4. Eklemeli İmalat yöntemlerinde kullanılan malzemelerin özellikleri son parçanın özelliklerini etkilemektedir.
5. AM yöntemlerinde katmanlar malzemenin bir ısı kaynağı ile lokal olarak eritilmesiyle oluşturulduğundan sıklıkla araştırmacıların tercih ettiği malzemelerin termo fiziksel özellikleri önem arz etmektedir.

Teşekkür

Bu çalışma, 2018 - 1. Dönem - TÜBİTAK 2219 Yurt Dışı Doktora Sonrası Araştırma Burs Programı kapsamında, “Lazer ile Metal Biriktirme Yöntemiyle Eklemeli İmalatta Isı Tesiri Etkisinde Kalan Bölgenin Sayısal ve Deneysel Olarak Araştırılması” adlı proje ile desteklenmeye değer bulunmuştur. TÜBİTAK’a desteklerinden dolayı teşekkür ederim.

4 Kaynaklar

- [1] Navrotsky, V., Graichen, A. & Brodin, H. (2015). Industrialisation of 3D printing (Additive Manufacturing) for gas turbine components repair and manufacturing, VGB PowerTech Autorexemplar, 12, pp.48-52.
- [2] EPMA Raporu. (2018). <http://eklemeliimalat.info.tr/>.
- [3] ASTM-International. (2012). ASTM Standard F2792-12a: Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies.
- [4] Herzog, D., Seyda, V., Wycisk, E. & Emmelmann, C. (2016). Additive manufacturing of metals. *Acta Materialia*, 117, pp.371–392, <http://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.019>.
- [5] Brandl, E., Palm, F., Michailov, V., Viehweger, B. & Leyens, C. (2011). Mechanical properties of additive manufactured titanium (Ti-6Al-4V) blocks deposited by a solid-state laser and wire. *Mater. Des.* 32, pp.4665-4675.
- [6] DebRoy, T., Wei, H. L., Zuback, J. S., Mukherjee, T., Elmer, J. W., Milewski, J. O. & Zhang, W. (2018). Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties. *Progress in Materials Science*, 92, pp.112–224, <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2017.10.001>.
- [7] Emmelmann, C., Kranz, J., Herzog, D. & Wycisk, E. (2013). Laser additive manufacturing of metals, in: V. Schmidt, M.R. Belegriatis (Eds.), *Laser Technology in Biomimetics*, Springer, Heidelberg, pp.143-161.
- [8] Carroll, B.E., Palmer, T.A., Besse, A.M. (2015). Anisotropic tensile behavior of Ti-6Al-4V components fabricated with directed energy deposition additive manufacturing. *Acta Mater.*, 87, pp.309-320.
- [9] Murr, L.E., Gaytan, S.M., Ramirez, D.A., Martinez, E., Hernandez, J., Amato, K.N., Shindo, P.W., Medina, F.R. & Wicker, R.B. (2012). Metal fabrication by additive manufacturing using laser and electron beam melting Technologies. *J. Mater. Sci. Technol.*, 28 (1), pp.1-14.
- [10] Nandan, R., DebRoy, T. & Bhadeshia, H.K.D.H. (2008). Recent advances in friction-stir welding- process, weldment structure and properties. *Prog Mater Sci*, 53 (6), pp.980–1023.
- [11] Agrawal, B.K. (2007). *Introduction to Engineering Materials*, Tata McGraw-Hill, New Delhi, p. 79.
- [12] Yadollahi, A., Shamsaei, N., Thompson, S.M. & Seely, D.W. (2015). Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel. *Mater. Sci. Eng. A*, 644, pp.171-183.
- [13] Majumdar, J.D., Pinkerton, A., Liu, Z., Manna, I. & Li, L. (2005). Microstructure characterisation and process optimization of laser assisted rapid fabrication of 316L stainless steel. *Appl. Surf. Sci.*, 247, pp.320-327.
- [14] Mahmood, K. & Pinkerton, A.J. (2013). Direct laser deposition with different types of 316L steel particle: a comparative study of final part properties. *J. Eng. Manuf.*, Vol. 227 (4), pp.520-531.

- [15] Mazumder, J., Choi, J., Nagarathnam, K., Koch, J. & Hetzner, D. (1997). The direct metal deposition of H13 tool steel for 3-D components. *JOM*, 49 (5), pp.55-60.
- [16] Brice, C., Shenoy, R., Kral, M. & Buchannan, K. (2015). Precipitation behavior of aluminum alloy 2139 fabricated using additive manufacturing. *Mater. Sci. Eng. A*, 648, pp.9-14.
- [17] Bartkowiak, K., Ullrich, S., Frick, T. & Schmidt, M. (2011). New developments of laser processing aluminium alloys via additive manufacturing technique. *Phys. Procedia*, 12, pp.393-401.
- [18] Tan, X., Kok, Y., Tan, Y.J., Descoins, M., Manginck, D., Tor, S.B., Leong, K.F. & Chua, C.K. (2015). Graded microstructure and mechanical properties of additive manufactured Ti-6Al-4V via electron beam melting. *Acta Mater.*, 97, pp.1-16.
- [19] Baufeld, B., Brandl, E. & Van Der Biest, O. (2011). Wire based additive layer manufacturing: comparison of microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V components fabricated by laser-beam deposition and shaped metal deposition. *J Mater. Proc Tech.*, 211, pp.1146-1158.

Authors' addresses

Onur Özsolak 1

Sivas Cumhuriyet University
Faculty of Technology
Department of Manufacturing Engineering
onurozsolak@gmail.com

MICROHARDNESS AND MICROSTRUCTURE OF FIBER LASER WELDED S960 AND S700 STEELS

Ö. Ekinici 1, Z. Balalan 2

Original scientific paper

In this study, keyhole laser bead-on-plate welding of 6 mm thick high strength low alloy (HSLA) S960 steel plate and keyhole laser butt welding of 13 mm thick (HSLA) S700 steel plates were performed by using 16 kW fiber laser machine. Microhardness measurements and microstructural study on the fusion zone, heat affected zone and base material were carried out for different welding parameters that are used for welding of S960 and S700 steels. Furthermore, X-Ray Diffraction (XRD) patterns of the welded zone was performed. In laser bead on plate welding joints of S960 steels, the average microhardness value of fusion zone (FZ) is approximately 60 HV higher than that of base metal for all the welding specimens, while the microhardness value of FZ in laser butt welded joints of S700 steel is approximately 30 HV. On the other hand, microstructures of FZ consists of martensite phases, whereas both base material S960 and S700 consist of tempered martensite and strip-like martensite.

Keywords: laser welding, microhardness, microstructure, S960, S700 steels

FİBER LAZER KAYNAKLI S960 VE S700 ÇELİKLERİNİN MİKROYAPI VE MİKROSERTLİKLERİ

Bu çalışmada, 16 kW fiber lazer kaynak makinesi kullanılarak 6 mm kalınlığındaki yüksek dayanımlı düşük alaşımlı S960 çelik plaka yüzeyine kaynak ve 13 mm kalınlığındaki S700 çelik plakaların alın kaynağı yapılmıştır. Farklı kaynak parametreleri kullanılarak kaynak edilen S700 ve S960 çeliklerinin kaynak bölgesinin ısı tesiri altında kalan bölgesinin (ITAB) ve ana malzemenin mikroyapı ve mikrosertlik değerleri tespit edilmiştir. Ayrıca, XRD testiyle kaynak dışındaki fazlar elde edilmiştir. S960 çeliğinin kaynaklarında (ITAB)'da kalan bölgenin sertliği yaklaşık 60 HV ve bu kaynak işlemlerinde (ITAB)'da sertlik değerinin ana malzemenin sertlik değerinden daha yüksek çıkmıştır. S700 çeliğinin alın kaynağında ITAB'ın yaklaşık 30 HV değeri elde edilmiştir. Diğer taraftan hem S960 hem de S700 çeliğinin kaynağında ITAB'ın martenzit, temperlenmiş martenzit ve şerit şeklinde fazlardan meydana gelmiştir.

Anahtar Kelimeler: Lazer kaynağı, mikrosertlik, mikroyapı, S960, S700 çelikleri

1 Introduction

High strength low alloy (HSLA) steels have been used in a wide range of applications for years because of their great strength, toughness, weldability and strength weight ratio. For instance, these HSLA steels are used as construction elements in the shipbuilding, offshore industries, pressure vessels, the automotive industry and oil transportation pipes (Oñoro et al., 1997; Yan, et al., 2009). The use of HSLA steels as construction elements make lighter and more slender components possible and lowers setup costs without losing structural integrity (Shi and Han, 2008; Takasawa et al., 2012). Welding is a fundamental fabrication method in joining HSLA steels (Ghosh et al., 2010). Welding HSLA steels with traditional arc welding techniques produces large heat inputs in the welding zone, which leads heat affected zone (HAZ) to become soft and thus strength of welding zone decreases (Viano et al., 2000; Zhang et al., 2012). This is an important issue for high strength HSLA steels, however, this issue might be overcome via rapid water cooling. On the other hand, laser welding can be a good alternative for welding HSLA steels, which is a non-contact welding technique, tenders great welding speeds, low distortion, strong and tough joints due to its large power density and low heat inputs (Esfahani et al., 2015; Hao et al., 2015).

In this study, keyhole laser welding of S960 and S700 HSLA steels was successfully carried out without using filler wire. In order to determine the weldability of these HSLA steels, the microstructure, XRD and microhardness tests were performed and assessed.

2 Materials and Method

In this study, 6 mm thick HSLA steel plate (S960, Tata Steel, $\sigma_{y,min}$ is 960 MPa) was used for keyhole fiber laser bead on plate welding. The chemical composition of S960 base material is given in Table 1. Additionally, 13 mm thick HSLA steel plate (S700, Tata Steel, $\sigma_{y,min}$ is 700 MPa) was used for keyhole fiber laser butt welding. The chemical composition of S700 base material is given in Table 2. A 16 kW continuous wave fiber laser (IPG YLS-16000) was utilized for keyhole welding operations. Experimental setup for the keyhole fiber laser welding is shown in Figure 2. During welding operations, argon gas was employed for shielding the top and back surfaces of the workpieces so as to protect the molten metal from the surrounding atmosphere. Keyhole laser welding experiments were performed by applying a variety of welding speeds and laser powers. On the basis of previous published studies (Guo et al., 2017) with single pass laser welding of HSLA steels, bead on plate single pass laser weldings of 6 mm thick S960 steel was performed at welding speeds of 0.9 m min, 1.05 m min, 1.2 m min and 1.5 m min with laser powers of 4 kW, 5 kW and 6 kW, respectively. Moreover, single pass laser butt weldings of 13 mm thick S700 steel was performed at welding speeds of 0.5 m min and 0.72 m min with laser powers of 11.5 kW and 13 kW. Welding parameters are presented for S960 and S700 steels in Table 3 and Table 4. After keyhole laser welding operations, welded parts were cut from welded areas to reveal weld cross sections. The weld cross sections were ground, polished and then etched with a solution of 3% Nital for about 15 s. Weld cross sections of S960 and also S700 steel produced with different

welding parameters are given in Figure 3 and 4. In order to examine the microstructure of the welds, JEOL JMS 6510 scanning electron microscope (SEM) was used. For crystal phase identification in the fusion zone, XRD analysis was conducted by Rigaku Ultima IV X-Ray Diffractometer machine using Cu target ($\lambda = 1.544 \text{ \AA}$). Micro-hardness across the welded joint was measured using a load of 100 g with a Vickers micro-hardness machine (Emco Test DuraScan). Hardness determination was implemented in the base metal, fusion zone and heat affected zone.

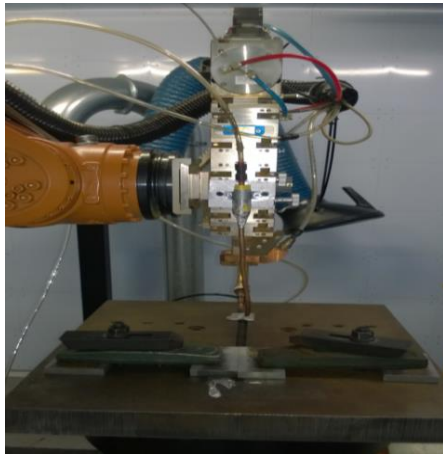


Figure 1. Experimental setup for keyhole fiber laser welding

3 Results and discussion

Macrostructures

The weld bead of the keyhole laser bead on plate welding of S960 and butt welding of S700 HSLA steel with weld cross section presented in Figure 2. Porosity was observed in weld zone of S5 and S6 of S700 steel while undercut was observed in the weld bead of S3 and S4 of S960 steel. Weld sagging due to excessive viscosity at the bottom of S1 specimen of S960 steel was also observed. On the other hand, undercut, weld sagging or porosity were not observed in the weld zone of S2 of S960 steel. Macrostructure shows that, weld bead width of S5 of S700 steel is noticeably wider than that of S6 of S700 steel because of higher heat input in the welding S5. Fusion zone (FZ), heat affected zones (HAZ) and base material (BM) can be perceptibly seen from weld cross sections in Figure 2 (a) and (b). From weld cross section of S2 for welding S960 steel in Figure 2 (a) and weld cross section of S6 for welding S700 steel in Figure 2 (b); there are two different heat affected zones occurred, which are coloured as dark region representing HAZ, coarse-grained HAZ (CGHAZ) next to fusion zone (FZ) and the other heat affected zone appears as white strip far from fusion zone, that is intercritical HAZ (ICHAZ).

Table 1. Chemical composition of S960 steel

Material	Elements (mass %)													
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	B	Ti	Nb	V	N	Fe
S960	0.094	0.108	1.59	0.011	0.002	0.038	0.50	0.26	0.0025	0.027	0.04	0.047	0.0052	Bal.

Table 2. Chemical composition of S700 steel

Material	Elements (mass %)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Nb	V	B	Ti	Fe
S700	0.066	0.107	1.55	0.01	0.003	0.499	0.239	0.07	0.04	0.051	0.002	0.002	Bal.

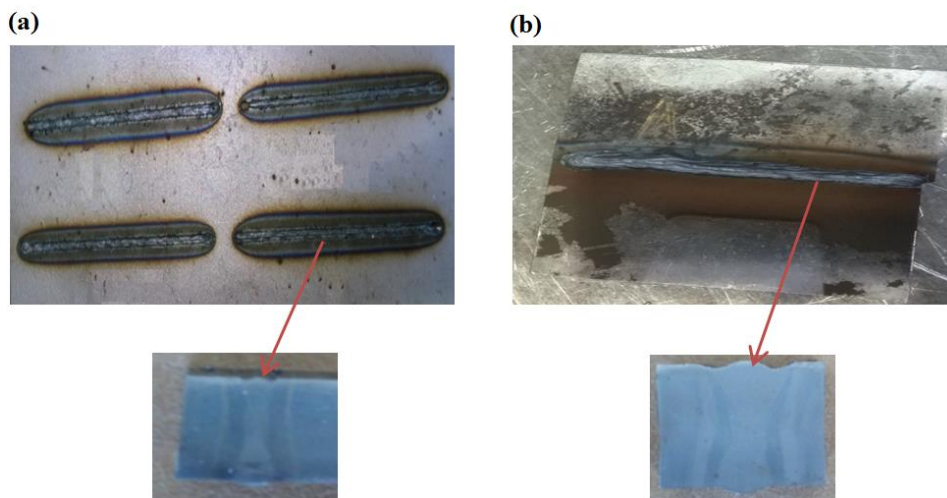


Figure 2. (a) Macrostructure of bead on plate weldings of S960 steel, (b) butt welding of S700 steel

Table 3. Welding parameters employed in this study for S960 steel

No	Welding material	Thickness of material (mm)	Welding type	Laser power (kW)	Welding speed (m/min)	Shielding gas
S1	S960	6	Single pass (Without filler material)	4	0.9	Pure argon
S2				5	1.05	
S3				6	1.2	
S4				6	1.5	

Table 4. Welding parameters employed in this study for S700 steels

No	Welding	Thickness of	Welding type	Laser Power	Welding speed (m/min)	Shielding gas
S5	S700	13	Single pass (Without filler)	11.5	0.5	Pure argon
S6				13	0.72	

Microhardness

After keyhole laser bead on plate welding of the samples with different laser power and welding speed, microhardness of base material, intercritical heat affected zone and fusion zone were measured from cross section of the welded joint across the mid-section of each sample as shown in Figure 3. Microhardness values of base material, intercritical heat affected zone and fusion zone were presented in Figure 4 for each welded joint. From the Figure 4, it can be seen that S1 has the lowest microhardness values in the series while S4 has the highest microhardness values. In general, hardness values are greater in all FZ and HAZ when compared with base material and also the hardness of the intercritical heat affected zones is slightly higher than those of fusion zones. Although the hardness values of S2, S3 and S4 are almost nearly similar, S1 has typically lower hardness values.

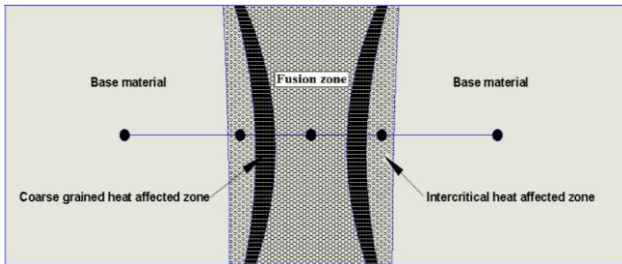


Figure 3. Microhardness measurement order

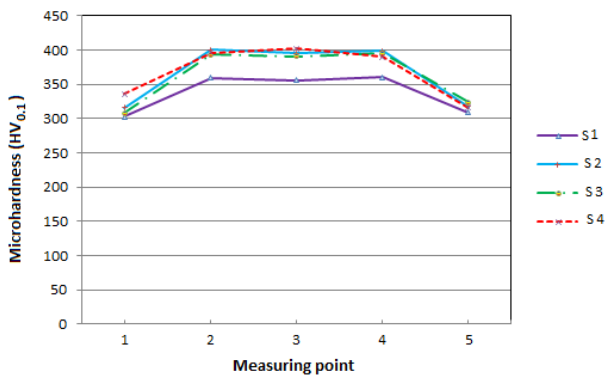


Figure 4. Microhardness vs. distance curve for Keyhole laser bead on plate welding of S960 steel

The reason for this could be effect of heat input since S1 has the least heat input value. According to (Guo et al., 2015), because of fast heating and cooling rates occurring in laser welding, the formation of martensite in the FZ and HAZ takes place. This leads to an increase in hardness in the FZ and HAZ. (Lee et al., 2010) determined that the yield strength for FZ and HAZ are approximately 1.2 times that of base material. Microhardness curves with respect to distance for keyhole laser butt weldings of S700 steel are shown in Figure 5. This Figure 5 expresses that the hardness of S6 is greater than S5. The reason for higher hardness in the S6 may be due to the welding speed, as S6 possesses greater welding speed. According to Tash and Gadelmola (Tash and Gadelmola, 2016), the differences in hardness are because of the low heat input and high cooling rate generated as a consequence of increase in laser welding speed. Another reason for high hardness is different phases occurring in the microstructure of FZ and HAZ.

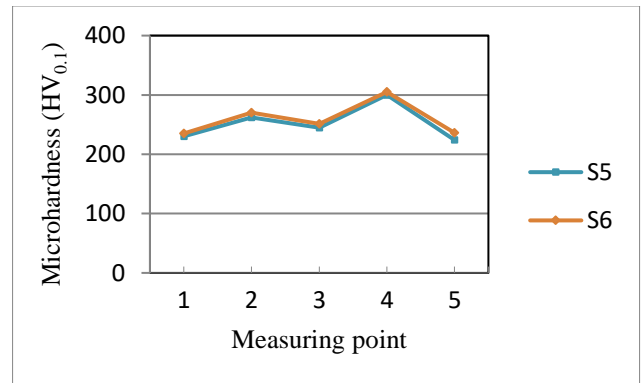


Figure 5. Microhardness vs distance for Keyhole laser butt welding of S700 steel

During welding process, heating and cooling events occur which cause phase transformations in base material. These phase transformations change the material properties and also volume of the material. In addition, in the welding process, phase transformations play an important role in the occurrence of residual stresses which affect mechanical properties of the material (Wang et al., 2017; Zubairuddin et al., 2017; Deng 2009).

In the welding process of steels, material is heated and melted and hence from liquid phase to alpha phase (i.e. alpha ferrite), several phase changes occur. Alpha ferrite can only dissolve in small quantity of carbon atoms and thus excessive carbon atoms is rejected to the solution. As high cooling rates occur there is no sufficient time for carbon atoms to leave rather carbon atoms are trapped and precipitate inside the alpha phase as Fe₃C and/or form solid solution phases such as bainite, widmanstater ferrite and martensite. These martensites and carbides account for hardness and strength of weld joint (Nivas Ramachandiran, 2016).

Microstructure

In order to determine types of phases in the microstructure after keyhole laser bead on plate welding of S960 HSLA steel and keyhole laser butt welding of S700 HSLA steel at different welding conditions, base metal, fusion zone FZ and coarse-grained heat affected zone CGHAZ were characterized by SEM (Scanning Electron Microscopy). According to Poorhaydari et al., and Lan et al., (Poorhaydari et al., 2005; Lan et al., 2012), the most significant aspects are the peak temperatures and cooling rate when assessing the microstructure of fusion zone and heat affected zone in the welded joint. The maximum temperature is observed at the CGHAZ, and hence this led grain size to increase in this sub-zone (Guo et al., 2017). The microstructure of the base material of S960 HSLA steel obtained by using SEM machine given in Figure 6. As can be seen in the Figure 6 that the base metal has elongated grains which was generated during the hot rolling process.

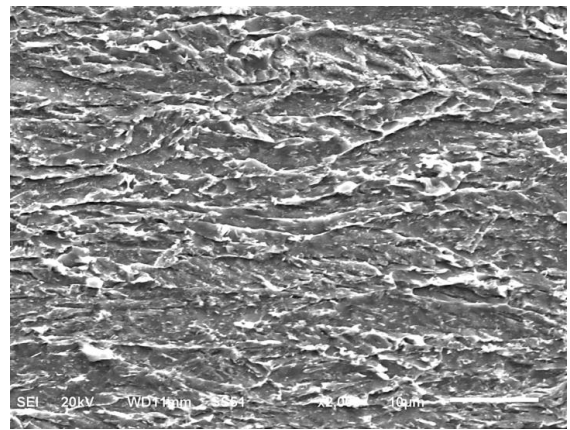


Figure 6. Microstructure of S960 HSLA steel base material (BM)

It is explicit from Figure 7 that the microstructure of base material (BM), fusion zone (FZ) and coarse-grained heat affected zone are different when comparing with each other. While the microstructure of FZ consists of almost completely martensite, which could be due to the rapid cooling rate, the microstructure of CGHAZ consists of a mixture of martensite and granular bainite structure. Figure 8 indicates the microstructure in the fusion zone (FZ) and coarse-grained heat affected zone (CGHAZ) for S2 after keyhole laser bead on plate welding of S960 HSLA steel. In laser welding process, the temperature in fusion zone (FZ) can be greater than melting point of the welding material, Figure 8 (a) shows only columnar grain structure formed in the FZ after melting and then solidification of FZ, whereas Figure 8 (b) shows that the microstructure in the coarse-grained heat affected zone (CGHAZ) is interlaced and equiaxed martensite, which is the result of fast cooling rate following experiencing the maximum temperature (Guo et al., 2017).

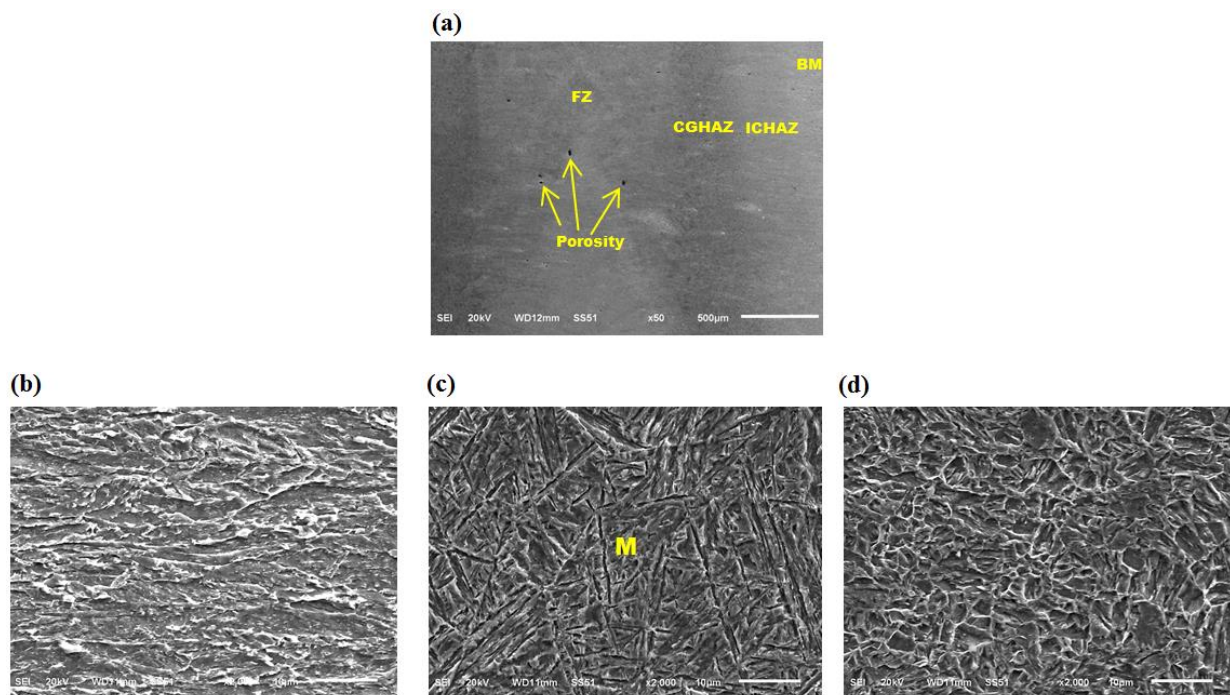


Figure 7. (a) The weld cross section profile of the welded S4 joint in keyhole laser bead on plate welding of S960 HSLA steel, (b) the microstructure in the base metal (BM), (c) the microstructure in the fusion zone (FZ) and (d) the microstructure in the coarse grained heat affected zone (CGHAZ) in this weld cross section profile of S4. M: Martensite

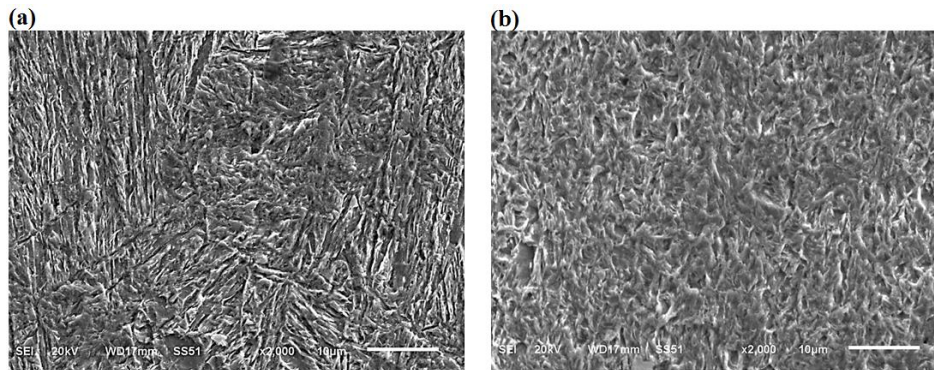


Figure 8. (a) Microstructure of FZ and (b) CGHAZ for keyhole bead on plate welding of S2

Figure 9 from S3 keyhole laser welding of S960 HSLA Steel presents the boundary line between coarse-grained heat affected zone (CGHAZ) and intercritical heat affected zone (ICHAZ). The boundary line can be seen clearly. From Figure 9, it is clear that grain size of CGHAZ is bigger than that of ICHAZ and color of CGHAZ is dark while color of ICHAZ is white. (Microstructures have been misinterpreted please check CCT diagrams and literature)

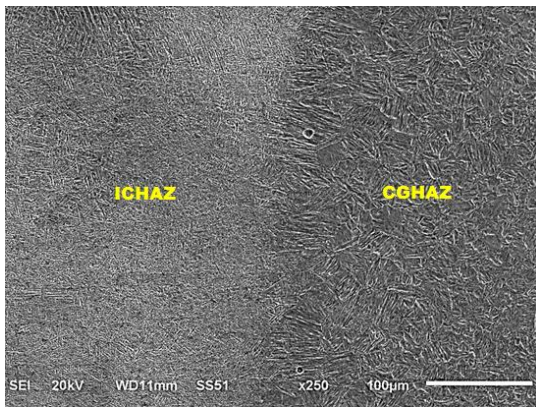


Figure 9. The transition from CGHAZ to ICHAZ in S3

Figure 10 shows the microstructure of the base material (BM) of S700 HSLA steel obtained by using SEM machine. Figure 10 exhibits that the base material (BM) is formed from partially tempered martensite and bainitic structure. From the weld cross section profile of welded S7 joint, fusion zone (FZ) and coarse grained heat affected zone (CGHAZ) can be clearly seen and also the boundary between FZ and CGHAZ is obvious in Figure 11 (a). The microstructure of FZ in Figure 11 (b) consists of mostly martensite laths and some lower bainite. Fig. 11

(c) represents CGHAZ' microstructure and its grain boundaries can be seen clearly. When FZ is compared with CGHAZ in terms of microstructure, there are more martensite laths in FZ than CGHAZ and grain sizes of CGHAZ are larger than those of FZ. Figure 12 demonstrates the welded S6 joint' microstructure in keyhole laser butt welding of S700 HSLA steel. This microstructure has interlaced martensite phases and bainite phases. XRD patterns of the welded joints of HSLA S960, S700 and the base materials were presented in Figure 13 and Figure 14 respectively. XRD patterns revealed that the base materials and the weld joints were completely consisted of α ferrite phase in the microstructure of fusion zone was observed. Martensite has a smaller lattice parameter than that of alpha ferrite and therefore the martensite peaks are not visible with wavelength of Cu target (1.544\AA), unless the phase itself was tempered and recovered following the welding, transforming into alpha ferrite in structure but has a recovered structure in appearance.

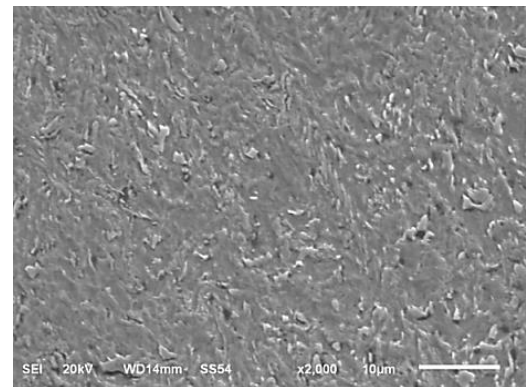


Figure 10. Microstructure of S700 HSLA steel base material

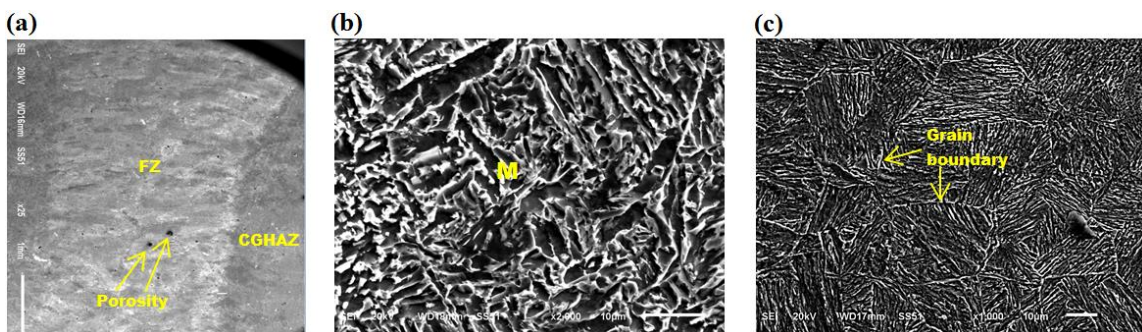


Figure 11. (a) The weld cross section profile of welded S6 joint in keyhole laser butt welding of S700 HSLA steel, (b) the microstructure in the fusion zone (FZ) and (c) the microstructure in the coarse grained heat affected zone (CGHAZ) in this weld cross section profile of S6. M: Martensite

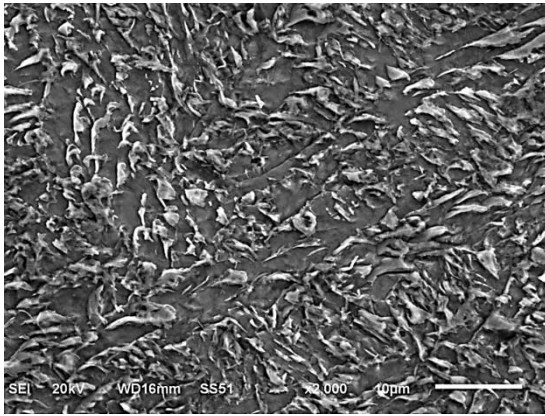


Figure 12. The microstructure of the FZ of S6

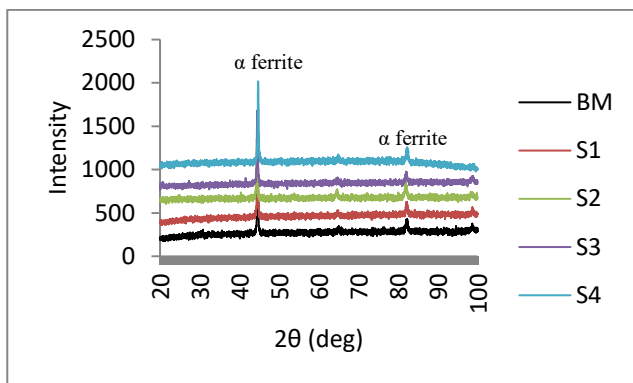


Figure 13. XRD patterns of laser welded joints for S960

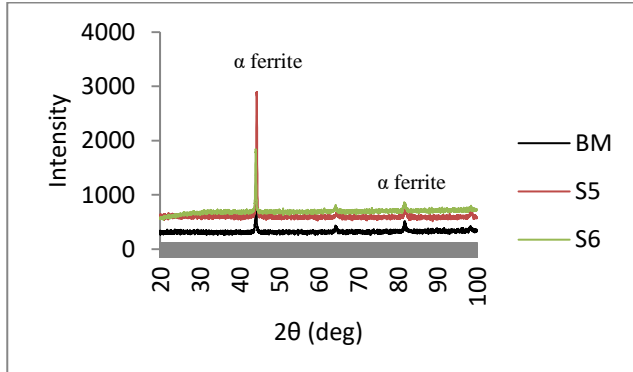


Figure 14. XRD patterns of laser welded joints for S700

4 Conclusions

Mechanical properties and microstructures of keyhole laser bead on plate welding joints of S960 HSLA steel and butt welding joints of S700 HSLA steel were investigated. The main conclusions were presented below:

- (1) The average microhardness value of the FZ is approximately 395 HV while the value of BM is 320 HV in laser bead on plate welding joints. It was found that microhardness value increases gradually from BM to FZ. The biggest value is on the zone which is between CGHAZ and ICHAZ. S4 has the highest microhardness values in S960 while S6 is in S700.
- (2) Maximum porosity was observed in the weld bead of S4 and S6. These pores can reduce weld

strength.

- (3) It was determined that the microstructure changes across the welding joint. The microstructure of BM, FZ and CGHAZ are different from each other for each laser welding condition. It was revealed that in general, in FZ and CGHAZ, the microstructure is composed of martensite and tempered martensite which result in increasing microhardness in FZ.
- (4) From examining XRD patterns, it was confirmed that there are not much differences in the microstructure of FZ and CGHAZ due to similar cooling rates occurring in the weld zone.

Acknowledgment

The authors are grateful to The University of Manchester for enabling to perform experiments. Also, The authors are grateful to Firat University and Bingol University for providing microhardness measuring device and microstructure measuring device.

5 References

- Deng D, 2009. FEM prediction of welding residual stress and distortion in carbon steel considering phase transformation effects *Mater Des*, 30, pp. 359-366
- Esfahani MRN, Coupland J, Marimuthu S, 2015. Numerical simulation of alloy composition in dissimilar laser welding, *J. Mater. Process. Technol.* 224, 135–142.
- Ghosh M, Kumar K, Mishra RS, 2010. Analysis of microstructural evolution during friction stir welding of ultrahigh-strength steel, *Scr. Mater.* 63, 851–854.
- Guo W, Li L, Dong S, Crowther D, Thompson A, 2017. Comparison of microstructure and mechanical properties of ultra-narrow gap laser and gas-metal-arc welded S960 high strength steel, *Volume 91*, April 2017, Pages 1-15
- Guo W, Crowther D, Francis JA, Thompson A, Liu Z, Li L, 2015. Microstructure and mechanical properties of laser welded S960 high strength steel, *Materials and Design* 85, 534–548.
- Hao K, Li G, Gao M, Zeng X, 2015. Weld formation mechanism of fiber laser oscillating welding of austenitic stainless steel, *J. Mater. Process. Technol.* 225, 77–83.
- Lan L, Qiu C, Zhao D, Gao X, Du L, 2012. Analysis of microstructural variation and mechanical behaviors in submerged arc welded joint of high strength low carbon bainitic steel, *Mater. Sci. Eng. A* 558, 592–601.
- Lee BS, Kim MC, Yoon JH, Hong JH, 2010. Characterization of high strength and high toughness Ni–Mo–Cr low alloy steels for nuclear application, *Int. J. Press. Vessel. Pip.* 87, 74–80.
- Oñoro J, Ranninger C, 1997. Fatigue behaviour of laser welds of high-strength low-alloy steels, *J. Mater. Process. Technol.* 68, 68–70.

- Poorhaydari K, Patchett BM, Ivey DG, 2005. Estimation of cooling rate in the welding of plates with intermediate thickness, *Weld. J.* 84, 149–155.
- Ramachandiran N, Quora, Why do metals get harder on welding, <https://www.quora.com/Why-do-metals-get-harder-on-welding>
- Shi Y, Han Z, 2008. Effect of weld thermal cycle on microstructure and fracture toughness of simulated heat-affected zone for a 800 MPa grade high strength low alloy steel, *Journal of Materials Processing Technology.*207:30-9.
- Takasawa K, Ikeda R, Ishikawa N, Ishigaki R, 2012. Effects of grain size and dislocation density on the susceptibility to high-pressure hydrogen environment embrittlement of high-strength low-alloy steels, *International Journal of Hydrogen Energy.*37:2669-75.
- Tash MM, Gadelmola KM, 2016. Effect of welding speed on the micro-hardness and corrosion resistance of similar laser welded (304 304) stainless steels and dissimilar (304 A36) stainless and carbon steels, *Advanced Materials and Structural Engineering*, ISBN 978-1, 138-02786-2.
- Viano DM, Ahmed NU, Schumann GO, 2000. Influence of heat input and travel speed on microstructure and mechanical properties of double tandem submerged arc high strength low alloy steel weldments, *Sci. Technol. Weld. Join.* 5, 26–34.
- Wang Q, Liu X.S, Wang P, Xiong X, Fang H.Y, 2017. Numerical simulation of residual stress in 10Ni5CrMoV steel weldments *J Mater Process Technol*, 240, pp. 77-86
- Yan W, Zhu L, Sha W, Shan Y, Yang K, 2009. Change of tensile behavior of a high-strength low-alloy steel with tempering temperature, *Mater. Sci. Eng. A* 517, 369–374.
- Zhang C, Lu P, Hu X, Song X, 2012. Effect of buffer layer and notch location on fatigue behavior in welded high-strength low-alloy, *J. Mater. Process. Technol.* 212, 2091–2101.
- Zubairuddin M, Albert S.K, Vasudevan M, Mahadevan S, Chaudhari V, Suri V.K, 2017. Numerical simulation of multi-pass GTA welding of grade 91 steel *J Manuf Process*, 27, pp. 87-97

Authors' addresses

Omer Ekinçi 1

Faculty of Engineering and Architecture,
Bingol University, Bingol-Turkey
oekinci@bingol.edu.tr

Zulkuf Balalan 2

Faculty of Engineering and Architecture,
Bingol University, Bingol-Turkey
zbalalan@bingol.edu.tr

St52 ÇELİĞİNİN TIG KAYNAK YÖNTEMİ İLE WC TAKVİYELİ TOZLA KAPLANMASI

İhsan Kırık 1, Zulküf Balalan 2, Yunus Andan 3, Mehmet Yaz 4

Original scientific paper

Bu çalışma; TIG kaynak yöntemi yardımıyla, farklı oranlarda Co-Cr esaslı WC takviyeli tozları kullanarak St52 çeliğinin yüzeyine kaplanması amaçlanmıştır. Farklı özellikteki çelik alt tabakaları üzerine WC-Co-Cr toz karışımları belirlenen oranlarda önceden yerleştirildi ve TIG kaynak işlemi ile kaplama işlemleri yapıldı. Farklı özellikteki kaplama tabakaları çelik alt tabakaya yoğun ve neredeyse hiç gözenek olmadan metalürjik bir bağlanma gösterdi. Kaplamaların mikro yapı ve faz analizi için, taramalı elektron mikroskobu (SEM), EDS ve X-Ray incelemeleri yapıldı. X-ışın kırınımı incelemesi sonucu, kaplamalarda WC' lerce zengin düzensiz dağılımlı ötektik yapılarla birlikte birincil dentritik fazlarında olduğu gözlenmiş, ayrıca WC-Co-Cr kaplamaları WC ve W2C ile CrC ve Cr3C2 karbürleri ile Kobalt, Nikel, Karbonun düzensiz dağılım gösteren fazlarından oluşmuştur.

Anahtar kelimeler: WC-Co-Cr, TIG kaplama, St52

1 Giriş

Aşınma, korozyon ve diğer mekanik-fiziksel özelliklerinin daha iyi olması nedeniyle özellikle son birkaç yılda seramik takviyeli metal matrisli kompozit kaplamaların kullanımı ve geliştirilmesi birçok araştırmacının ve sanayicinin ilgisini çekmiştir. Metal matrisli kompozit (MMC) kaplama üretmek için; plazma sprey, lazer kaplama, tungsten inert gaz ve yüzey alaşımlama gibi uygulama alanı bulmuş birçok yöntem kullanılmaktadır. [1-5]. Bu yöntemler içinde en pratik ve fazla maliyet gerektirmeyen TIG kaplama yöntemidir. Ayrıca, TIG kaplama işlemi, lazer, plazma ve elektron ışın kaynağı gibi yöntemlerle karşılaştırıldığında daha derin bir ergime noktası sunması, atmosferik ortamda kullanımı çok daha kolay olmasıyla ön plana çıkmakta ve dahası diğer proseslere göre kaplamanın kalınlığını, kimyasal bileşimini ve özelliklerini kontrol etme imkânı da sunmaktadır [6-10]. TIG kaplama ya da alaşımlama yöntemi altlık malzeme yüzeyine yerleştirilen toz karışımlarını ergiterek yüzey özelliklerinin geliştirildiği ve metalik malzemelere seramik kaplama içinde alternatif bir yöntem olarak görülmektedir. [11-13].

MMC kaplamaları karbürlerin sert özellikleri ile metallerin tokluk özelliklerini aynı malzemede tutmak için geliştirilmiş ve metal karbür partiküllerinin matrise kazandırdığı dayanım ve sertlik değerleri bakımından oldukça dikkat çekmiştir. Özellikle sertliğinin yüksek olması, aşınma direncinin iyi olması, erime sıcaklığının yüksek olması ve kararlı bir yapı göstermesinden dolayı WC mühendislik uygulamalarında kaplama malzemesi olarak yaygın bir şekilde kullanılmaya başlamıştır [10-14]. Metal yüzeyine ergitme ile WC esaslı metal matrisli kompozit kaplamalar yüksek sertlik ve aşınma dirençleri nedeniyle havacılık, otomotiv, petrol, elektrik ve makine imalatı gibi geniş bir sektör yelpazesinde yaygın kullanım alanı bulmuştur. Yapılan araştırmalarda farklı metal alt tabakaların yüzey özelliklerini geliştirmek için TIG kaplama işlemi üzerine çok sayıda çalışma yapılmıştır [15-17]. TIG yüzey kaplama işlemiyle, dolgu metali veya önceden yerleştirilen tozlarla çeliklerin yüzeyine Cr3C2, TiC, SiC, B4C ve WC gibi sert seramik taneleri eklenerek, sertlik, aşınma ve korozyon dirençleri önemli derecede

gelişmiş kaplama tabakaları üretildiği görülmüştür [16-19]. St 52 çeliği otomotiv ekipmanlarında, makine parçalarında, millerde ve imalatın birçok parçasında kullanılır. C değerinin düşük olmasından dolayı kaynak kabiliyetleri yüksek olan BU çelikler karbonitrasyon ve nitrasyon gibi (yüzey sertleştirme) işlemine uygun çeliklerdir.

Yapılan literatür incelemelerinde çeliklerin yüzeyine WC-Co-Cr tozlarının termal püskürtme yöntemleri plazma sprey ve lazer kaplama kullanılarak yapıldığı, ancak bu yöntemlerin donanım olarak maliyetlerinin yüksek olması, pratik olmamaları gibi dezavantajlarından dolayı bunlara alternatif olabilecek neredeyse hiç yapılmamış olan St52 çeliği, WC-XCo-XCr tozları ve TIG kaplama yöntemi seçildi.

TIG kaynak yöntemi kullanılarak St52 çeliklerinin yüzeyine farklı oranlarda Co-Cr esaslı WC takviyeli tozların kaplanması daha önce hiç çalışılmadığı dolayısıyla bu çalışmada farklı özelliklere sahip olan çelik yüzeyine WC-XCo-XCr kaplanması ve karakteristik özellikleri açısından karşılaştırılması yapılmıştır.

2 Deneysel yöntem

Bu çalışmada kullanılan St52 çeliklerinin kimyasal içerikleri Tablo 1'de verilmiştir. Kompozit kaplamalarda ise WC-XCo-XCr tozları Tablo 2' de verilen toz oranlarında, çelik bilyelerle 3 saat sürede, 120 rpm' de mikserlenen toz karışımları kullanıldı. St52 çeliklerine Şekil 1'de verilen ölçülerde bir kama oyuğu halinde açılan kanalın iç kısmı, olabilecek kir ve atıktan arındırmak için alkol ile temizlendi. TIG Kaplama işlemi 130 A akımda, 0.6 mm.s-1 hızında ve tek pasoda yapıldı.

Kaplama sonrası numuneler kaplama tabakasına dik doğrultuda kesildikten sonra standart zımparalama-parlatma işlemlerinden geçirildi ve 10gr FeCl3 +50ml HCl+10mlHNO3 +100ml alkol çözeltisi ile dağlandı. Kaplama bölgesinin mikroyapı incelemeleri için SEM, EDS ve X-Ray analizleri yapıldı. Yüzeyden esas malzemeye doğru mikrosertlik testleri Vickers sertlik testi ile yapıldı.

Tablo 1. St 52 çeliğinin kimyasal kompozisyonu

Alaşım	C	Si	Mn	P	S	Fe
St52	Max. 0.2	Max. 0.55	Max.1.5	0.04	0.04	Kal.

Tablo 2. Kaplama olarak kullanılan WC-Co-Cr tozlarının kimyasal bileşimleri ve deney tasarımı (ağırlık olarak %).

Numune No	Kaplama			Altık
S1	%83WC	%17Co	-	St 52
S2	%79WC	%17Co	%4Cr	St 52
S3	%88WC	%12Co	-	St 52

3 Sonuçlar ve tartışma

3.1 Kaplama Morfolojileri

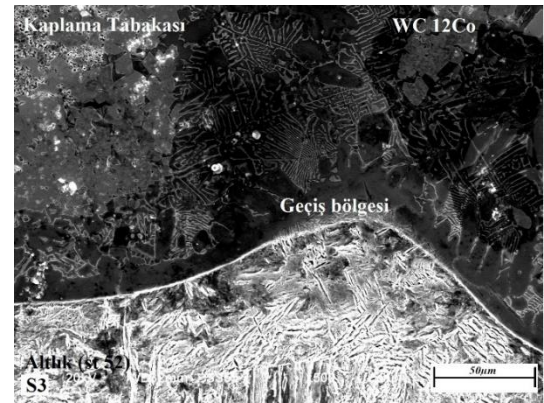
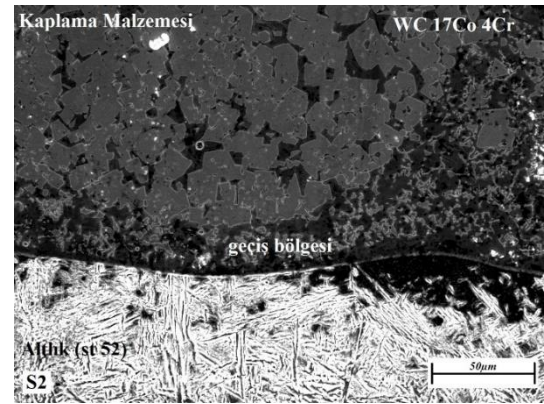
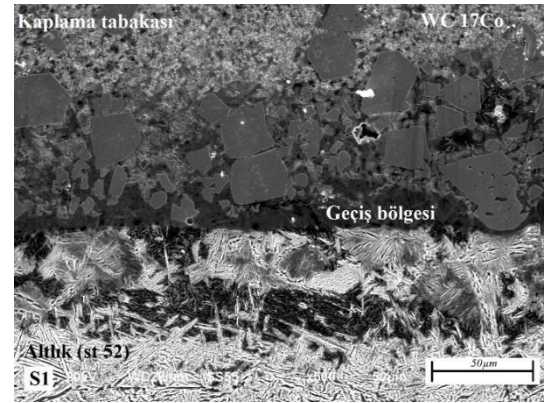
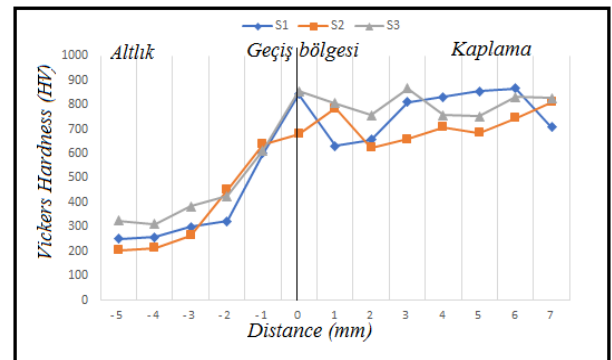
TIG kaplama yöntemi ile WC+XCo+XCr tozları kullanılarak kaplanan S1, S2 ve S3 nolu numunelere ait mikroyapı SEM görüntüleri Şekil 1’de sırasıyla verilmiştir. Alaşım derinliği ve karakteristik özelliklerinin kaplama tozlarının oranlarına ve türlerine bağlı olarak değiştiği görülmüştür. SEM görüntülerinde her ne kadar mikro boşluklar olsa da herhangi bir çatlama söz konusu olmamıştır.

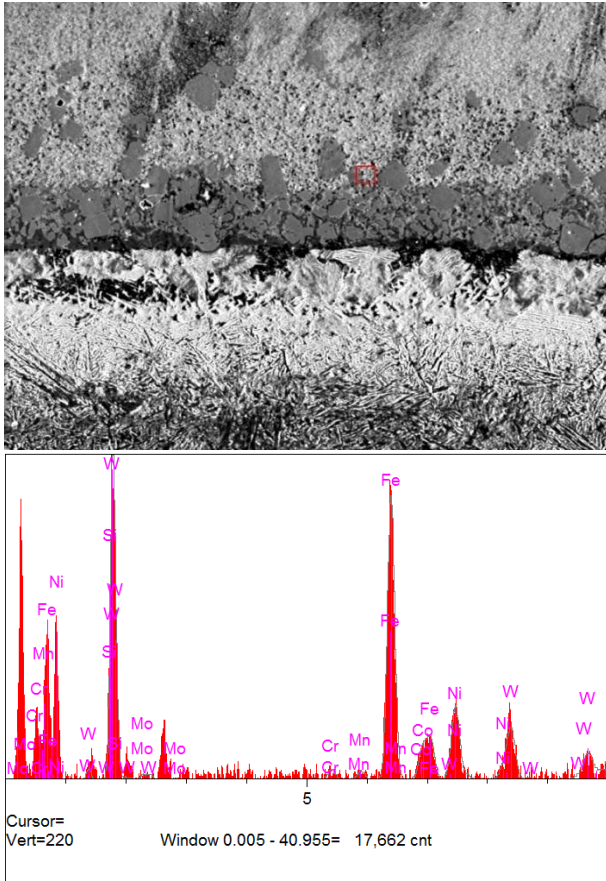
Farklı toz oranları ve karışımın etkileri kaplama yüzeyinden altık malzemesine doğru değişimler gösterdiği ve çok farklı bölgeler oluştuğu görülmektedir. Bu resimlerden de açıkça görüldüğü gibi S1nolu numunede (WC+17Co) WC’lerin geçiş bölgesine yakın ve daha tercihli bölgeler oluşturduğu görülmüştür. Co oranının %4 azaltılmasıyla kaplanan S3 (WC+ 12Co) nolu numunede WC parçacıklarının birbirine yakın ve daha büyük kütleler halinde katılaşma sergilediği ancak, ara bölgelerden serbest kalan Co ise altık malzeme ile alaşım oluşturduğu düşünüldüğünde büyük dendritik bir katılaşmanın oluştuğu görülmektedir. Ancak WC ve Co tozlarına ilave olarak %4 Cr tozlarının eklenmesi ile kaplanan S2 nolu numunede Cr ilave edilmeden kaplanan numunede görülen dendritik yapının neredeyse hiç görünmediği, WC parçacıklarının geçiş bölgesinden uzaklaşarak yüzeyde biriktiği, bu birikimin istenen bir sonuç olduğu ve görüleceği üzere düşük karbon ve sertliğe sahip St52 malzemesinin sertlik ve aşınma dayanımına etkisinin büyük olacağı kesindir.

3.2 Mikro-sertlik

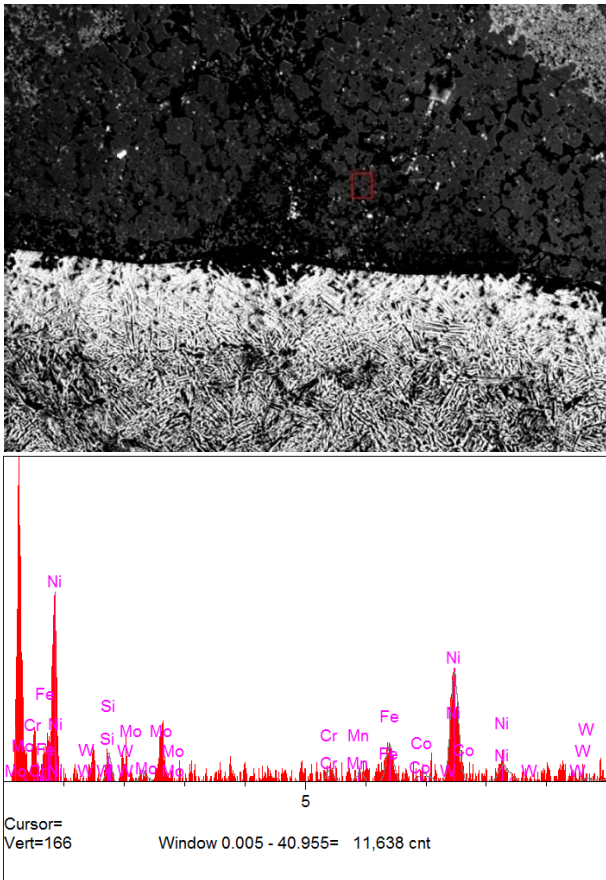
Bu çalışmada kaplama katmanının sertlikleri mikrosertlik cihazında ve 0.5 mm aralıklarda alındı. Derinlik boyunca kaplama katmanının sertlik değerleri Şekil 2’de verilmiştir. Sertlik değerlerinden de açıkça görüldüğü gibi her üç kaplamanın da hemen hemen benzer sertlik değerlerine sahip olduğu, aralarındaki farkın %10 ve altında kaldığı çok fazla bir fark olmadığı, ancak kaplama

bölgelerinin sertliklerinin esas malzemenin sertliğinin 3 katı civarında olduğu görülmüştür. Bütün kaplamalar için, mikroyapı da çok büyük farklar olmasına rağmen mikrosertlik değerlerinde pek fazla bir farklılığın olmaması dikkat çekmiştir.

**Şekil 1.** S1, S2 ve S3 nolu numunelere ait mikroyapı SEM resimleri**Şekil 2.** Kaplama yüzeyinden altık malzemesine doğru S1, S2 ve S3 numunelerinden alınan mikrosertlik değerleri.



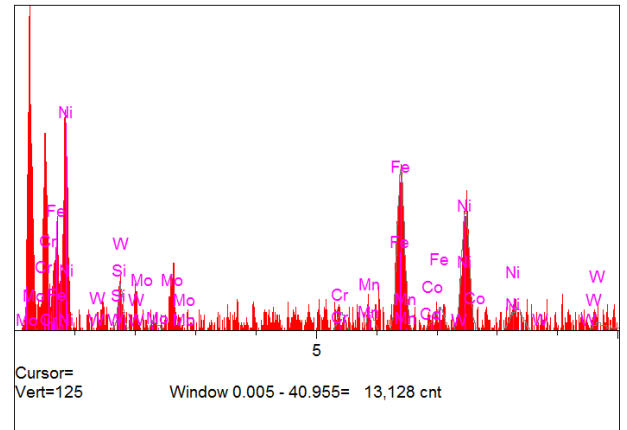
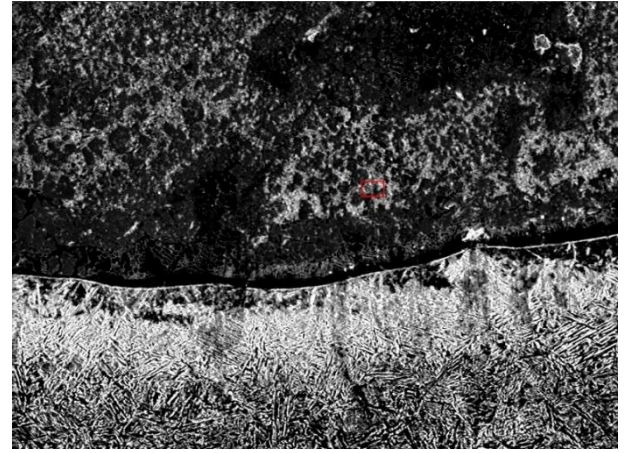
Şekil 3. S1 nolu numuneye ait kaplama bölgesinin EDS analizi



Şekil 4. S2 nolu numuneye ait kaplama bölgesinin EDS analizi

3. 3 EDS ve XRD sonuçları

Farklı oranlarda $Wc+XCo+XCr$ ile birlikte TIG kaplama tekniği kullanılarak kaplanan numunelere ait EDS analizleri Şekil 3, 4 ve 5' de sırasıyla verilmiştir. EDS sonuçlarından %4 Cr ilave edilmeden kaplanan numunelerde Fe'in kaplama malzemesi ile alaşım oluşturduğu ve kaplama malzemesinde hatırı sayılır derecede var olduğu görülmektedir. Ancak WC açısından bakıldığında WC tozlarının büyük boyutlarda kaldığı ve partikül boyutlarında heterojen bir dağılımla kaplama içerisinde kendini gösterdiği görülmektedir. Cr ilavesi ile kaplama bölgesinde Fe miktarı azalmıştır. Ayrıca Co ilavesindeki azalma Fe kaplama alaşımı içindeki varlığını azaltmıştır. EDS sonuçları ile birlikte ve Şekil 6 da verilen X-Ray sonuçları analiz edildiğinde kaplama bölgesinde WC ve W_2C ile CrC ve Cr_3C_2 karbürleri ile Kobalt, Nikel, Karbonun düzensiz dağılım gösteren fazlarından oluştuğu açıktır.



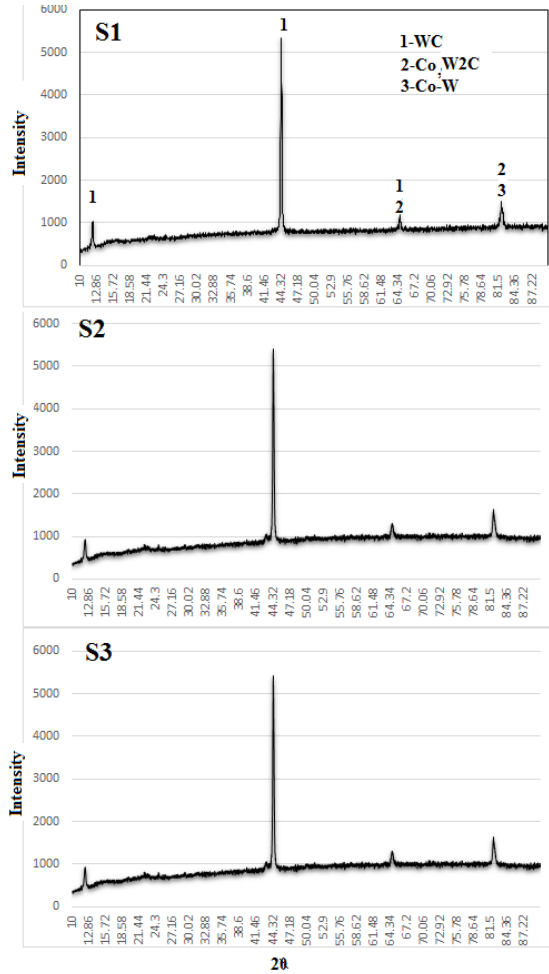
Şekil 5. S3 nolu numuneye ait EDS analizi

4 Sonuçlar

St52 çeliğinin TIG kaplama yöntemi ile $WC-XCo-XCr$ kompozitinin kaplanması işlemiyle kaplama bölgesi, birleşme bölgesi, geçiş bölgesi ve ısıdan etkilenen bölgelerde kaplama tabakasının bileşimine bağlı olarak meydana gelen mikro-yapı ve mikro-sertlik özellikleri değişimleri aşağıda belirtildiği gibi sonuçlandırılmıştır.

1. Bütün numunelerin kaplama bölgesinde mikro boşluklar görüldü ancak herhangi çatlak veya büyük

ebatlı hasar gözlenmedi. Bu boşluklar farklı konsantrasyon ve termal özelliklere sahip tozların katılması esnasında oluşturdukları konsantrasyon farkından kaynaklanmaktadır.



Şekil 6. Kaplamaların X-Ray analizleri

- WC ve Co tozlarına ilave olarak %4 Cr tozlarının eklenmesi ile kaplanan numunede Cr ilave edilmeden kaplanan numunede görülen dendritik yapının nerdeyse hiç görünmediği, WC parçacıklarının geçiş bölgesinden uzaklaşarak yüzeyde biriktiği görülmüştür.
- Mikro-sertlik değerlerinde her üç kaplamanın da hemen hemen benzer sertlik değerlerine sahip olduğu çok fazla bir fark olmadığı ancak kaplama bölgelerinin sertliklerinin esas malzemenin sertliğinin 3 katı civarında olduğu görülmüştür.
- Kaplama mikroyapıları WC bölgeleri ile dendritik yapılardan ve iğnems martenzitlerden oluşmuştur, ayrıca Cr_3C karbürlerde mevcuttur.

5 Teşekkür

Bu çalışma Bingöl Üniversitesi Bilimsel Araştırmalar Birimi Tarafından BAP-SBF.2018.00.002 nolu proje kapsamından desteklenmiştir. Katkılarından dolayı Bingöl Üniversitesi BAP birimine teşekkür ederiz.

6 Referanslar

- Jiandong Wang, LiqunLi, WangTao, Crack initiation and propagation behavior of WC particles reinforced Fe-based metal matrix composite produced by laser melting deposition, *Optics & Laser Technology* 82(2016)170–182,
- Hang Zhao, Jianjun Li, Zhizhen Zheng, Aihua Wang, Dawen Zeng, Yafeng Miao, The microstructures and tribological properties of composite coatings formed via PTA surface alloying of copper on nodular cast iron, *Surface & Coatings Technology* 286 (2016) 303–312,
- Arman Khalili, Massoud Goodarzi, Milad Mojtahedi, Mohammad Javad Torkamany, Solidification microstructure of in-situ laser-synthesized Fe-TiC hard coating, *Surface & Coatings Technology* 307 (2016) 747–752
- Chinmaya Kumar Sahoo, Manoj Masanta, Microstructure and tribological behaviour of TiC-Ni-CaF₂ composite coating produced by TIG cladding process, *Journal of Materials Processing Technology* 243 (2017) 229–245,
- F. Madadi, M. Shamanian, F. Ashrafzadeh, Effect of pulse current on microstructure and wear resistance of Stellite6/tungsten carbide claddings produced by tungsten inert gas process, *Surface & Coatings Technology* 205 (2011) 4320–4328
- Šárka Houdková, Zdenek Pala, Eva Smazalová, Marek Vostřák, Zdeněk Česánek, Microstructure and sliding wear properties of HVOF sprayed, laser remelted and laser clad Stellite 6 coatings, *Surface & Coatings Technology* 318 (2017) 129–141
- Qi An, Lujun Huang, Shan Jiang, Xinting Li, Yanan Gao, Yue Liu, Lin Geng, Microstructure evolution and mechanical properties of TIG clad TiB reinforced composite coating on Ti-6Al-4V alloy, *Vacuum* 145 (2017) 312-319,
- Jun-sheng Meng, Guo Jin, Xiao-ping Shi, Structure and tribological properties of argon arc cladding Ni-based nanocrystalline coatings, *Applied Surface Science* 431 (2018) 135–142
- S. Buytoz Microstructural properties of SiC based hardfacing on low alloy steel, *Surface & Coatings Technology* 200 (2006) 3734–3742
- SonerBuytoz^aMustafaUlutan^b, In situ synthesis of SiC reinforced MMC surface on AISI 304 stainless steel by TIG surface alloying, *Surface & Coatings Technology* 200 (2006) 3698 – 3704.
- J.H. Chen, P.N. Chen , C.M. Lin, C.M. Chang, Y.Y. Chang, W. Wu, Characterization of multi-element alloy claddings manufactured by the tungsten inert gas process, *Surface & Coatings Technology* 203 (2009) 2983–2988,
- P.H. Lailatula, M.A. Maleque, Surface Modification of Duplex Stainless Steel with SiC Preplacement Using TIG Torch Cladding, *Procedia Engineering* 184 (2017) 737 – 742,
- S. Buytoz, M. Ulutan, In situ synthesis of SiC reinforced MMC surface on AISI304 stainless steel by TIG surface alloying, *Surf. Coat. Technol.* 200 (2006) 3698-3704,

- [14] S. Mridha, Titanium nitride layer formation by TIG surface melting in a reactive environment, J. Mater. Proc. Technol. 168 (2005) 471-477.,
- [15] X.H. Wang, Z.D. Zou, S.L. Song, S.Y. Qu, Microstructure and wear properties of in situ TiC/FeCrBSi composite coating prepared by gas tungsten arc welding, Wear 260 (2006) 705-710.
- [16] FuquanLi, ZhenzengGao,LiqunLi,YanbinChen , Microstructural study of MMC layers produced by combining wire and coaxial WC powder feeding in laser direct metal deposition , Optics & Laser Technology 77(2016)134–143,
- [17] Mustafa Ulutan, Koray Kilic, ay, Osman Nuri C, elik, Ümit Er, Microstructure and wear behaviour of plasma transferred arc(PTA)-deposited FeCrC composite coatings on AISI 5115 steel, Journal of Materials Processing Technology 236 (2016) 26-34,
- [18] S. Buytoz, M. Ulutan, M.M. Yildirim, Dry sliding wear behavior of TIG welding clad WC composite coatings, Appl. Surf. Sci. 252 (2005) 1313-1323
- [19] Zhikun Weng, Aihua Wang, Xuhao Wu, Yuying Wang, Zhixiang Yang, Wear resistance of diode laser-clad Ni/WC composite coatings at different temperatures, Surface and Coatings Technology, Volume 304, 2016, pp. 283-292

Authors' addresses

İhsan KIRIK 1, Assoc. Prof.

Bingol Universty
Department of Metallurgy and Material Engineering, University
of Bingol, Turkey
alihsankirik@gmail.com

Zulkuf Balalan 2, Assist. Prof.

Bingol Universty
Department of Mechanical Engineering, University of Bingol,
Turkey

Yunus Andan 3

Bingol Universty
Department of Mechanical Engineering, University of Bingol,
Turkey

Mehmet Yaz 4 Assoc. Prof.

Firat Universty
Vocational High School, Firat University, Elazig, Turkey
myaz2623@gmail.com

MOLECULAR ORBITAL CALCULATION FOR ANTHRADITHIOPHENE (ADT) COMPLEX BY USING HARTREE-FOCK THEORY

Hunar Hama Khalid 1, Hazhar Rasul 2

Original scientific paper

In this study, we investigate the Hartree-Fock (HF) of Anthradithiophene (ADT) complex in detail. Hence, before quantum mechanical calculations were optimized using various basis sets. For appropriate calculation level. The highest occupied molecular orbital (HOMO) and the lowest occupied molecular orbital (LUMO) were plotted. Also, based on the obtained results, the band gap energy was calculated. Finally, we have a demonstration of the average band gap for ADT molecule.

Anahtar Kelimeler: Hartree-Fock, Molecular Orbital, Anthradithiophene, Energy Band Gap.

1 Giriş

Organic thin-film transistors depending on oligothiophenes or pentacene have reached device efficiency with mobility ranging from of $0.1-1 \text{ cm}^2/\text{Vs}$ and on/off current ratios greater than 10^6 . In fact, monolithic incorporation of plastic transistors and organic lighting systems offers prospective applications not only in low-end information storage, such as intelligent cards or identifying tags but also as switching equipment in active matrix displays. ADT is a successful organic thin-film transistor material: it can be viewed as an intermediate among pentacene and oligothiophenes from its molecular structure. Particularly interesting is the significance of its sulfur orbit on electronic transport characteristics [1].

Hartree-Fock's theory is crucial for most electronic structure theory. It is the basis of the description of molecular orbital (MO) that indicates that each electron's motion can be described by a single particle (orbital) characteristic that does not depend explicitly on the instantaneous movements of the other electrons. Hartree-Fock's theory often provides a good beginning point for more elaborate theoretical methods easier evaluated for Schrodinger's electronic equation [2].

The Hartree – Fock method is widely used in quantum chemistry for calculated electronic structure computations. Hartree-Fock 's theory is the variability of this minimizing issue [3]. The HF estimate is not only the foundation of nearly all conventional methods, such as wave function depend on quantum chemical methods, but is also of good theoretical significance [4]. The HF treats exchange exactly but neglects correlation completely. While the HF complete energy is an upper limit to the real ground-state complete energy [5].

In this study, we have focused on the molecular orbital of ADT molecule, by investigating the HF theory by using some basis sets. The molecular orbital theory has to turn into a strong technique for exploring molecules ' electronic structure, enlightening some chemistry regions. The theory of MO originates from early studies in band spectroscopy of diatomic molecules and has been broadly used to explain most aspects of molecular structure and various molecular characteristics such as electronic dipole moments, optical absorption spectra, electron and nuclear magnetic resonance [6].

2 Computational Detail

In literature, there have been some experimental results about the ADT molecule. It was synthesized as a thin film with a (10um) mm^2 - sized platelets of ADT single crystals were grown from the vapor phase in a stream of gas [1]. The material crystallizes in a layered structure similar to rigid rod-like oligomers of thiophene. Consequently, the electrical and optical properties are expected to be highly anisotropic. For electrical measurements, ohmic contacts were prepared by thermal evaporation of gold through a shadow mask. An annealing step in a flow of hydrogen at $150 \text{ }^\circ\text{C}$ was applied after contact preparation to reduce trapping states within the samples and to improve the quality of the ohmic contacts. Current-voltage characteristic was measured in a helium atmosphere in the temperature range from 30 to 350 K using a highly sensitive electrometer [1].

In this work, the input files of the relevant complex were prepared with GaussView 5.8. All other calculations were performed with Gaussian 09 using Hartree-Fock calculation. The HF calculations were carried out using 3-21G, 6-31G, 6-31G (d, p), 6-311G, LanL2DZ, and SDD basis sets. The geometry was fully optimized in its ground states.

3 Result and Discussion

After running Gaussian program, the optimized geometry obtained as shown in Figure 1.

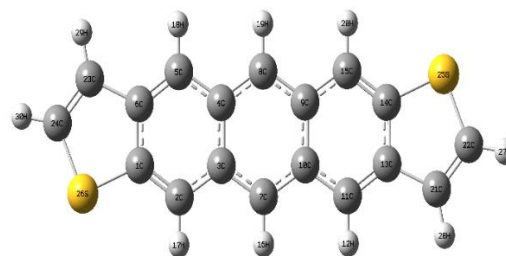


Figure 1. The symbolic optimized structure of ADT.

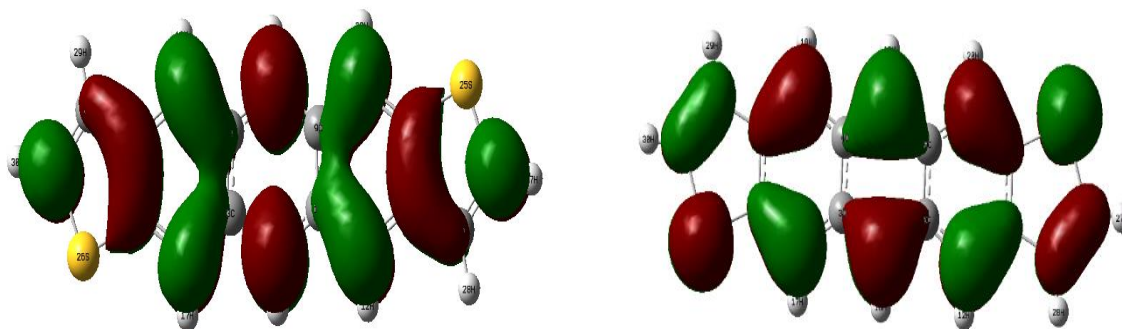


Figure 2. Demonstration the HOMO and LUMO of ADT molecule

Table 1. Determination of the bandgap energy of ADT

Basis Sets	HF method		
	HOMO	LUMO	Band-Gap (eV)
3-21G	-6.84993	1.159478	8.009
6-31G	-6.69727	1.18424	7.881
6-31G(d, p)	-6.50325	1.329821	7.833
6-311G	-6.82462	1.014985	7.839
LanL2DZ	-6.82652	0.892806	7.719
SDD	-6.817	0.914575	7.731

The energy distinction between the Highest Occupied Molecular Orbital (HOMO) and the Lowest Unoccupied Molecular Orbital (LUMO) indicates the molecule's type and nature. The geometry and its energy correspondence are shown in Figure 2. The obtained energy gaps are shown in the Table which is calculated by subtracting HOMO and LUMO energy levels.

4 Conclusion

In this study, several molecular orbital of ADT molecule was investigated. The molecule was simulated by using Gaussian 09 program and then quantum mechanical based model calculations have been implemented to obtain molecular orbital for HOMO and LUMO energy level. In the end, average band gap energy is obtained as 7.835 eV, by using six basis sets.

4 Kaynaklar

[1] Schön, J., Kloc, C., Siegrist, T., Laquindanum, J., and Katz, H., 2001. Charge transport in anthradithiophene single crystals, *Organic Electronics*, 2(3-4), 165-169.

- [2] Sherrill, C.D., 2000. An introduction to Hartree-Fock molecular orbital theory, School of Chemistry and Biochemistry Georgia Institute of Technology.
- [3] Hantsch, F.C., 2012. The Hartree-Fock equations in quantum mechanics.
- [4] Koch, W. and Holthausen, M.C., 2015. A chemist's guide to density functional theory, John Wiley & Sons.
- [5] Fiolhais, C., Nogueira, F., and Marques, M.A., 2003. A primer in density functional theory, Springer Science & Business Media.
- [6] Pople, J.A. and Beveridge, D.L., 1970. Molecular orbital theory, CO., NY.

Authors' addresses

Hunar HAMA KHALID 1

Firat University
Faculty of Science,
Department of Physics, Elazığ, Turkey

Hazhar RASUL2

Firat University
College of Science,
Salahaddin-University, Erbil-Iraq

FARKLI KÖŞE YUVARLATMA GEOMETRİLERİNİN FREZE KESİCİ TAKIMLARINDAKİ GERİLMELERE ETKİSİNİN SONLU ELEMANLAR YÖNTEMİYLE İNCELENMESİ

Semih Karaduman 1, Mehmet Bağcı 2

Original scientific paper

Bu çalışmada; imalat sanayinde kullanımı en fazla olan ekipmanlardan kesici takımların kullanım ömrünü arttıran köşe yuvarlatma işleminin takım ve iş parçasına olan etkileri sonlu elemanlar yöntemi ile incelenmiştir.

Anahtar Kelimeler: Köşe hazırlama, aşınma, ortogonal kesme teorisi, FEM

In this study; The effects of the edge preparation process, which increases the using life of cutting tools, which is the most widely used equipment in the manufacturing industry, on the tool and the workpiece have been examined by finite element method.

Keywords: Corner preparation, wear, orthogonal cutting theory, FEM

1 Giriş

Her geçen gün imalat sanayinde kullanılan teknoloji gelişmektedir ve bunun sonucunda en önemli imalat yöntemlerinden birisi olan talaşlı imalat birleşenleri de teknolojik olarak gelişmektedir. Talaşlı imalat yapan tezgâhların dışında takımların gelişimi verimli, hızlı ve kaliteli imalat için sürekli olarak geliştirilmektedir. Bu gelişimin en önemlisi, maliyetleri düşürmesi açısından takım ömrünün arttırılması olarak ortaya çıkmıştır. Kesme hızlarının yükseltilebilmesi için ve ömrün artması için çok fazla çalışma vardır, çalışmalar genellikle kesici takım malzemesi, takım kaplaması ve kesici geometrileri üzerine yoğunlaşarak sürdürülmektedir. Kesici takımların imalatında kullanılan makinelerin gelişmesi ile istenilen geometriler eskiye göre takım malzemesine daha rahat işlenebilmektedir. Tezgâhların işleme kabiliyetinin artıp daha hassas geometriler çıkmasına rağmen istenilen performansların takımlardan alınmamasından dolayı araştırmalar yapılmıştır ve köşe yuvarlatma prosesi takım imalatı sonrasında ek bir prosesi olarak ortaya çıkmıştır. Mekanik parçaların yorulma kaynaklı hasarlarına karşı uygulanan pah kırma işleminin bir benzeri olarak açıklanabilecek köşe yuvarlatma işlemi, imalat sonrası kesici yüzeylerin bir miktar köretilmesi esasına dayanmaktadır. Böylelikle aşırı keskin köşelerin kırılma hızlı bir şekilde kırılma probleminin önüne geçilmiştir. Talaş kaldırma teknolojisi ile ilgili kesme kuvveti, kesme sıvısı ve işlenebilirlik gibi konularda çalışmalar yapılmış ve birçok malzemeye uygulanmıştır. Çalışmalar sonucunda farklı kesici malzemeleri, takım kaplamaları ve kesme sıvıları geliştirilmiştir. Özellikle artan üretim talebi karşısında ve ekonomik koşullardan dolayı işleme hızları ve takım geometrisi alanında halen daha çalışılması gereken önemli konular bulunmaktadır.

2 Genel

Çalışmada analiz sonuçlarının kıyaslanması için yedi farklı analiz yapılmıştır. Bu analiz çıktılarından iki tanesi

yayında kullanılmıştır. İlk referans kesici takımın taşlama ile imalatı sonrasındaki hali gibi (keskin köşe) olarak analiz edilmiştir. Diğer sonuç ise analiz çıktılarına göre en iyi sonucu veren takımın analiz sonucu seçilmiştir.

2.1 Talaş Kaldırma ve Ortogonal Kesme Teorisi

Metal talaş kaldırma işlemleri üç boyutlu ve karmaşık geometrilere sahip olmasına rağmen, iki boyutlu ortogonal kesme teorisi modelleme için kullanılmakta ve hesaplamaları basitleştirmektedir. Teoride malzeme ve takım kesme yüzeyi dik açı altında talaş kaldırma işlemini gerçekleştirdiği varsayılır. Ortogonal kesme işleminde uygulanmış geometrik ve kinematik şekil değiştirmelerle daha karmaşık hesaplamalar ve modellemeler yapılmaktadır. Şekil 1’de ortogonal kesme teorisinin kuvvet dağılımları gösterilmiştir.

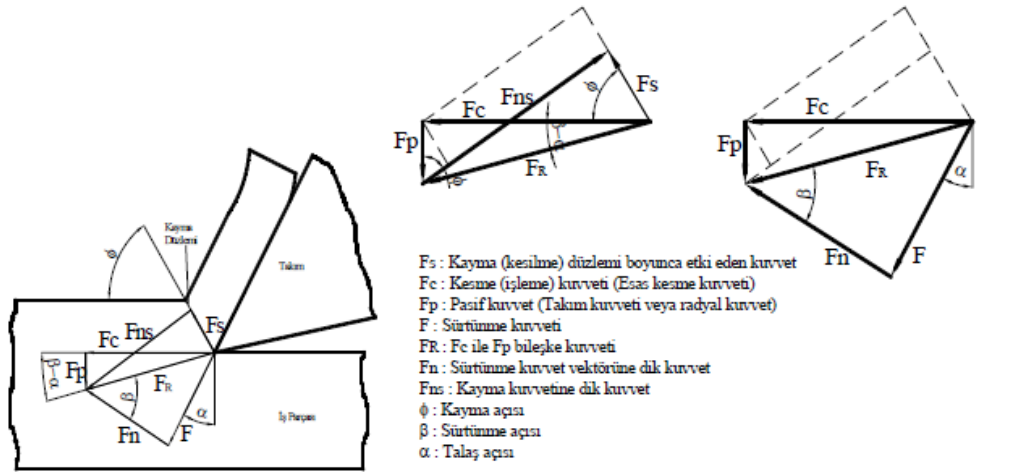
2.2 Talaş Oluşumunda Deformasyon Bölgeleri

Ortogonal kesmenin kesit görünüşü incelendiğinde kesme işleminde üç adet şekil değiştirme (deformasyon) bölgesi vardır. Birincil kayma bölgesi, takım iş parçasına dalarken takımın malzeme içerisinde ilerlemesiyle bir talaş formu oluşmaya başlar. Malzemeye dalan takım, iş parçasından talaş kaldırmaya başlar ve kesilen malzemede (talaşta) ikincil deformasyon bölgesi oluşur. Üçüncül bölge ise takımın yan yüzeyindeki sürtünme bölgesinden kaynaklı bir sebeple oluşmaktadır.

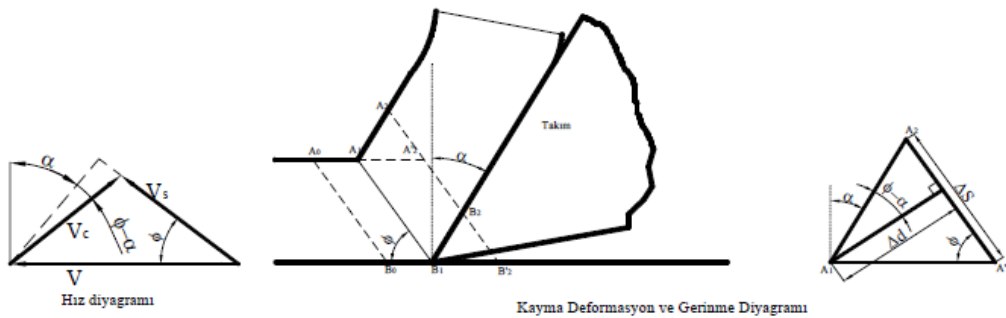
2.3 Köşe Hazırlama Prosesi

Köşe hazırlama uygulaması kesici uçlar için üretim kapasitesi açısından ve iş parçasının kalitesini arttırmak amacıyla kesici uçlara uygulanan modern bir yöntemdir. Kesici takım üretkenliğini arttırmada kullanılan dört etken vardır. Bunlar;

- Kesici takım malzemesi; ekonomik şartlar ve özel şartlar için ortak noktada buluşmalıdır.



a) Kesme kuvvetleri diyagramı

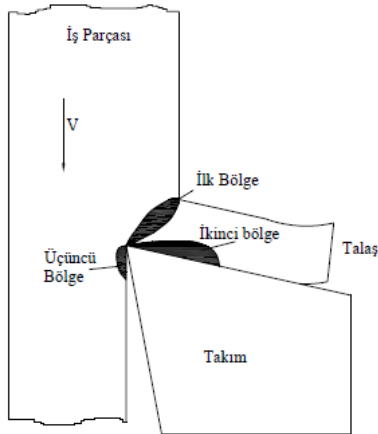


b) Hız diyagramı

c) Kayma diyagramı

Şekil 1 Ortogonal kesme mekaniği (Altıntaş, 2000)

uygulamalarına takımı hazırlamalı ve kontrol edilebilir olmalıdır.



Şekil 2 Ortogonal kesmede deformasyon bölgeleri (Taylan, 2006)

- Kaplama teknolojisi: kesme uygulamaları için özel ve ömrü arttırıcı etkisi olmakla beraber ekonomikte olmalıdır.
- Makro yapı: teknolojik olarak talaş atılmasına, talaş kırılmasına ve takımın tezgaha bağlanmasını sağlamalıdır.
- Kesici uç hazırlama: özel uygulamalar için uygulanabilir olmalı, ayrıca kaplama

3 Çalışma

Çalışma kapsamında seçilen takım geometrisi üretici firmaların takım geometrilerinden birebir aynı seçilmiştir. Kesici takımın geometrik yapısı sert ve darbeli kesmelere uygun bir geometri olarak belirlenmiştir (Şekil 3). Geometri özetlenecek olursa;

- Talaş açısı 40°
- Kama açısı 45°
- Serbest açısı 5° olarak seçilmiştir.

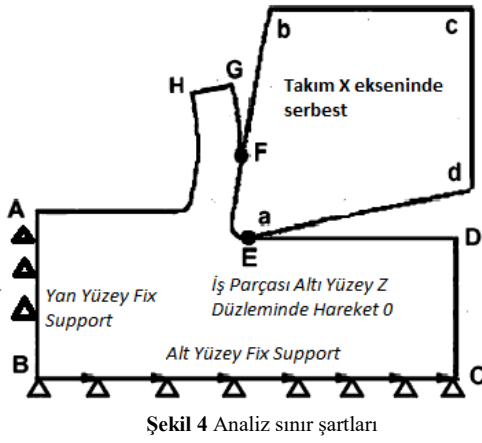
Talaş derinliğini literatüre göre 0,6 olarak sert metallerde uygun olarak uygulanmıştır. Ayrıca literatürde bulunan amrik formüle göre minimum talaş derinliği de göz önüne alınmıştır. Formüle göre;

$$h_{min} = r_n \left[1 - \cos\left(\frac{\pi}{4} - \frac{\beta}{2}\right) \right] \quad \text{Denklem - 1}$$

Burada r_n analizde uygulanacak maksimum köşe hazırlama radüsü ve β serbest yüzey açısıdır.

Buna göre;

$$h_{min} = 0,05 \left[1 - \cos\left(\frac{\pi}{4} - \frac{5}{2}\right) \right] = 0,0135 \text{ mm olmak zorundadır.}$$



Şekil 4 Analiz sınır şartları

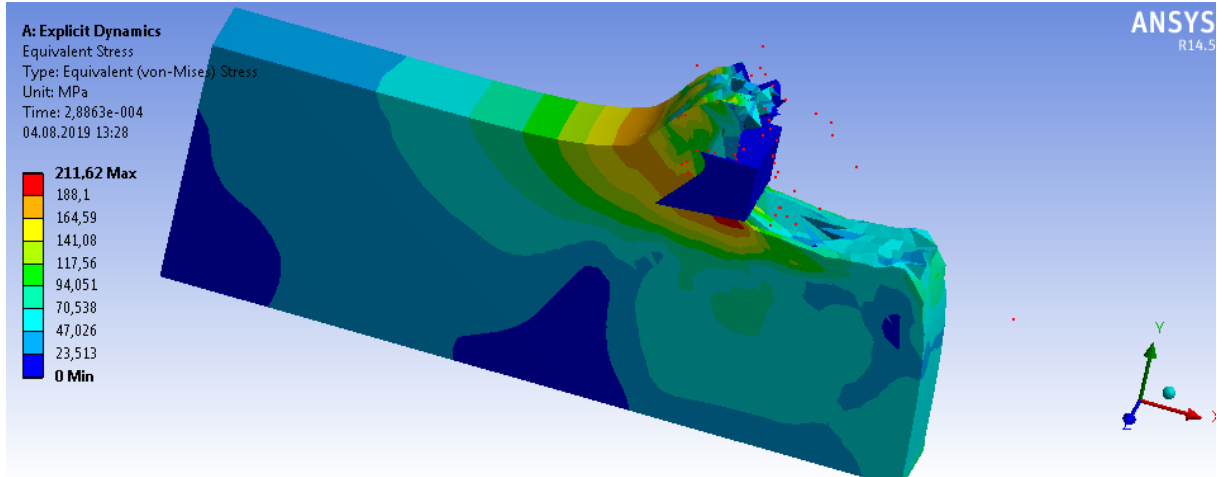
Analizde ki takım ilerleme hızı sabit tutulmuş olup 250 mm/dak olarak takım üreticilerinin katalog değerlerine göre seçilmiştir.

Analiz sınır şartları ise takım 250 mm/dak hızla ilerleyecek şekilde seçilmiştir. Parça tabanı ve takımın

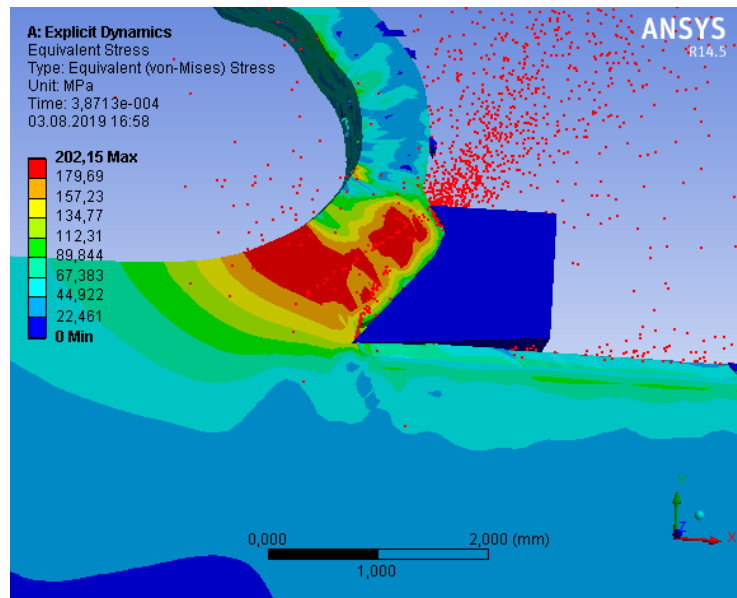
geldiği tarafın zıt yüzeyi fix support olarak seçilmiştir. Parça Z yönünde hareket etmemesi için ise Z yönü hareketi 0 olarak seçilmiştir.

4 Çıktılar

Yapılan deney sonuçlarında verimli sonuçlar elde edilmiştir. Fakat uç radüsünün büyümesi ile kesici takımın parçaya dalması sırasında açığa çıkan gerilmenin büyük olduğu anlaşılmıştır ve uç radüsü büyüdükçe gerilmenin arttığı görülmüştür. Parçadan talaş kaldırılma sırasında ise parça üzerindeki gerilmelerin azaldığı ve gerilmenin daha az olduğu sonucuna ulaşılmıştır. Ayrıca klasik modellemeye göre analiz sonuçları incelendiğinde üçüncü bölge gerilmeleri de parça üzerinde azaldığı görülmektedir ve bu gerilmelerin azalmasının takım ömrüne olumlu katkı sağlayacağı da düşünülmektedir.



Şekil 5 Uç radüsü 50 µm olan takımın analiz sonucu



Şekil 5 Uç radüsü keskin köşe olan takımın analiz sonucu

5 Sonuçlar ve Tartışma

Analiz sonuçlarına göre köşe yuvarlatmanın parça üzerinde oluşturduğu gerilmelerin takıma olan etkisi referans kaynaklardan teyit edilmiştir ve gelecek çalışmalarda köşe yuvarlatmanın radüs ölçüsüne göre takımın parçaya temas ettiği anla ilgili deneysel çalışmalar yapılması konusunda ihtiyacı ortaya çıkarmıştır.

4 Kaynaklar

- [1]. Rodrigez C., Cutting Edge Preparation of Precesion Cutting Tools By Applaying Micro-abrasive Jet Machining and Brushing, Kassel University, 2009
- [2]. K. Khalili ve M. Safaei, FEM analysis of Edge Preparation for Chamfered Tools, 2009
- [3]. Fang, N., Slip-line modelling of machining with a rounded edge tool-Part 1: new model and theory. 2003
- [4]. Shrivankumar C., Bharat.S.Kodli, A Finite Element Analysis of Orthogonal Machining Using Different Tool Edge Geometries and End Relief Angles
- [5]. T.Tyan, Wei H. Yang “Analysis Of Orthogonal Metal Cuttingprocesses”, International Journal For Numerical Methods In Engineering, Vol.34,365-389,1992.
- [6]. Altan, T., Yen, Y.Ch, and Anurag,J., “A finite element analysis oforthogonal machining usingdifferent tool edge geometries”,(ERC/NSM), The Ohio StateUniversity, USA, 2002.

Authors' addresses

Semih Karaduman 1

Konya Teknik Üniversitesi,
Mühendislik ve Doğa Bilimleri Fakültesi,
Makine Mühendisliği Bölümü, Konya / Türkiye

Mehmet Bağcı 2

Konya Teknik Üniversitesi,
Mühendislik ve Doğa Bilimleri Fakültesi,
Makine Mühendisliği Bölümü, Konya / Türkiye