



ISSN:1306-3111  
e-Journal of New World Sciences Academy  
2009, Volume: 4, Number: 2, Article Number: 1A0023

**ENGINEERING SCIENCES**

Received: September 2008

Accepted: March 2009

Series : 1A

ISSN : 1308-7231

© 2009 www.newwsa.com

**Serkan Islak**

**M.Mustafa Yıldırım**

Kastamonu University

Dumlupınar University

serkanislak@gmail.com

mmyildirim@dpu.edu.tr

Kastamonu-Türkiye

**GTA YÖNTEMİ KULLANILARAK ÜRETİLEN SiC<sub>(p)</sub> ESASLI KAPLAMALARIN AŞINMA  
DAVRANIŞLARININ İNCELENMESİ**

**ÖZET**

Bu çalışmada, GTA yöntemi kullanılarak alt tabaka malzemesi olarak seçilen 45Mn5 çeliğinin yüzeyine silisyum karbür (SiC) tozu kaplanmıştır. Farklı kaplama tozu miktarları kullanılarak yapılan kaplama işleminde numunelerin abrasiv aşınma özellikleri pim-disk test yöntemi ile belirlenmiştir. Kaplama bölgesinde oluşan mikroyapıların ve üretim parametrelerinin abrasiv aşınma üzerine etkileri araştırılmıştır. En iyi aşınma direnci 41.3 kJ/cm enerji girdisinde, 0.44 mmsn<sup>-1</sup> üretim hızında ve 2.5 gr SiC ilavesinde elde edilmiştir. Ayrıca en yüksek mikro sertlik değeri 1250 HV<sub>0.2</sub> olarak ölçülmüştür. Mikroyapıda oluşan M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>2</sub>C ve FeSi<sub>2</sub> fazlarının varlığında parçaların aşınma direncinde ve sertlik değerlerinde yükselme olduğu tespit edilmiştir.

**Anahtar Kelimeler:** GTA Yöntemi, Enerji Girdisi, Yüzey Alaşım, Abrasiv Aşınma, SiC Tozu

**THE INVESTIGATION OF WEAR BEHAVIOURS OF SiC<sub>(p)</sub> BASED COATINGS PRODUCED  
BY GTA WELDING PROCES**

**ABSTRACT**

In this study, the silicon carbide (SiC) powder has been coated by using of GTA process on the surface of a substrate material from 45Mn5 steel. The abrasive wear behaviours of samples which had different amounts of coating powders were determined by pin-on-disc test apparatus. The effects of the formed microstructures and the production parameters on abrasive wear properties of samples in coated zone were investigated. The highest wear resistance was observed at 41.3 kJ/cm energy input, 0.44 mmsn<sup>-1</sup> production speed and 2.5 gr. powder quantity. Additionally, the highest micro hardness rate was measured as 1250 HV<sub>0.2</sub>. It has been observed that through the forming of hard metallographic phases; such as M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>2</sub>C and FeSi<sub>2</sub> phases, the hardness and the wear resistance of coated surfaces were increased.

**Keywords:** GTA Process, Energy Input, Surface Alloying, Abrasive Wear, SiC Powder

## 1. GİRİŞ (INTRODUCTION)

Günümüz modern teknolojisinde, metal yüzeylerinin dış ortamlardan korunması, kullanım alanına bağlı olarak maruz kaldıkları yorulma, korozyon, sürtünme ve aşınmalara karşı dirençli olması amacıyla yüzey mühendisliğine olan ilgi her geçen daha da artmaktadır. Malzeme yüzeyinin sert ve aşınmaya dayanıklı, alt tabakanın ise sünek ve yeterli mukavemette olması gerektiğinde yüzey sertleştirme ve yüzey kaplama yöntemleri tercih edilir. Bu yöntemler genel olarak, kaynak, buhar biriktirme (PVD ve CVD), iyon kaplama, iyon implantasyonu, ısıl püskürtme ve geleneksel yüzey sertleştirme yöntemlerini içerir [9].

Malzeme yüzeyinin mekanik özelliklerini geliştirmenin en basit ve ekonomik yolu yüzeyin kimyasal bileşimini değiştirmeksizin yapılan yüzey sertleştirme işlemleridir. Bu yöntemlerle metal yüzeyinin sert ve aşınmaya dayanıklı, iç kısmının ise yeterli dayanımda ve enerji absorbe edecek şekilde tok olarak kalması sağlanır. Ayrıca difüzyon esaslı yöntemlerle de yüzey başkalaşımı sağlamak mümkündür. Burada C, N ve B gibi küçük atom çaplı elementler yüzeye yayılım yolu ile geçirilir [9].

Kaynak ile yüzey kaplama yöntemleri plazma ark kaynağı (PAW), oksit-asetilen gaz kaynağı (OAW), gaz tungsten ark (GTA) kaynağı, lazer ışın kaynağı (LBW veya LSA), tozaltı kaynağı (SAW), elektro-cüruf kaynağı (ESW) ve elektron ışın kaynağı (EBW)'dir [1 ve 2].

Kaynak yöntemleri ile malzeme yüzeyinde yüksek enerji yoğunluğu oluşturulup hızlı katılaşma olduğu için, alaşımlanmış bölgede ince mikroyapılar elde edilir. Bu sayede malzemenin aşınma direnci ve sertliği de artmış olur [3 ve 4].

Literatürde lazer kaynak yöntemi kullanılarak yapılmış birçok çalışma mevcuttur. Thawari vd (2003), lazer kaynak yöntemi ile orta karbonlu bir çeliğin yüzeyini SiC tozu kullanılarak modife etmişlerdir [5]. Kaplama bölgesinde dendritik ve dendritler arası ötektik olarak iki çeşit mikroyapı ağına ulaşmışlardır. Yine Wu ve Hong (2000), lazerle yaptıkları çalışmada 5CrMnMo çeliğini Fe-Cr-Mn-C esaslı toz karışımı ile kaplamışlardır [6]. Mikroyapı olarak primer  $\gamma$ -östenit dendritlerini ve dendritler arasında ise  $\gamma$ -östenit+M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> üçlü ötektiğini elde etmişlerdir.

## 2. ÇALIŞMANIN ÖNEMİ (RESEARCH SIGNIFICANCE)

Bu çalışmada, GTA (Gas Tungsten Arc) yöntemi kullanılarak alt tabaka malzemesi olarak seçilen 45Mn5 çeliğinin yüzeyine silisyum karbür (SiC) tozu kaplanmıştır. Kaplama tozu miktarları değiştirilerek yapılan kaplama işleminde numunelerin abrasiv aşınma özellikleri belirlenmiştir. Mikroyapı ve üretim parametrelerinin abrasiv aşınma üzerine etkileri araştırılmıştır.

## 3. DENEYSEL ÇALIŞMALAR (EXPERIMENTAL STUDIES)

### 3.1. Alt Malzeme ve Kaplama Tozu

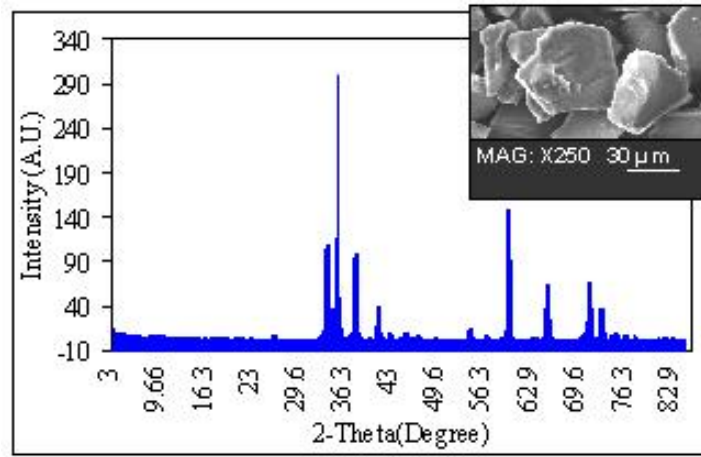
#### (Substrate and Powder Materials)

GTA yöntemiyle yüzey modifikasyonu işleminde, 100x20x20 mm boyutlarındaki 45Mn5 çeliği alt malzeme (substrat) olarak, SiC<sub>(p)</sub> ise kaplama tozu olarak kullanılmıştır. 45Mn5 çeliğinin ve kaplama tozunun kompozisyonları Tablo 1'de gösterilmiştir.

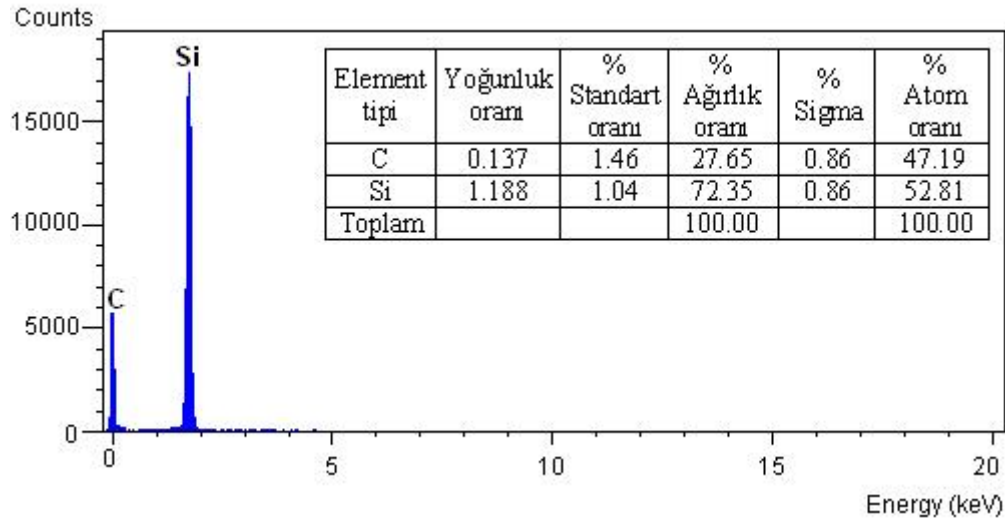
Tablo 1. Yüzey alaşımlama için kullanılan alt malzemenin (45Mn5 çeliği) ve kaplama tozunun (SiC) kimyasal bileşimleri  
(Table 1. Compositions of substrate and coating powder (SiC) used for surface coating)

45Mn5 çeliği	C	Si	Mn	P	Ni	Fe
	0.461	0.358	1.291	0.020	0.054	Kalan
SiC tozu	C			Si		
	27.650			72.350		

Yapılan kaplama işleminde, kaplama tozu olarak rombohedral ( $a = b = 3.073 \text{ \AA}$ ,  $c = 8.294 \text{ \AA}$ ) kafes yapısına sahip Moissanite-33R tip SiC tozu kullanılmıştır. Tozun tane boyutu ortalama  $46 \mu\text{m}$  olup Şekil 1(a)'da SiC tozunun XRD analiz sonucu ve morfolojisi ve Şekil 1 (b)'de EDS analizi görülmektedir.



(a)

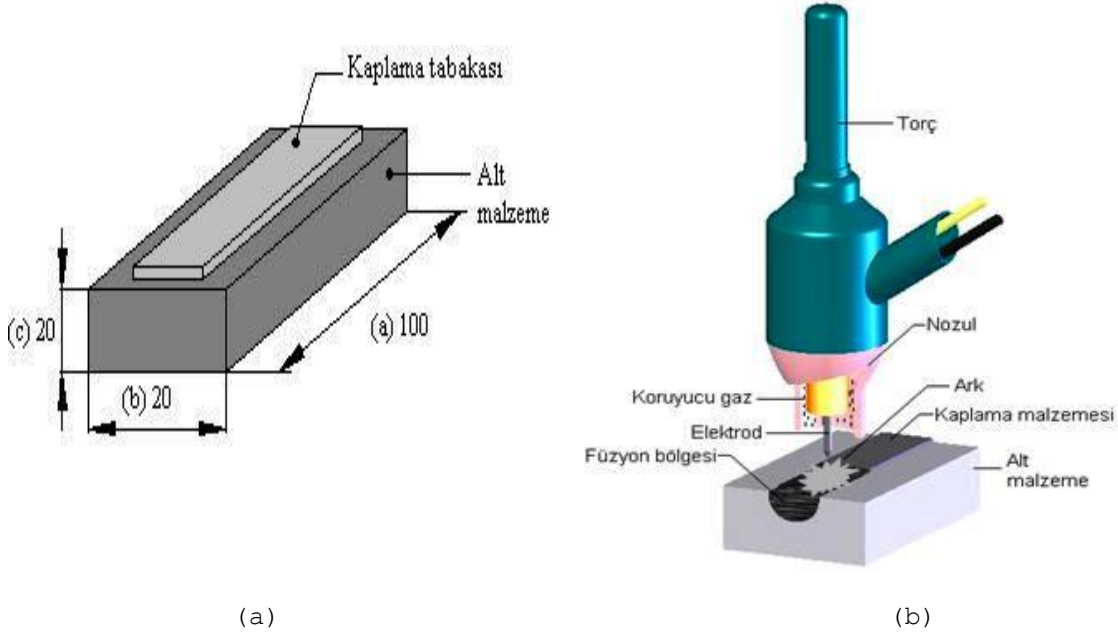


(b)

Şekil 1. (a) SiC tozunun XRD analizi ve morfolojisi, (b) EDS analizi  
(Figure 1. (a) XRD analysis and morphology of SiC powder, (b) EDS analysis)

### 3.2. Kaplama İşlemi (Coating Procedure)

Kaplama öncesi numunelerin yüzeyleri mekanik olarak temizlenerek oksitlerden arındırılmış ve sonra numuneler aseton banyosunda kimyasal olarak temizlenerek kurutulmuştur. Kaplama tozları değişik miktarlarda Şekil 2 (a)'daki gibi yüzeye yapıştırılmıştır. Alaşımlama esnasında tozun yüzeyden uzaklaşmaması için kaplama tozu numune yüzeyine su ve sodyum silikat karışımından oluşan bir bağlayıcı ile bağlanıp 70°C sıcaklıktaki muffle fırında 60 dakika süreyle kurutuldu. Şekil 2 (b)'de GTA yöntemi ile yüzey alaşımlama işleminin şematik resmi verilmiştir.



Şekil 2. (a) Alt malzeme/kaplama tozu çiftinin kaplama işlemi öncesi tasarımı, (b) GTA kaynak yöntemi ile yüzey alaşımlama işleminin şematik resmi

(Figure 2. (a) Design of substrate/powder couple before coating process, (b) schematic representation of surface alloying process by GTA welding method)

Yüzey alaşımlama için gaz tungsten ark (GTA) yönteminde DC akımlı güç kaynağından yararlanılmış olup, ark 2.4 mm çapında %2 toryumlu tungsten elektrod ile 10lt/dak. debisindeki asal argon gazı altında ve 23.3-43.3 kJ/cm enerji girdisiyle oluşturularak; malzeme yüzeyinde 2-4.5 mm derinliğinde modifikasyona uğrayan nüfuziyetli bölge elde edilmiştir. Tablo 2'de deney şartları verilmiştir.

Şekil 2 (b)'de de görüldüğü gibi GTA kaynak yöntemiyle yüzey modifikasyonunda, yüzeye yapıştırılan tozların, ergimeyen tungsten elektrod ile kaynak bölgesine enerji aktarılarak çelik alt tabakasına nüfuziyeti sağlanmıştır. Bu işlemde ergiyik halde bulunan toz karışımının uygun torç hareketiyle kaynak bölgesinde hapsedilmesine dikkat edilmiştir. Yüzey alaşımlama işleminden sonra numuneler su ortamında hızlıca soğutulmuştur. Thawari ve arkadaşları da (2003) aynı prensibi izlemişlerdir.

Tablo 2. Deneş şartları  
(Table 2. Experimental conditions)

Üretim parametreleri					Kaplama sertliği (HV <sub>0.2</sub> )
Numune no	Akım (A)	Üretim hızı (mmsn <sup>-1</sup> )	İlave toz miktarı (gr)	*Enerji girdisi (kJ/cm)	
S <sub>0</sub>	-	-	-	-	250
S <sub>1</sub>	130	0.39	1.5	43.3	698
S <sub>2</sub>	140	0.78	1	23.3	654
S <sub>3</sub>	140	0.44	2.5	41.3	1250
S <sub>4</sub>	150	0.59	1	33.0	632
S <sub>5</sub>	150	0.69	0.5	28.2	514
S <sub>6</sub>	160	0.69	1.5	30.1	720
S <sub>7</sub>	160	0.82	0.5	25.3	508
S <sub>8</sub>	160	0.48	2	42.2	762

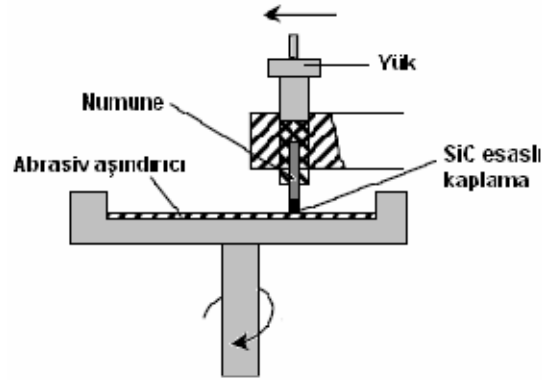
\*Enerji girdisi =  $\eta UI(60/1000V)$ ; U: gerilim, I: akım, V: üretim hızı,  $\eta$ : verimlilik katsayısı (GTA için 0.65); [7].

### 3.3. Metalografi işlemleri (Metallography Processes)

Metalografi incelemeleri için, numuneler kaynak yönüne dik bir şekilde alaşımlı bölgeden alınmıştır. Elde edilen metalografi numuneleri 80-1200 mesh'lik zımpara kağıdına tutularak yüzeyleri temizlenmiştir. Daha sonra 1 ve 6  $\mu$ m'lik elmas pasta ve inceltici yardımıyla yan kesit yüzeyleri parlatılmıştır. Mikroyapı incelemeleri için modifikasyonlu numuneler 5-10 saniye süreyle 5 gr. FeCl<sub>3</sub>, 25 gr. HCl ve 100 ml H<sub>2</sub>O çözeltisinde dağlanmıştır. Alaşımlanan yüzeyden mikroyapı element analizi için optik mikroskop (OM), taramalı elektron mikroskobu (SEM), energy dispersive spektograph (EDS), X-ışını difraksiyonu (XRD) ve spektral analizlerden faydalanılmıştır. XRD analizleri 30 kV ve 15 mA'de CuK $\alpha$  radyasyonu kullanılarak Rigaku Geigerflex X-ışını difraktometresi ile elde edilmiştir. Sertlik değerleri, bir çizgi boyunca kaplanan yüzeyden alt malzemeye doğru 0.4 mm aralıklarda Instron Wolpert Testor 2100 marka vikers sertlik test cihazıyla belirlenmiştir. Makrosertlik değerleri ise kaplamanın üst tabakasından Emco Test MLC 010A marka sertlik ölçüm cihazıyla tespit edilmiştir.

### 3.4. Aşınma deneyi (Wear Test)

Yüzeyi alaşımlanmış numunelerin abrasif aşınma oranları oda sıcaklığında kayma sistemli pin-on-disk deney aparatıyla bulunmuştur. Bir torna tezgahı yardımıyla gerçekleştirilen bu düzenek Şekil 3'de verilmiştir. Abrasif aşınma deneylerinde 8x10x15 mm ebatlarında aşınma numuneleri kullanılmıştır. Aşındırıcının bağlı olduğu disk torna tezgahının aynasına ve aşındırılacak deney numunesi ise bir numune tespit yuvası içerisinde, kater tutucusuna tespit edilmiştir. Aşınma testleri öncesi, her bir numune, aşınma yüzeyi abrasif aşındırıcı yüzeyine tamamen temas etmesi amacıyla, 800 ve 1200 mesh'lik silisyum karbür (SiC) taneli abrasif aşındırıcıya tabi tutulmuştur. Deneyler 20 ve 30 Newton'luk iki farklı yükte 150 metre kayma mesafesinde tatbik edilerek gerçekleştirilmiştir. Aşındırıcı olarak 120 mesh'lik abrasif aşındırıcı kullanılmış olup, her 30 metre kayma mesafesinde değiştirilmiş ve aşınan numunenin yüzeyi aseton ve basınçlı hava ile temizlenerek kalıntı metallere arındırılmıştır. Aşınma miktarları, aşınma öncesi ve sonrası 10<sup>-5</sup> gr ağırlığa duyarlı Scaltec marka elektronik terazi ile tartılıp, kütle kaybından tespit edilmiştir. Kütle kayıplarından gidilerek numunelerin aşınma oranları saptanmıştır.

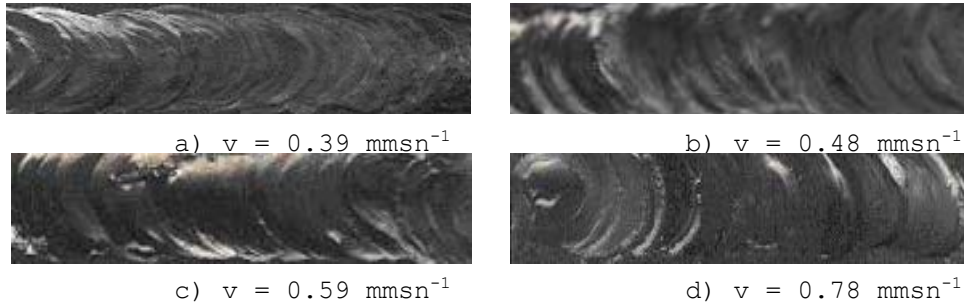


Şekil 3. Pin-on-disk test aşınma düzeneği  
(Figure 3. Pin-on-disk wear apparatus)

#### 4. SONUÇ VE TARTIŞMA (CONCLUSION AND DISCUSSION)

##### 4.1. Mikroyapı Sonuçları (Conclusions of Microstructure)

Yüzey alaşımlama sonrası farklı üretim parametreleri kullanılarak elde edilen kaplama tabakasının üstten görünüşü Şekil 4'de gösterilmektedir ( $S_1$ ,  $S_2$ ,  $S_3$  ve  $S_4$  nolu numuneler için). Düşük üretim hızı ve yüksek enerji girdisiyle üretilen kaplama tabakasında toz tanecikleriyle birlikte alt tabakanın da ergime oranının artmasıyla sonuçlandığından, yer yer ergiyik kraterleri oluşmuştur (Şekil 4 (a) ve Şekil 4 (b)). Ancak üretim hızının kısmen arttırılmasıyla katmana verilen enerji girdisinin de düşmesine ve makro yüzeylerde daha homojen ve düzenli bir katılaşma gerçekleştirmesine neden olmuştur (Şekil 4 (c), Şekil 4 (d)). Ayrıca tüm işlem parametrelerinde üretilen katmanlarda herhangi bir makro çatlağa rastlanılmamıştır.

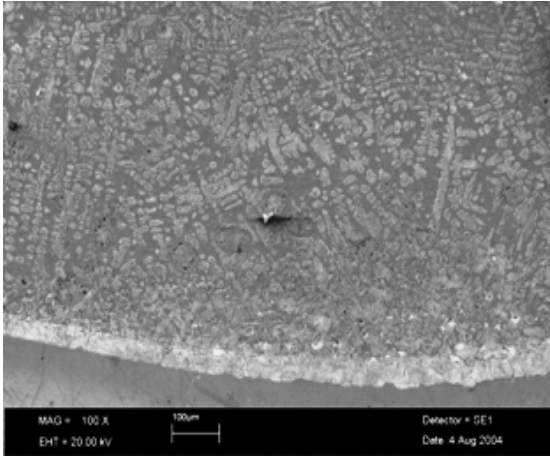


Şekil 4. GTA yöntemiyle yüzey alaşımlama yapılan 45Mn5 çeliğinin üst yüzey görünüşü

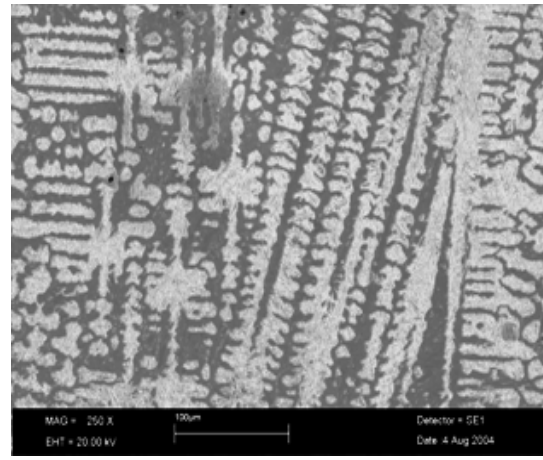
(Figure 4. Top view of 45Mn5 steel surface alloyed by GTA process)

GTA yöntemi ile yüzeyi alaşımlandırılmış numunelerde kaplama bölgesi, arayüzey ve alt tabaka malzemesi olmak üzere üç makroyapı elde edilmiştir. Arayüzeyden başlayarak ergiyik havuzunun merkezine doğru ısı akışına zıt yönde gözenekli ve dendritik katılaşma gözlenmiştir. Diğer yandan, arayüzeyde dendritik katılaşmanın aksine planar katılaşmaya rastlanmıştır. Bunun sebebi; arayüzeyde sıcaklık gradyantının ( $\Delta T$ ) yüksek ve katılaşma hızının ( $V$ ) da düşük olması, dolayısıyla  $\Delta T/V$  oranının yüksek olmasıyla açıklanabilir. Ayrıca bu oranın düşük olduğu durumlarda da dendritik katılaşma gözlenmektedir [12]. SiC ile yüzey alaşımlamada kaplama/alt malzeme arayüzeyinden başlayarak kaplamanın üst noktasına kadar dendritlerin yönleri ve büyüklükleri değişmektedir. Bu farklılık Şekil 5'de açıkça görülmektedir.

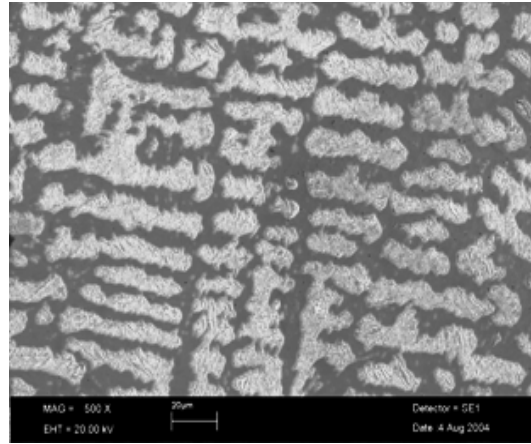
Şekil 5'den de görüldüğü gibi, arayüze yakın bölgede taneler büyük ve yönlenmesiz bir biçimde (Şekil 5 (a)), kaplamanın merkez bölgesinde dendritler arayüzey ile dik açı oluşturacak şekilde [001] doğrultusunda yönlenmiştir ve boyutları da arayüze göre biraz daha küçüktür (Şekil 5 (b)). Kaplamanın üst kısmında ise taneler küçük olup; genellikle [100] doğrultusunda yönlenmektedir (Şekil 5 (c)). Bu farklılığın sebebi, kaplamanın üst kısmında soğuma hızının maksimum seviyede olması ve arayüzey bölgeye doğru azalmasıdır. Üst kısımda çeşitli yönlenmelerin olmasının sebebi ise, GTA torcunun hareketinin çeşitliliği ve koruyucu atmosferdir. Çünkü koruyucu atmosfer ergiyük havuzundan Marangoni ekisiyle ısının akışını sağlamaktadır. Merkez bölgede dendritlerin üst kısma doğru yönlenmesinin sebebi de, ısı akışının alt malzemeye doğru olmasıdır [5 ve 8].



(a)



(b)



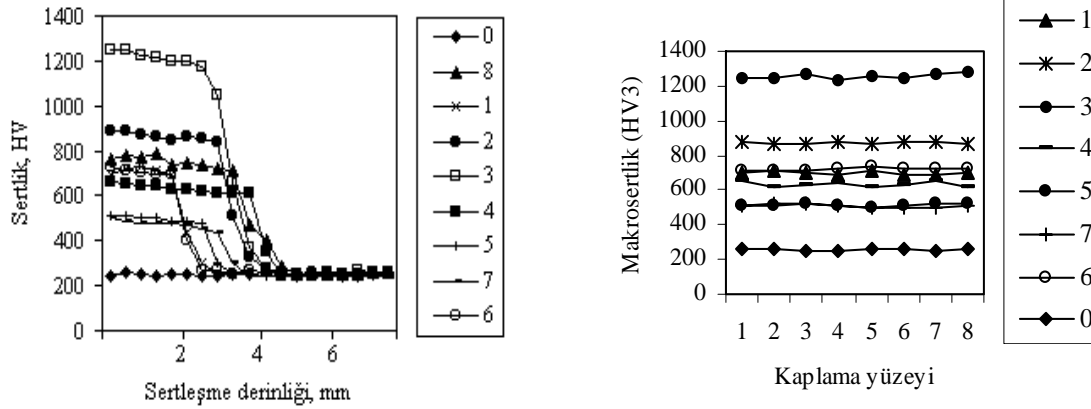
(c)

Şekil 5.  $S_3$  numunesi için dendritlerin yönlerinin ve boyutunun değişimi (a) arayüzey bölgesi (X100), (b) merkez bölgesi (X250), (c) üst bölge (X500)

(Figure 5. Variation of dendrites direction and dimension for  $S_3$  sample, (a) interface region (X100), (b) central region (X250), (c) top region (X500))

#### 4.2. Sertlik Ölçüm Sonuçları (Conclusions of Hardness Measurement)

SiC ile yüzeyi modife edilen numunelerin mikrosertlik değerleri, kaplama yüzeyinin 0.5 mm altındaki bölge ile alt tabaka arasında bir hat boyunca ölçülmüştür. Farklı işlem parametrelerinde mikrosertlik değerlerinin değiştiği gözlenmiştir. Kaplamada kullanılan SiC tozunun miktarındaki artışa paralel olarak  $S_7$ ,  $S_5$ ,  $S_4$ ,  $S_2$ ,  $S_1$ ,  $S_6$ ,  $S_8$  ve  $S_3$  nolu numunelerinin sertlikleri sırasıyla 508 HV<sub>0.2</sub>, 514 HV<sub>0.2</sub>, 632 HV<sub>0.2</sub>, 654 HV<sub>0.2</sub>, 698 HV<sub>0.2</sub>, 720 HV<sub>0.2</sub>, 762 HV<sub>0.2</sub> ve 1250 HV<sub>0.2</sub> şeklinde artış göstermektedir. En yüksek sertlik  $S_3$  nolu numune de görülmektedir. Bunun sebebi, yüksek SiC tozunun ilavesiyle elde edilen kaplamalarda çözünmeyen veya yeniden katılaşma gösteren SiC,  $M_7C_3$ ,  $M_2C$  ve  $FeSi_2$  fazlarının mikroyapı içinde yoğun miktarda bulunmasıdır. Kaplama bölgesi ile alt tabaka arasındaki sertlik değişiminde, kaplama bölgesinin sertliği maksimum değerde iken arayüze doğru az miktarda azalırken arayüzde ani bir şekilde düşmektedir. Isı etkisi altında kalan bölgenin (HAZ bölgesi) sertliği ise alt malzemenin sertliğinden biraz yüksek değerdedir. Örneğin;  $S_3$  nolu numunede kaplama bölgesinin sertliği 1000-1250 HV<sub>0.2</sub> iken, arayüz sertliği 500-600 HV<sub>0.2</sub>, HAZ bölgesinin mikrosertlik değişimi ise 300-550 HV<sub>0.2</sub> arasındadır. Bu durum Fe içeriğinin kaplama bölgesinde daha az, arayüz bölgesinde ise daha fazla olmasıyla, ayrıca kaplama bölgesinde sert fazların yoğunluğunun fazla, arayüze doğru bu yoğunluğun azalması ve tanelerin kaplama bölgesinde küçük, arayüze doğru ise büyük boyutta olması, HAZ bölgesinin sertliği ise martenzitik faz dönüşümü ile açıklanabilir [5, 10, 11 ve 12]. Şekil 6 (a)'da numunelerin kaplama bölgesi ile alt malzeme arasındaki mikrosertlik değişimi, Şekil 6 (b)'de ise kaplama yüzeyinin mesafeye bağlı makrosertlik verilmiştir.

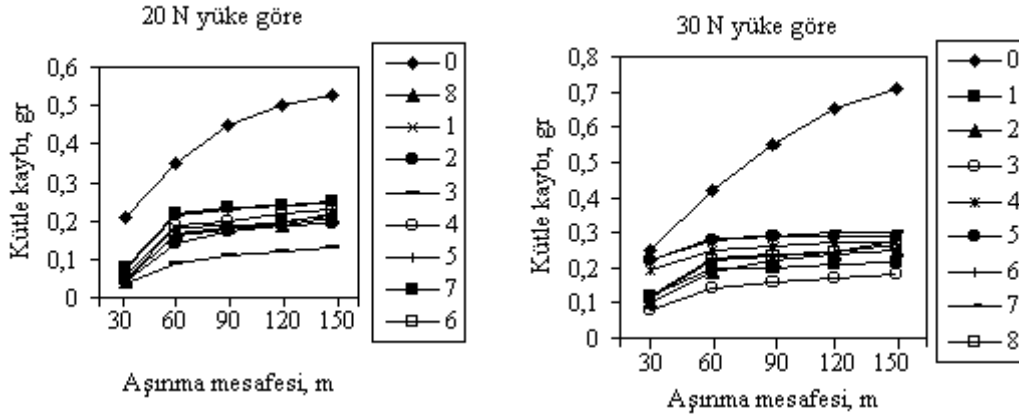


Şekil 6. (a) Yüzeyden alt tabakaya doğru mikrosertlik değişimi, (b) kaplama yüzeyinin mesafeye bağlı makrosertlik değişimi  
(Figure 6. (a) Microhardness variation to substrate from top surface, (b) distance related to macrohardness variation)

#### 4.3. Abrasiv Aşınma Sonuçları (Conclusions of Abrasive Wear)

SiC ile yüzeyi modifiye edilen numunelerin abrasiv aşınma testleri sonrası farklı yük değerlerinde, aşınma mesafesine bağlı olarak kütle kaybı değişim grafiği Şekil 7'de verilmiştir.



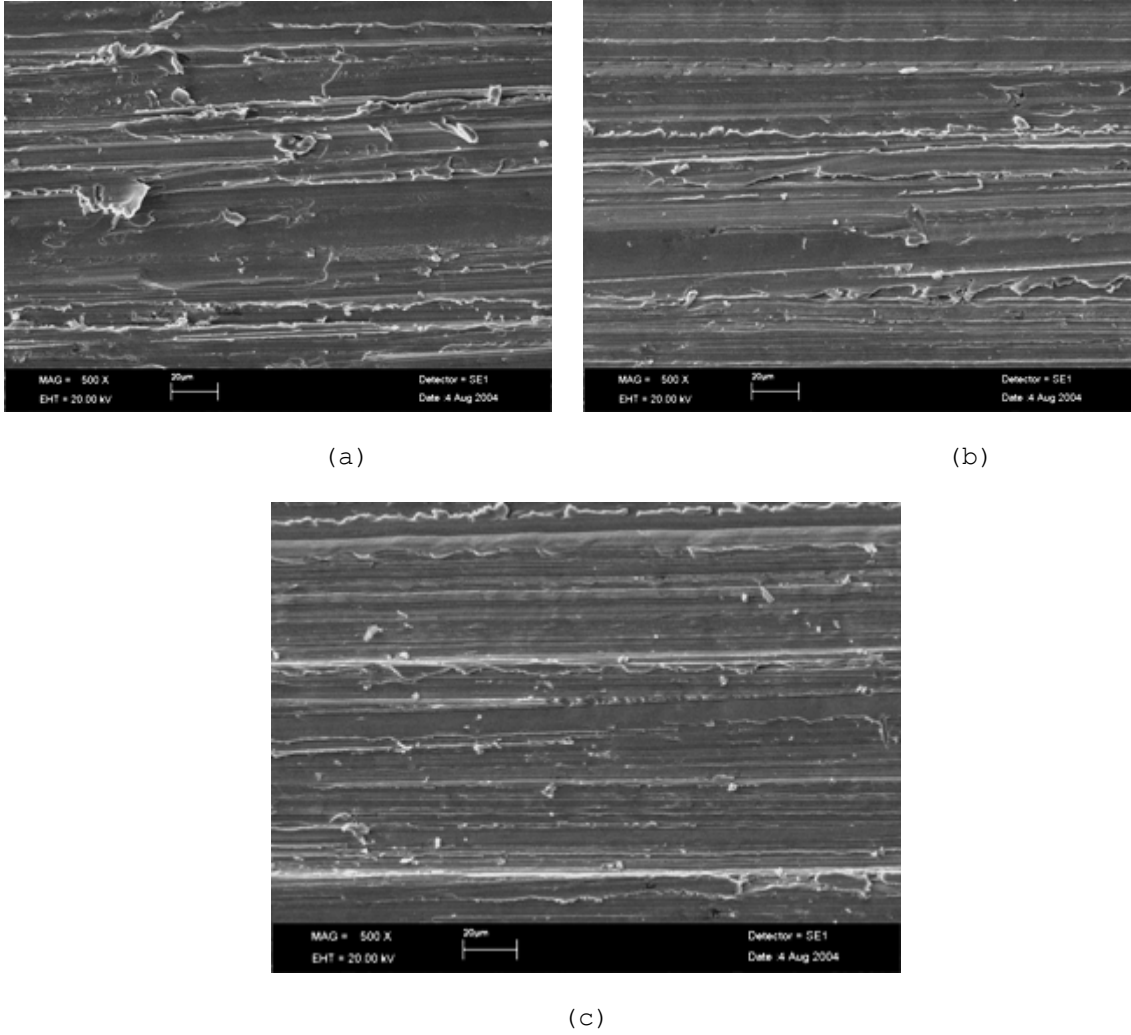


Şekil 7. SiC kaplanan numunelerin (a) 20 N yük altında, (b) 30 N yük altında aşınma mesafesine bağlı kütle kaybı değişimi  
(Figure 7. Wear distance related to mass lost chance of samples with SiC coated under (a) 20 N load, (b) 30 N load)

Şekil 7'de görüldüğü gibi, farklı üretim parametreleri ile kaplanan numunelerde orijinal numuneye ( $S_0$  nolu) göre abrasiv aşınma testleri sonrası önemli derecede kütle kaybı farklılığı tespit edilmiştir. SiC ile kaplanan numunelerin kütle kayıp miktarları düşmüştür. 20 N yük değerinde, en fazla kütle kaybı kaplanan numunelerden  $S_7$  nolu numunede olurken, en düşük kütle kaybı ise  $S_3$  nolu numunede elde edilmiştir. 30 N yük değerinde ise, yine en fazla kütle kaybı  $S_7$  nolu numunede elde edilirken, en düşük kütle kaybı ise,  $S_3$  nolu numunede elde edilmiştir.

SiC ile yüzey modifikasyonu yapılan numuneler içinden,  $0.44 \text{ mmsn}^{-1}$  üretim hızında, 2.5 gr toz ilave değerinde ve 41.3 kJ/cm enerji girdisi ile elde edilen  $S_3$  nolu numunede 30 N yük değerinde 450 m aşınma mesafesinde toplam kütle kaybı 0.73095 gr iken;  $0.82 \text{ mmsn}^{-1}$  üretim hızında, 0.5 gr toz ilave değerinde ve 25.3 kJ/cm enerji girdisi ile üretilen  $S_7$  nolu numunede ise kütle kaybı değeri 1.39254 gr'dır. Elde edilen sonuçlardan da görüldüğü gibi, üretim hızın fazla, toz miktarının ve enerji girdisinin az olduğu şartlarda kütle kaybı fazla olmakta; diğer şartlarda ise kütle kaybı az olmaktadır.

Şekil 8 incelendiğinde aşınma çizgilerinin en belirgin olduğu numune  $S_0$  nolu (orjinal numune) olup en fazla aşınandır (Şekil 8 (a)). SiC ile kaplanan numunelerden ise en belirgin çizikler  $S_7$  nolu numunede (Şekil 8 (b)), en belirsiz çizikler ise  $S_3$  nolu numunede gözlenmektedir (Şekil 8 (c)).



Şekil 8. Aşınma resimleri (a)  $S_0$  nolu, (b)  $S_7$  nolu, (c)  $S_3$  nolu numune (X500)  
(Figure 8. Wear picture (a)  $S_0$  sample, (b)  $S_7$  sample, (c)  $S_3$  sample (X500))

##### 5. SONUÇLAR (CONCLUSIONS)

- SiC tozu kaplama bölgesinde tamamen çözülmüştür. Çünkü Fe ile reaksiyonu sonucunda meydana gelen fazlar elde edilmiştir, dendrit ve dendritler arası ötektik olmak üzere iki mikroyapı ağı gözlenmiştir. Dendritlerin ötektik bölgeye göre daha sert olduğu sertlik sonuçlarında elde edilmiştir. Dendritik bölgede  $Fe_7C_3$  ve  $Fe_2C$  oluşmuş, ötektik bölgede ise  $FeSi_2$  fazı oluşmuştur. Mikroyapı olarak ince taneli yapı gözlenmiştir.
- Kaplama bölgesinden alt tabakaya doğru sertlik değişiminde arayüzeyde aniden sertlik düşmektedir. Elde edilen makrosertlik değerlerinde de kayda değer bir artış mevcuttur (maksimum 1250  $HV_3$ ).
- En fazla aşınma kaybı  $S_7$  nolu numunede, en düşük aşınma kaybı ise  $S_3$  nolu numunede ölçülmüştür. Üretim hızının fazla, toz miktarının ve enerji girdisinin az olduğu şartlarda kütle kaybı fazla olmakta; diğer şartlarda ise kütle kaybı az olmaktadır.



#### KAYNAKLAR (REFERENCES)

1. Budinski, K.G., (1986). Hardsurfacing: an overview of the process, *Welding Design&Fabrication*, July (1986), 51-57
2. Wu, W., Hwu, L.Y., Lin, D.Y., and Lee, J.L., (2000). The Relationship between alloying elements and retained austenite in martensitic stainless steel welds, *Scripta Materialia*, 42, 1071-1076.
3. Kim, H.J., Yoon, B.H., and Lee, C.H., (2002). wear performance of the Fe-based alloy coatings produced by plasma transferred arc weld-surfacing process, *wear*, 249, 846-852.
4. Wu, X. and Chen, G., (1999). Nonequilibrium microstructures and their evolution in a Fe-Cr-W-Ni-C laser clad coating, *materials Science and engineering*, 270, 183-189.
5. Thawari, G., Sundararajan, G., and Joshi, S.V., (2003). "Laser Surface Alloying of Medium Carbon Steel with SiC<sub>(P)</sub>", *Thin Solid Films*, 423, 41-43.
6. Wu, X. and Hong, Y., (2000). Microstructural Evolution of A Laser Cladded Coating, *Scripta Materialia*, 43, 123-127.
7. Lin, Y.C. and Wang, S.W., (2003), wear behavior of ceramic powder cladding on an S50C steel surface, *Tribology*, 36, 1-9.
8. Zeng, D.W., Xie, C.S., and Yung, K.C., (2002). Mesostructured composite coating on SAE 1045 carbon steel synthesized in situ by laser surface alloying, *Materials Letters*, 56, 680-684.
9. Buytoz, S., (2004). AISI 4340 çeliğinin nitrürasyon ve GTA kaynak yöntemi ile yüzey modifikasyonu işlemleri sonrası mekaniksel davranışlarının araştırılması, Doktora Tezi, Fırat Üniversitesi, Fen Bilimleri Enstitüsü, 87.
10. Jian, L.N. and Wang, H.M., (2004). "Microstructure and wear behaviours of laser-clad Cr<sub>13</sub>Ni<sub>5</sub>Si<sub>2</sub>-based metal silicide coatings on a titanium alloy", *Surface&Coating Technology*, 1-6.
11. Yang, S., Liu, W., Zhong, M., and Wang, Z., (2004). "TiC reinforced composite coating produced by powder feeding laser cladding", *Materials Letters*, 1-5.
12. Li, Q., Song, G.M., Zhang, Y.Z., Lei, T.C., and Chen, W.Z., (2003). "Microstructure and dry sliding wear behavior of laser clad Ni-based alloy coating with the addition of SiC", *Wear*, 254, 222