

فصلنامه علمی پژوهشی مواد پیشرفته در مهندسی، دوره ۳۹، شماره ۴، صفحه ۲۱–۱

بررسی اثر تعداد پاس جوش بر ریزساختار، سختی و تنش باقیمانده پوششهای کامپوزیتی Ti-Al-Si

سجاد ارجمند*، غلامحسین اکبری و غلامرضا خیاطی دانشکده مهندسی مواد، بخش مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه شهید باهنر کرمان، کرمان، ایران

(دریافت مقاله: ۱۳۹۹/۲/۲۰ - دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۹/۸/۲۴)

چکیده – هدف از انجام پژوهش حاضر، بررسی اثر تعداد پاس جوش روی ریزساختار، سختی و تنشهای باقیمانده پوششهای کامپوزیتی حاوی ترکیبات بینفلزی Ti-Al-Si است. در این ارتباط، عملیات پوشش دهی سطحی تیتانیم خالص با استفاده از فرایند قوس کامپوزیتی حاوی ترکیبات بینفلزی Ti-Al-Si است. در این ارتباط، عملیات پوشش دهی سطحی تیتانیم خالص با استفاده از فرایند قوس تنگستن – گاز محافظ و سیم جوش آلومینیوم (۴۰۴۳) در یک و دو پاس انجام شد. بررسیهای فازی و ساختاری پوششهای ، توسط روش پراش پراش پرتو ایکس، میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی صورت گرفت. مقادیر ریزسختی و تنشهای با استفاده از فرایند و س پوشش ها به ترتیب توسط دستگاه ASTM E384-HV و روش ² Sin محاسبه شد. نتایج نشان داد که، با افزایش تعداد پاس جوش یا کاهش میزان رقت، کسر حجمی فاز هار بین فلزی Ti₅Sia-Al₃Ti در منطقه ذوب افزایش، کسر حجمی فاز مارتنزیت در منطقه متأثر از حرارت میزان رقت، کسر حجمی فازهای بینفلزی تنایج تعیین تنشهای به میزان رقت، کسر حجمی فازهای بینفلزی تنایج نشان داد که، با افزایش یا کاهش میزان رقت، کسر حجمی فازهای بینفلزی Ti₅Sia-Al₃Ti در منطقه ذوب افزایش، کسر حجمی فاز مارتنزیت در منطقه متأثر از حرارت میزان رقت، کسر حجمی فازهای بینفلزی Ti₅Sia-Al₃Ti در منطقه ذوب افزایش، کسر حجمی فاز مارتنزیت در منطقه متأثر از حرارت میزان رقت، کسر حجمی فاز مارتنزیت در منطقه متاثر از حرارت میزان رقت، کسر حجمی فاز مارتنزیت در منطقه دوب افزایش ، کسر حجمی فاز مارتنزیت در منطقه متأثر از حرارت میزان رقت، کسر حجمی فازهای بینفلزی Ti₅Sia-Al₃Ti در منطقه ذوب افزایش، کسر حجمی فاز مارتنزیت در منطقه متأثر از حرارت میزان رقت، کسر حجمی فاز مارتنزیت در منطقه در از میزان و میزان رقت. در میزان میزان میزان رقت. در یوششها حاکی از ایجاد تنش باقی مانده کششی برابر با ۳۰ ± ۱۹۵ و ۳۵ ± ۲۰۰ مگاه مرکان در خط مرکزی حوش، به ترتیب میزان و پرشه می مرکزی میزان برای پوششهای تهیه شده در یک و دو پاس جوش است.

واژههای کلیدی: پوشش کامپوزیتی، فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ، تنش باقیمانده، ترکیبات بین فلزی.

Evaluating the Effect of the Number of Welding Passes on Microstructure, Hardness and Residual Stress of Ti-Al-Si Composite Coatings

S. Arjmand^{*}, G. H. Akbari and G. R. Khayati

Department of Metallurgy and Materials Science, Shahid Bahonar University of Kerman, Kerman. Iran.

Abstract: The purpose of the present work is to investigate the influence of the number of weld-passes on microstructure, hardness and residual stresses of composite coatings composed of Ti-Al-Si intermetallic compounds. In this regard, surface coating of pure Ti was carried out using one and two passes of tungsten inert gas (TIG) welding with an Al filler alloy (grade 4043). Phase and structural evaluations of the coatings were investigated by X-ray diffraction, optical and scanning electron microscopies. microhardness and residual stress values of the coatings were measured using ASTM E384-HV device and the $Sin^2\psi$ method, respectively. The results showed that as the number of welding passes increased or the dilution ratio decreased, the volume fraction of TisSi3-Al3Ti intermetallic phases within the fusion zone increased and the volume fraction of martensite

* : مسئول مكاتبات، يست الكترونيكي: sajad1992arjomand@gmail.com

۱

phase in the heat affected zone decreased. As a result, the average hardness value of the coating increased to be about 130 % compared to that of the pure Ti substrate. The tensile residual stresses at the center line of fusion zone were 165 ± 30 and 210 ± 35 MPa for the coatings prepared in one and two welding passes, respectively.

Keywords: Composite coating, TIG process, Residual stress, Intermetallic compounds.

فهرست علائم

| نرخ رشد | R | سطح مقطع عرضي پوشش | Α |
|---------------------------------------------------------------------------------------------------------|---|-----------------------------------|---|
| پهنای پیک در نیمه ارتفاع آن (رادیان) | β | سطح مقطع عرضي سيمجوش ذوب شده | В |
| کرنش شبکهای | 3 | اندازه دانه (نانومتر) | D |
| زاويه براگ (درجه) | θ | فاصله بين صفحات بلوري (أَنگستروم) | d |
| طول موج (آنگستروم) | λ | گرادیان دمایی | G |
| زاویه بین بردار عمود بر صفحه و نیمساز زاویه بـین پرتوهـای تابیده شده و منعکس شده از سطح نمونه (درجه) | ψ | فاكتور شكل بلور | k |

۱– مقدمه

تیتانیم و آلیاژهای آن بهدلیل خواص مطلوب همچون نسبت استحکام به وزن بالا، چگالی پایین، مقاومت به خوردگی و خستگی عالی و مقاومت به اکسیداسیون دمابالا در صنایع پیشرفته ای همچون هوافضا، خودروسازی، شیمیایی و پزشکی استفاده میشوند [۱]. با وجود این خواص مطلوب، این فلز بهدلیل استحکام برشی و مقاومت به سایش ضعیف، مستعد آسیب به خصوص از طریق انواع مکانیزمهای سایش است. مقاومت سایشی یک پدیده سطحی است و به طور اساسی به خواص سطحی ماده برمی گردد. اصلاح خواص سطحی یکی از مهم ترین و مؤثر ترین روش هایی است که برای بهبود خواص تریبولوژیکی تیتانیم استفاده می شود. یکی از این اصلاحات، ایجاد پوشش های کامپوزیتی درجا^۱ روی سطح است [۲].

پوشش های کامپوزیتی درجا حاوی ترکیبات بین فلزی Ti-Al-Si، به دلیل داشتن خواص مطلوبی همچون سختی بالا، مقاومت به سایش زیاد، چگالی به نسبت کم، مقاومت به خور دگی عالی و مقاومت به اکسیداسیون دمابالا، کاندیدهای مناسبی برای ارتقای خواص سطحی تیتانیم و آلیاژهای آن بوده و مورد توجه بسیاری از پژوهشگران واقع شده اند [۵-۳]. تر شوندگی بهتر

ترکیبات حاصل، ابعاد ریز و توزیع یکنواخت ذرات تقویت کننده در زمینه و ایجاد فاز دوم توسط جوانهزنی و رشد از فاز زمینه مادر با پایداری ترمودینامیکی بالا، از دیگر مزیتهای روش درجا است [۶]. از مهمترین پیشفرضهای لازم برای ایجاد ساختارهای کامپوزیتی درجای حاوی ترکیبات بینفلزی Ii-Al-Si در حالت مذاب، اختلاط جزئی بین عناصر تیتانیم، آلومینیوم و سیلیسیوم است. در این رابطه، حلالیت قابل توجهی از عناصر فوق در حین تشکیل مذاب ضروری بوده و در حین انجماد، شرایط برای تشکیل این ترکیبات بینفلزی فراهم میشود [۷].

روش های متعدد مهندسی سطح مانند روش های جوشکاری (لیزر، پرتو الکترونی و قوس تنگستن -گاز محافظ)، آلومینایزینگ، سیلیکونایزینگ، انتقال پلاسمای قوسی، نیتروژندهی پلاسمایی، رسوبدهی فیزیکی و شیمیایی فاز بخار و پاشش حرارتی برای بهبود رفتار تریبولوژی تیتانیم و آلیاژهای آن، مورد استفاده واقع شده است. پوشش های تولید شده توسط فرایندهای لیزر و پرتو الکترونی، دارای خواص فیزیکی و مکانیکی مطلوب بوده و همچنین تمرکز قوس بالا و زمان کوتاه فرایند موجب کنترل ضخامت لایه کامپوزیتی روی سطح و بهدنبال آن برقراری پیوند متالورژیکی مناسب بین پوشش و زیرلایه میشود. با این حال، این

DOI: 10.47176/jame.39.4.21682

ارجمند و همکاران

فرایندها توسط عوامل متعددی همچون هزینه بالا، نیاز به محفظه خلاً در فرایند پرتو الکترونی و انعکاس بالای پرتو لیزر توسط فلز پایه محدود می شوند [۳ و ۴]. فرایند قوس تنگستن –گاز محافظ نسبت به روش های دیگر، با نرخ رسوب گذاری بالا^۲، قابلیت تولید پوشش های کامپوزیتی زمینه فلزی و سرامیکی [۷ و ۸]، پوشش های نانوکامپوزیت [۹] پوشش های با خواص متغیر ۳ [۱۰] را دارد و همچنین به دلیل در دسترس و مقرون به صرفه بودن آن، کاربرد زیادی در توسعه این نوع پوشش ها یافته است. با وجود این، در این فرایندها، ایجاد تنش باقی مانده کششی و یا فشاری در منطقه جوش و منطقه مجاور جوش، اجتناب ناپذیر است.

تنش های باقی مانده، تنش های خود متعادلی هستند که در قطعه در اثر فرايند توليد نظير جوشكاري، ريختـهگـري، ماشـينكـاري، چکشکاری و غیره محبوس شده که می تواند موجب تغییر شکل ابعادی نامطلوب نمونه، کاهش استحکام خستگی و خزشی، کاهش مقاومت به سایش، ایجاد ترک در نمونه و درنهایت شکست آن شود. این تنش ها توسط روش های غیرمخرب بر مبنای پراش پرتـو همچون، استاندارد پراش پرتو ایکس (Sin²W)، پراش پرتـو ایکـس با طول موج کوتاه و پراش نوترونی (برای محاسبه تـنش در عمـق کم نمونه، تا حدود ۵۰ میلیمتر) و روش های نیمهمخرب و مخرب بر مبنای رهاسازی کرنشی مکانیکی مانند سوراخکاری عمیق، سوراخکاری مرکزی و لایهبرداری سطحی (برای محاسبه تـنش در عمق زیاد نمونه، بیش از ۷۵۰ میلیمتر)، محاسبه میشوند [۱۱]. روش پراش پرتو ایکس (Sin²W)، برای تعیین تنش باقی مانده از تغييرات فاصله بين صفحات كريستالي بمعنوان كرنش استفاده میکند. با توجه به قانون براگ، میزان دقت در اندازهگیری تنش باقىمانده بەروش استاندارد پرتو ايكس، بە دقت تعيين موقعيت قلـه منحنی های پراش وابسته است [۱۲]. گفتنی است که، این روش از پرکاربردترین روشهای غیرمخرب اندازهگیری تنش باقیمانده در سطح نمونه، بـ اخصـوص در صـنايع حسـاس نظـامي، هسـتهاي و هوافضا است.

بهعنوان چند نمونه از تحقیقات انجام شده در راستای توسعه این پوششها بر سطح تیتانیم و آلیاژهای آن، فاتوبا و همکاران

[۳] با پوشش دهمی آلیاژ Ti-6Al-4V توسط مخلوط پودری تيتانيم، ألومينيوم و سيليسيوم و فرايند ليزر، سختي أن را از حدود ۲۹۶ ویکرز به حدود ۶۸۹ ویکرز ارتقا دادند. چنین سـختی قابـل توجهی به واسطه حضور ترکیبات بین فلزی TiAl، TiAl و Ti₃Al و در پوشـش بـود. کومـار و همکـاران [۱۳]، پوشـش کـامپوزیتی AIN-Ni-Ti6Al4V (بهصورت مخلوط پودری) را روی سطح زيرلايه آلياژ Ti-6Al-4V، بهمنظور ارتقاء سختي سطح آن، توسط فرايند ليزر توليد كردند. نتايج نشان داد كه، حضور فازهاى TiN، Ni₃Ti و Ti₃AlN و Ni₃Ti ۱۲۵۰-۱۲۵۰ ویکرز شد (بیش از سه برابر بیشتر از سختی زيرلايه تيتانيم). همچنين طاووسي و ارجمنـد [٧]، بـا اسـتفاده از فرايند قوس تنگستن-گاز محافظ و سيمجوش ألومينيـوم خـالص ۱۱۰۰، پوششهای کامپوزیتی Al/Al₃Ti را روی سطح زیرلایـه تیتانیم خالص تولید کردند. افزایش سختی سطح از ۱۶۵ ویکرز به حدود ۳۰۰ ویکرز، بهدلیل حضور ترکیب بینفلزی فوق و ارتقای مقاومت به خوردگی پوشش بعد از عملیات آنیل در دما و زمان بهترتیب ۵۵۰ درجه سانتی گراد و ۲۰ ساعت، از جمله نتایج اين تحقيق بود.

با توجه به مطالب مطرح، در این پژوهش تلاش بر آن بوده تا اثر تعداد پاس جوش بر شکلگیری ترکیبات بینفلزی -Al-Ti Si روی سطح زیرلایه تیتانیم، با کنترل مناسب مشخصههای فرایند جوشکاری قوس تنگستن-گاز محافظ، با هدف ارتقای سختی آن و محاسبه تنشهای باقیمانده در پوششهای حاوی این ترکیبات، بررسی شود. به این منظور، ارزیابی ریزساختاری، فازی، سختی و تنش باقیمانده در پوششها (توسط روش فازی) بهدقت انجام شده است.

۲– مواد و روش تحقیق

در ایسن پ ژوهش از سیم ج وش آل ومینیم – سیلیسیوم (۴۰۴۳) با قطر ۲/۴ میلیمتر، به عنوان فلز پوشش (ترکیب شیمیایی در جدول ۱) و از ورق تیتانیم خالص تجاری با ضخامت دو میلیمتر به عنوان زیرلایه استفاده شد.

٣

| | ن پڙوهس | سفاده در آیا | • ۱)، مورد ۱ | ليسيوم (١١ | لومينيم – سي | سيم جوس ١ | ب سیمیایی | جدون ۱- نر ديد | |
|-----------|--------------|------------------|--------------|-------------|--------------|-----------|-----------|----------------|-----------|
| آلومينيم | تيتانيم | كروم | روى | مس | منگنز | منيزيم | آهن | سيليسيم | عنصر |
| باقىماندە | •/• \ | • / • • \ | 0/00¥ | •/•YV | •/••\ | ۰/۰۱۸ | ۰/۱۴ | 4/40 | درصد وزنى |

1. 1 6-11.

گام ۰/۰۳ درجه انتخاب شد. بررسیهای ساختاری نمونههای حاصل از جوشکاری، توسط میکروسکوپ نے ری⁶ (مـدل -BH2 UMA) ساخت شـرکت Olympus کشـور ژاپـن و میکروسـکوپ الكتروني روبشي⁶ (مدل SEM, VGA, TESCAN, XMU) با ولتاژ شتاب دهنده ۲۰ کیلوولت انجام شد. گفتنی است که میکروسکوپ فوق مجهز به تجزیه عنصری^۷ (EDS) بود. قبل از بررسی های میکروسکوپی، سطح مقطع نمونه ها پولیش و در محلول کرول (شش میلی لیتر HNO3، دو میلی لیتر HF و ۹۲ میلی لیتر آب مقطر) برای مدت زمان ۱۰ تا ۱۵ ثانیه اچ شد. بهمنظور اندازه گیری سےختی نمونهها از دستگاه ریزسختی ویکرز با استاندارد -ASTM E384 HV، بار اعمالی ۱۰ کیلوگرم نیرو، زمان بارگذاری ۱۰ ثانیـه و سـه بار تکرار، استفاده شد.

بهمنظور اندازهگیری تنشهای باقیمانده حاصل از پوششدهمی زيرلايه تيتانيم توسط سيمجـوش ألـومينيم-سيليسـيم، از روش Sin²y با استاندارد (2003) European standard NF EN استفاده شد [۱۶]. ولتاژ و جريان کاري بهترتيب ۴۰ کيلوولت و ۳۰ میلیآمپر، آند Cr-Kal و طول موج ۲/۲۸۹۷ درجه آنگستروم، انتخاب شد. در ادامه، تعداد یازده زاویه کجی (ψ) (بین زاویـههـای ۴۲/۹۲ و ۱۱۵/۱۲ درجه) انتخاب و محاسبات تـنش بـاقىمانـده در صفحه اتمي {220} آلـومينيم، ١٠۶/٢٧ درجـه = ٢٥، انـدازه گـام ۰/۰۳ درجه و عمق روبش^ ۲۰ میکرومتر، انجام شد. لازم به ذکر است، بیشترین عمق قابل محاسبه تـنش بـاقیمانـده در ایـن روش، برابر با ۵۰/۰ میلیمتر و دقت آن برابر بـا ۵۰ ± مگاپاسکال است [۱۴] که جزئیات نحوه محاسبه تـنش توسط ایـن روش، در منـابع گزارش شده است [۱۱، ۱۲ و ۱۴]. گفتنی است که، بـ منظـور بـالا بردن دقت و حذف خطا در اندازه گیری پهنای پیکها، از نـرمافـزار Sigma plot که یک نرمافزار پیشرفته برای رسم نمودار و برازش منحنی است، استفاده شده است.

سانتیمتر از ورق تیتانیم بـرش داده و بـرای انجـام فراینـد، توسط استون تمیزکاری و چربیزدایی شد. فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ با سیستم پالس تحت گاز محافظ آرگون (با نرخ ۱۲ لیتر بر دقیقه) و به صورت دستی استفاده شد. تمامی مشخصههای فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ شامل ولتاژ قوس برابر ۱۰ ولت، سرعت جوشکاری حدود ۲/۰ سانتی متر بر ثانیه، شدت جریان بیشینه ۷۵ آمیر، شدت جريان كمينه ۳۵ آمپر، زمان پالس در شدت جريان بيشينه و کمینه برابر با ۳/۰ ثانیه و نرخ تزریق سیمجوش به حوضچه مذاب حدود پنج میلیمتر بر ثانیه و ثابت درنظر گرفته شدند. گفتنی است که انتخاب این مشخصه ها، بر اساس نتایج بهدست آمده در تحقیقات پیشین است [۷، ۱۴ و ۱۵]. در ادامه، عملیات پوشش دهی در یک و دو پاس جوش و با ۵۰ درصد همپوشانی بین پاسی، انجام شد و این نمونه ها به ترتیب تحت عنوان نمونه ۱ و نمونـه ۲ نامگـذاری شـدند. لازم به اشاره است که پاس های جوش بلافاصله و در امتداد هم اعمال شد. شکل (۱- الف) طرحوارهای از فرایند قـوس تنگستن-گاز محافظ برای ایجاد پوشش کامپوزیتی روی سطح زيرلايه تيتانيم توسط سيمجوش Al-Si و شكل هاي (۱- ب) و (۱- ج)، بهترتیب تصاویر نمونههای پوششدهی شده در یک و دو پاس جوش را نشان میدهد. همانطور که مشاهده می شود، عرض پوششدهی برای نمونههای یک و دو پاسه، بهترتیب حدود ۸ و ۱۴/۵ میلیمتر محاسبه شده است.

به منظور انجام فرایند پوشش دهی، نمونه هایی با ابعاد ۳×۳

بررسیهای فازی توسط دستگاه پراش سنج پرتو ایکس (مـدل X'Pert Pro MPD)، ساخت شرکت Panalytical هلند انجام شد. تیوب پرتو ایکس مورد استفاده از نوع مسی با طول موج ۱/۵۴۲ آنگستروم، ولتاژکاری ۴۰ کیلوولت، ۸۰–۲۰ = ۲۵ درجه و اندازه



شکل ۱– الف) طرحواره فرایند قوس تنگستن–گاز محافظ برای ایجاد پوشش کامپوزیتی روی سطح زیرلایه تیتانیم توسط سیمجوش Al-Si، ب) نمونه ۱ و ج) نمونه ۲

۳– نتایج و بحث

۳–۱– ارزیابیهای فازی و ریزساختاری پوششها

شکل (۲) الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه های تهیه شده در یک و دو پاس جوش را نشان می دهد. با توجه به این شکل، پیکه ایی از ترکیب های بین فلزی Ti₅Si₃ ، Al₃Ti و Ti₅Si₂ و به همراه پیکهایی از عناصر آلومینیوم (زمینه)، تیتانیم و سیلیسیوم، مشاهده می شود. به علاوه، صفحات بلوری آنها از داده های تجزیه پراش پرتو ایکس استخراج و در این شکل نشان داده شده است. در حقیقت، مطابق جدول (۲)، تغییرات انرژی آزاد گیبس در سیستم دوتایی Ti-Si منفی تر از تغییرات آن در سیستم دوتایی Ti-IA بوده، که این مورد به دلیل داشتن آنتالپی های اختلاط منفی به ترتیب ۲۱۱ – و ۱۳۷ – کیلوژول بر مول، در این سیستم ها است. همچنین، حلالیت سیلیسیوم در

تیتانیم آلفا، ۲/۳ درصد اتمی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی گراد و حلالیت آلومینیوم در تیتانیم آلفا، ۱۳/۹ درصد اتمی در دمای ۱۰۰ درجه سانتی گراد بوده و ناچیز است [۴ و ۱۴]. مطابق ایس دلایل، برای تشکیل ترکیب بینفلزی در سیستم Ti-Si، نیرو محرکه بالاتری نسبت به نیرو محرکه لازم برای تشکیل ترکیب در سیستم Ti-Al، مطابق واکنشهای موجود در جدول (۲) و شکل (۳- الف و ۳ – ب)، وجود دارد.

بر اساس نمودار فازی تعادلی دوتایی Ti-Si (شکل (شکل Ti₅Si)، فاز Ti₅Si اولین فاز و با دمای حدود ۲۱۳۰ درجه سانتی گراد (داشتن بالاترین دمای ذوب در بین سیلیکایدهای تیتانیم)، به صورت ذوب متجانس، بیشتر حین سرمایش، جوانهزنی و رشد میکند. در ادامه، فاز مذاب به مخلوطی از فازهای یوتکتیک Ti₅Si₃ و Ti-Ω، استحاله مییابد.



| *~ .4 | ΔG | دما | <u>م</u> اکن: | شماره |
|-------|------------------------------------------------|----------|-------------------------------------------------------|-------|
| مر بح | (کیلوژول بر مول) | (كلوين) | و, عش | شماره |
| [٣] | $\Delta G_1 = -27.5$ $\Delta G_1 = -26.45$ | 907-1007 | $3Al_{(l)} + Ti_{(s)} \rightarrow TiAl_{3(s)}$ | ١ |
| [٣] | $\Delta G_2 = -22.29$ $\Delta G_2 = -21.69$ | 907-1007 | $3Ti_{(s)} + Al_{(l)} \rightarrow Ti_3Al_{(s)}$ | ٢ |
| [٣] | $\Delta G_3 = -16.78$ $\Delta G_3 = -15.13$ | 907-1007 | $Al_{(l)} + Ti_{(s)} \rightarrow TiAl_{(s)}$ | ٣ |
| [14] | $\Delta G_4 = -117.1$ $\Delta G_4 = -115.5$ | 907-1007 | $Ti_{(s)} + 3/5Si_{(s)} \rightarrow 1/5Ti_5Si_{3(s)}$ | ۴ |
| [14] | $\Delta G_5 = -130.6$ | 907-1007 | $Ti_{(s)} + 4/5Si_{(s)} \rightarrow 1/5Ti_5Si_{4(s)}$ | ۵ |
| [14] | $\Delta G_6 = -137.9$ $\Delta G_6 = -135.2$ | 907-1007 | $Ti_{(s)} + Si_{(s)} \rightarrow TiSi_{(s)}$ | ۶ |
| [14] | $\Delta G_7 = -171.7$ $\Delta G_7 = -170.6$ | 907-1007 | $Ti_{(s)} + 2Si_{(s)} \rightarrow TiSi_{2(s)}$ | ٧ |

جدول ۲- مقایسه تغییرات انرژی آزاد گیبس ترکیبات بین فلزی در سیستمهای Ti-Al و Ti-Si و

واکنش پریتکتیک (TiAl₃(s) \leftarrow Ti₄() Al₀ (واکنش ۱ در جدول ۲) فراهم می شود (نمودار فازی تعادلی دوتایی Ii-Al در شکل (۳– ب) [۱۴]). لازم به اشاره است که، فاز Al₃Ti در اثر واکنش گرمازا تشکیل و مطابق منابع [۷ و ۱۴]، هم کمترین تغییرات انرژی آزاد گیبس را در میان آلومینایدهای تیتانیم دارد (واکنش ۱ در جدول ۲) و هم به لحاظ سینتیکی، شرایط برای تشکیل آن، به عنوان اولین فاز در میان آلومینایدهای تیتانیم، مهیا است [۷، ۱۴ و ۱۵]. بعد از انجماد فاز Ti₅Si₃، شرایط برای تشکیل فاز یوتکتیک دیگر (فاز TiSi2)، با دمای ذوب حدود ۱۴۷۸ درجه سانتی گراد و بهصورت ذوب متجانس فراهم می شود. به عبارت دیگر، تشکیل فاز Ti₅Si₃ به عنوان فاز اولیه، به دلیل برقراری شرایط مناسب ترمودینامیکی و سیتیکی است (واکنش ۴ در جدول ۲) [۱۴ و ۱۷]. بعد از تشکیل فازهای Ti₅Si₃ و TiSi3، شرایط برای تشکیل فاز Al₃Ti



شكل٣- الف) نمودارهای فازی تعادلی دوتایی: الف) Ti-Al (ب) مراجع Iti-Al و ج) Al-Si [۱۴]

فراهم شده و بنابراین، با انجام واکنش بیشتر بین عناصر (طبق جدول ۲)، درصد ترکیبات بینفلزی فوق افزایش مییابد. بهعلاوه، تحت این شرایط بهدلیل کمتر شدن سهم اتمهای تیتانیم از زیرلایه به حوضچه مذاب، میزان رقت^۹ کاهش پیدا کرده است. این مطلب با شدت ضعیفتر پیکهای تیتانیم در نمونه تهیه شده در دو پاس جوش (شکل ۲ - ب)، قابل اثبات است. میزان رقت بر اساس رابطه زیر قابل محاسبه است [۷]: Dilution Ratio (DR) = (1 - B/A) × 100 نکته جالب توجه دیگر بر اساس الگوی پراش پرتو ایکس (شکل ۲-ب)، افزایش شدت پیکهای ترکیبات بینفلزی Ti₅Si₃ Al₃Ti و کاهش شدت پیکهای مربوط به تیتانیم، با افزایش تعداد پاس جوش است. این مورد بیانگر افزایش مقدار ترکیبات بینفلزی فوق و کاهش مقدار تیتانیم در زمینه آلومینیوم است. به عبارت دیگر، با انجام جوشکاری در پاس دوم و ذوب مجدد پاس اول (همپوشانی ۵۰ درصد)، شرایط برای انحلال مقدار بیشتری از عناصر آلومینیوم و سیلیسیوم در زمینه

در این رابطه، B و A به ترتیب سطح مقطع عرضی سیم جوش ذوب شده و سطح مقطع عرضی پوشش است. در واقع، پیوندهای متالورژیکی بین پوشش و زیرلایه در کمترین میزان رقت ایجاد میشوند و با کاهش در این میزان، فلز پایه کمتر ذوب شده و بنابراین منطقه متأثر از حرارت جوش باریکتر و درنهایت خواص مکانیکی پوشش مطلوب تر خواهد بود. گفتنی است طبق رابطه (۱)، میزان رقت برای نمونههای تهیه شده در یک و دو پاس جوش، به ترتیب حدود ۱۸ و ۱۶ درصد محاسبه شده است، که در ادامه اثرات این کاهش میزان رقت، روی ریزساختار و خواص پوشش ها، جالب توجه است.

شکل (۴- الف و ۴-ب) تصاویر میکروسکوپی نوری از مقطع عرضی پوششهای کامپوزیتی تهیه شده در یک و دو پاس جوش را نشان میدهد. همان طور که مشاهده می شود، در هر دو پوشش، فازهای تیغهای شکل با جهت گیری مختلف و فاز تیره در مرزدانههای زمینه، تشکیل شده است، که با افزایش تعداد پاس جوش، کسر حجمی این فازها افزایش یافته است (شکل ۴-ب). در واقع، در جوشکاری تحت دو پاس، حرارت بیشتری به نمونه وارد و زمان انجماد نسبت به زمان انجماد نمونه تکپاس، طولانی تر می شود که در این باره کاهش نرخ سرد شدن، موجب این مطلب، موجب تشکیل تیغههای ظریف تری از فاز مارتنزیت در نمونه تهیه شده در دو پاس جوش (شکل ۴- د)، نسبت به تیغههای تشکیل شده از این فاز در نمونه تهیه شده در یک پاس

در واقع، وقوع انجماد تعادلی تر در نمونه تهیه شده در دو پاس نسبت به وقوع این پدیده در نمونه تهیه شده در یک پاس جوشکاری، مقدار کمتری از فاز غیرتعادلی مارتنزیت را در منطقه متأثر از حرارت به همراه داشته است. گفتنی است که، هنگام گرم شدن نمونه توسط فرایند قوس تنگستن –گاز محافظ، در دمای ۸۸۲ درجه سانتی گراد، استحاله فازی Ti-α (با ساختار بلوری هگزاگونال) به فاز Ti-β (با ساختار بلوری مکعبی مرکزدار) انجام و در ادامه، هنگام سرد شدن سریع نمونه، شرایط برای تشکیل فاز

مارتنزیت (فاز آلفا پرایم تیتانیم با ساختار بلوری هگزاگونال) در منطقه متأثر از حرارت فراهم شده است، که شکل گیری این ساختار در نتایج تحقیق دیگر نیز گزارش شده است [۱۸]. همچنین، دانههای اولیه فاز تیتانیم آلفا و مرزدانههای فاز بتا، در شکلهای (۴-ج و ۴-د) مشخص شده که این مرزها یک مکان مناسب برای جوانهزنی و رشد تیغههای فاز مارتنزیت، بوده است.

به منظور بررسی دقیق تر ساختارهای حاصل، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نزدیک فصل مشترک جامد/ مذاب، قسمت میانی پوشش و نزدیک سطح (مقطع عرضی) تهیه و نتایج آن در شکلهای (۵) و (۶) ارائه شده است. بر اساس شکل (۵- الف)، یک لایه پیوسته در فصل مشترک با ضخامت تقریبی پنج میکرومتر، فازهای تیغهای با فاصله از فصل مشترک و فاز موجود در مرزدانه مشاهده می شود. مطابق نجزیه عنصری (شکل ۷ و جدول ۳)، لایه پیوسته در فصل مشترک جامد/ مذاب (حرف A در شکل (۵- الف)، فازهای تیغهای (حرف B در شکل (۵- الف) و فاز موجود در مرزدانه (Ti₅Si₃ و ناز موجود در مرزوا به فازهای دوتایی (حرف D در شکل (۵- د)، بهترتیب مربوط به فازهای دوتایی (ماتید نتایج آزمون پراش پرتو ایکس در شکل (۲). دوتای کردهاند (تأیید نتایج آزمون پراش پرتو ایکس در شکل ۲).

در واقع، به دلیل چگالی کمتر فاز Al₃Ti (۸/۳۸ گرم بر سانتی -متر مکعب) نسبت به چگالی فازهای تیتانیم (۸/۵ گرم بر سانتی متر مکعب) و Si₅Si₇ (۲/۳۲ گرم بر سانتی متر مکعب) و همان طور که اشاره شد، دمای ذوب کمتر و تغییرات انرژی آزاد گیبس مثبت تر فاز Ti₅Si₃ نسبت به دمای ذوب و تغییرات انرژی آزاد گیبس فاز Ti₅Si₃ فاز Ti₅Si₃ در فصل مشترک جامد/ مذاب و فاز Ti₅IA با فاصله از فصل مشترک تشکیل می شود. به بیان دیگر، در طول فرایند پوشش دهی، فاز Ti₅IA بیشتر با فاصله از فصل مشترک و در قسمت بالای پوشش تشکیل و لایه نزدیک فصل مشترک از تشمیل فاز iT₆IA با فاصله از فصل مشترک جامد/ مذاب).





شکل ۴– تصاویر میکروسکوپی نوری: الف) و ب) پوشش و زیرلایه نمونه ۱ و نمونه ۲، ج) و د) منطقه متأثر از حرارت نمونه ۱ و ۲ (رنگی در نسخه الکترونیکی)

> لازم به ذکر است کـه، بـهدلیـل درصـد کـم فـاز TiSi2 در پوشـش (توجیه درصد کم فاز TiSi2 با شدت ضعیف پیکهای آن در شکل ۲)، آنالیز عنصری برای شناسایی این فاز چندان موفقیتآمیز نبود.

> با افزایش تعداد پاس از یک به دو، درصد رسوبات موجود در پوشش افزایش یافت (شکل ۶)، که دلیل این مطلب، کاهش سرعت انجماد، حل شدن مقدار بیشتری از عناصر آلومینیوم و سیلیسیوم در حوضچه مذاب و درنتیجه تشکیل مقدار بیشتری

از ترکیبات بینفلزی در زمینه آلومینیوم است (تأیید نتایج آزمون پراش پرتو ایکس در شکل ۲). به علاوه، توزیع رسوبات به صورت کاملاً غیریکنواخت و تصادفی است، که دلیل آن، نرخ سرد و گرم شدن غیر تعادلی و همچنین جهت گیری ترجیحی فازهای مختلف است. چنین ساختارهایی در نتایج تحقیقات دیگر، با استفاده از فرایند قوس تنگستن - گاز محافظ، نیز مشاهده شده است [۲ و ۷].



(ب)

(الف)



شکل ۵– تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (الکترون برگشتی^۱) نمونه ۱: الف) نزدیک فصل مشترک، ب) و ج) قسمت میانی پوشش و د) نزدیک سطح (رنگی در نسخه الکترونیکی) (حروف A، B، C و D به ترتیب مربوط به فاز موجود در فصل مشترک، فاز تیغهای شکل، زمینه و فاز موجود در مرزدانه هستند.)



(ب)

(الف)



شکل ۶– تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (الکترون برگشتی) نمونه ۲: الف) نزدیک فصل مشترک، ب) و ج) قسمت میانی پوشش و د) نزدیک سطح (رنگی در نسخه الکترونیکی) (حروف G ،F ،E و H به ترتیب مربوط به فاز موجود در فصل مشترک، فاز تیغهای شکل، زمینه و فاز موجود در مرزدانه هستند.)



شکل ۷- نتایج تجزیه عنصری: الف) حرف A (فاز موجود در فصل مشترک)، ب) حرف B (فاز تیغهای شکل)، ج) حرف C (زمینه) و د) حرف D (فاز موجود در مرزدانه) مشخص شده در شکل ۵

نشاندهنده توانایی رقت پذیری (آلیاژ شدن) فلز پرکننده آلومینیم-سیلیسیوم بهوسیله فلز پایه تیتانیم خالص بوده و همچنین فصل مشترک بین تیتانیم و پوشش بهصورت صاف و هموار و اطراف آن عاری از عیوب مختلفی همچون تخلخل، حفره و ترک، است. درنتیجه، پوشش کامپوزیتی Al/Ti₅Si₃-TiSi₂-Al₃Ti بهطور موفقیت آمیز روی سطح زیرلایه تیتانیم توسعه یافته است، که این مطلب می تواند نویدبخش بهبود خواص سطحی آن باشد. لازم به توضیح است نتایج تجزیه عنصری برای نمونه ۲، مشابه نتایج آنالیز عنصری نمونه ۱ بود، با این تفاوت که درصد عناصر آلومینیوم و سیلیسیوم مقداری افزایش و درصد عنصر تیتانیم مقداری کاهش یافته است (حروف G ، F ، G و H نشان داده شده در شکل ۶ و جدول ۳) که دوباره در تأیید نتایج آزمون پراش پرتو ایکس (شکل ۲) است. بهعلاوه، در هر دو نمونه، پوشش با زیرلایه تیتانیم پیوند متالورژیکی مناسب برقرار کرده که این مطلب

| | | | - |
|---------------------|---------|----------------------|--------|
| ترکیب شیمیایی عناصر | | | |
| تيتانيم | سيليسيم | آلومينيم | ****** |
| 84/87 | 30/31 | - | А |
| 79/00 | - | VT/40 | В |
| - | _ | 100 | С |
| - | WV/91 | ۶۲/۳۹ | D |
| 81/03 | 36/10 | ۲/۱۲ | Е |
| 737/744 | 1/40 | $V\Delta/V$ | F |
| - | - | 100 | G |
| - | ۳۹/۰۳ | $\wp \circ / q \vee$ | Н |

جدول ۳- نتایج تجزیه عنصری مناطق مشخص شده در شکلهای (۵) و (۶) (درصد اتمی)

با فاصله از فصل مشترک مذاب/ جامد به طرف سطح پوششهای تهیه شده در یک و دو پاس (شکلهای ۵ و ۶– ب، ج و د))، ساختار تركيبات بهصورت غيريكنواخت بوده و متوسط اندازه ترکیبات بینفلزی Al₃Ti افزایش و کسر حجمی این ذرات کاهش یافته است. دلیل کاهش متوسط اندازه ایـن ذرات در نزدیک فصل مشترک این است که، زیرلایه تیتانیم مانند یک سرد کننده حرارتی ۱۱ عمل کرده و این مـورد موجـب افزایش سرعت انجماد در این منطقه شده و درنتیجه، ساختار ترکیبات در نزدیک فصل مشترک ریزدانه تر از ساختار آنها با فاصله دورتر از أن است [۱۹]. بـ معـ لاوه، دليـل كـ اهش كسـر حجمی این ذرات، با فاصله از فصل مشترک بهسمت سطح پوشش، عدم وجود مقدار کافی اتـمهای تیتانیم حـلشـده در فاصله دورتر از فصل مشترک، درنتیجه کاهش نسبت گرادیان دمایی به نرخ رشد (G/R) از فصل مشترک (خط ذوب) بهسمت سطح پوشش (خط مرکزی ذوب) است. این مورد كاهش واكنش ميان تيتانيم و ألومينيـوم (طبـق جـدول ٢) و بهدنبال آن کاهش امکان تشکیل فازها را در قسمت انتهایی يوشش را بههمراه دارد. با وجود اين، همان گونه كه اشاره شد، درصد فازهای نمونه تهیه شده در دو یاس جوشکاری (شکل ۶) بیشتر از درصد آنها در نمونه تهیه شده در یک پاس (شکل) ۵) است.

به منظور بررسی و انجام مقایسه غلظت عناصر در اطراف فصل مشترک مذاب/ جامد، نتایج تحلیل خطی در نمونه های یک و دو پاسه به ترتیب در شکل های (۸- الف) و (۹- الف) نشان داده شده است. همان گونه که در شکل (۸- الف) مشاهده می شود، غلظت عناصر آلومینیوم و سیلیسیوم در پوشش غیریکنواخت بوده است. همچنین تغییر ناگهانی پروفیل غلظتی عناصر در فصل مشترک، نشان دهنده ایجاد ترکیب بین فلزی در این منطقه است (ترکیب TisSi3). با افزایش تعداد پاس، غلظت عناصر آلومینیوم و سیلیسیوم در پوشش افزایش و بر غیریکنواختی آن افزوده شده است (شکل (۹- الف)).

به منظور انجام بررسی دقیق تر، نقشه توزیع عناصر در اطراف فصل مشترک جامد/ مذاب، برای نمونه های تهیه شده در یک پاس (شکل ۸ – ب) و دو پاس (شکل ۹ – ب)، نشان داده شده است. بر اساس این شکل ها، توزیع عناصر مختلف کاملاً تصادفی و نامنظم است و حضور عنصر سیلیسیوم در مرزدانه های آلومینیوم و همچنین در فصل مشترک (تصاویر توزیع عنصر سیلیسیم)، در تأیید نتایج موجود در شکل های (۴) تا (۶) قابل مشاهده است. در واقع، به دلیل زمان کوتاه انجماد در فرایند قوس تنگستن – گاز محافظ، غلظت عنصر سیلیسیوم در فصل مشترک و مرزدانه ها به شدت افزایش یافته و نفوذ این عنصر به سمت مناطق دارای غلظت کمتر از سیلیسیوم (داخل دانه ها) انجام نشده است.



(الف)



شکل ۸– الف) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نزدیک فصل مشترک مذاب/ جامد به همراه تحلیل خطی عناصر آلومینیوم، سیلیسیوم و تیتانیم و ب) نقشههای توزیع عناصر آلومینیوم، سیلیسیوم و تیتانیم مربوط به نمونه ۱

ب مع الاوه، ض خامت لا یه ب ین فلزی Ti₅Si₃ در فصل مشترک از حدود پ نج میکرومتر (شکل ۸-ب)، تصویر توزیع عنصر تیتانیم) به حدود ۱۰ میکرومتر (شکل ۹-ب)، تصویر توزیع عنصر تیتانیم)، افزایش یافته (درنتیجه افزایش مقدار فاز تیتانیم حل شده در حوضچه مذاب و به دنبال آن واکنش با عنصر سیلیسیوم) و از حالت مسطح یا سلولی به حالت خشن یا ناهموار تبدیل شده است. این مطلب نیز تأییدی بر شکل گیری فازهای یوتکتیک Al-Si در مرزدانه های آلومینیوم و تشکیل ترکیب بین فلزی Ti₅Si₃ در فصل مشترک است. افزایش غلظت سیلیسیوم در مناطق گفته شده، به دلیل ایجاد تحت انجماد ترکیبی، می تواند باعث ریزدانه شدن ساختار شود. به طور کلی عنصر سیلیسیوم تمایل به رسوبگذاری در محل های فصل مشترک و عیوبی مانند نابه جایی ها و مرزدانه ها دارد [۱۴].





شکل ۹– الف) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نزدیک فصل مشترک مذاب/ جامد بههمراه تحلیل خطی عناصر آلومینیوم، سیلیسیوم و تیتانیم و ب) نقشههای توزیع عناصر آلومینیم، سیلیسیوم و تیتانیم مربوط به نمونه ۲

> دلیل این مورد، حضور نیروی کشش سطحی^{۱۲} در مذاب و همچنین افزایش تحت انجماد (ΔT) روی فصل مشترک جامد/ مذاب است. درحقیقت، با افزایش دمای حوضچه مذاب در فرایند پوشش دهی دو پاسه و به دنبال آن افزایش تحت انجماد روی فصل مشترک جامد/ مذاب، سلول های نشان داده شده در فصل مشترک مسطح (شکل (۸- ب)، تصویر توزیع عنصر تیتانیم) امتداد یافته و درنهایت به

لایههای تیغهای شکل (شکل (۹- ب)، تصویر توزیع عنصر تیتانیم) تبدیل شدهاند. همان گونه که اشاره شد، حرارت ورودی بالاتر در جوشکاری تحت دو پاس، موجب افزایش زمان مورد نیاز برای انجماد، شرایط مناسب برای نفوذ بیشتر بین عناصر آلومینیم، تیتانیم و سیلیسیوم و درنتیجه، افزایش ضخامت منطقه نفوذی و حصول پوشش ضخیم تر بر سطح تیتانیم شده است (شکلهای ۶ و ۹).



و دو پاس (۲ e بعییرات ریز سختی (ویکرز) پوششهای نهیه شده در یک پاس (۲ Sample) و دو پاس (۴ e -بر حسب فاصله از فصل مشترک یوشش/ زیر لایه (میکرومتر)

مىدهد. همان گونه كه مشاهده مى شود، متوسط مقدار سختى از حدود ۱۶۵ ویکرز در نمونه تیتانیم خالص، به حدود ۳۴۰ و ۳۸۰ ویکرز بهترتیب برای نمونههای تهیه شده در یک و دو پاس جوش، رسیده است. چنین سختی جالب توجهی بهدلیل حضور تركيبات بينفلزي Ti₅Si₃ ،Al₃Ti و TiSi₂ در لايـهـاي آلیاژی است. با وجود این، توزیع غیریکنواخت سختی در پوششها، به ریزساختار و توزیع غیریکنواخت فازها نسبت داده می شود (شکل های ۴ تا ۶). به علاوه، افزایش سختی در نزدیک فصل مشترک، بیشتر بهدلیل حضور فاز مارتنزیت (شکل ۴- ج و د) و همچنین انحلال اکسیژن در تیتانیم است. بر اساس روابط سینتیکی و ترمودینامیکی [۲۰]، حضور فاز TiO₂ روی سطح تیتانیم، بهدلیل تمایل بالای تشکیل ترکیب بین تیتانیم و اكسيژن اتمسفر، ميسر است. همچنين، نتايج تحقيقات متعدد نشان مىدهد كه، خواص مكانيكى پوشش هاى حاوى سيليسيم، بهطور مستقیم به مقدار آن بستگی دارد. در این مورد، افزایش در مقدار سیلیسیوم در پوشش، موجب ارتقاء خواص مکانیکی آن شده است [۳ و ۴]. لازم به ذکر است که، شعاع اتمی تأثیر قابل توجهی در سرعت نفوذ دارد و عنصر با شعاع اتمی کوچکتر سرعت نفوذ بالاتری را بههمراه خواهد داشت. در این مورد، سیلیسیوم شعاع اتمی کوچکتری (۱۱۱ پیکومتر) نسبت به شعاع اتمی تیتانیم (۱۴۷ پیکومتر) و شعاع اتمی آلومینیوم (۱۴۳ پیکومتر) دارد و درنتیجه، در طول پوشش دهی توسط فرایند قوس تنگستن –گاز محافظ، سیلیسیوم از سیم جوش به حوضچه مذاب وارد شده و از طریق نفوذ مرزدانه ای و نفوذ در فصل مشترک جامد/ مذاب، فازهای یوتکتیک Al-Si را در مرزدانه ها و فاز Sis را در فصل مشترک ایجاد میکند. از جمله عوامل تأثیر گذار دیگر روی سرعت نفوذ، چگالی و دمای ذوب عنصر است [۴].

۲–۲– بررسی ریزسختی پوشش،ها

شکل (۱۰) تغییرات ریزسختی پوششهای کامپوزیتی (برحسب ویکرز) بـر اسـاس فاصـله از فصـل مشـترک پوشـش/ زیرلایـه (برحسـب میکرومتـر) و همچنـین موقعیـت سـختیسـنجی از زیرلایه تیتانیم بهطرف پوشش، در یـک خـط مسـتقیم را نشـان

بهترتیب برابر با ۳۴۵ و ۴۴۹ مگاپاسکال است [۱۴]. با وجود این، با توجه به جدول (۴)، تغییرات فاصله بین صفحات بلوری برحسب γ²Sin² و همچنین پهنای پیکها در نیمه ارتفاع بیشینه آنها در الگوهای پراش پرتو ایکس، برای نمونه دو پاس بیشتر از این مقادیر در نمونه تک پاس است. در این باره، افزایش پهنای پیک در نیمه ارتفاع بیشینه آن، نشاندهنده افزایش تنش باقی مانده و همچنین کاهش اندازه دانهها در منطقه ذوب، از روی محاسبه کرنش های شبکهای، است (دلیل دیگر برای افزایش سختی در منطقه ذوب نمونه ۲ (شکل ۱۰)). به عبارت دیگر، با استفاده از رابطه ویلیامسون – هال (رابطه ۲) [۲۱] می توان سهم کرنش و اندازه دانه، را به صورت جداگانه محاسبه کرد: (۲)

در این رابطه، λ طول موج پرتو ایکس (آند K_{α} (بر حسب نـانومتر)، k ۲/۲۸۹۷ درجه آنگستروم)، D انـدازه دانـه (بر حسب نـانومتر)، k فاکتور شکل بلور، ثابت و معمولاً برابر با ۰۹، ٤ کرنش شبکهای، β پهنای پیک در نیمه ارتفاع آن (بر حسب رادیان) و θ زاویه براگ است. همان طور که از نوع معادله مشخص است، اگـر دادههای مربوط به βcos بر حسب $\sin \theta$ برای چنـدین پیک در الگـوی پراش پرتو ایک س در زوایـای مختلـف رسـم شـود (شکل ۱۲) بایستی روی یک خط راست واقع شـوند، کـه از روی شـیب آن می توان کرنش و از روی عرض از مبدا آن می توان انـدازه دانـه را با توجه به شکل (۲۱– الف)، سهم کرنش و اندازه دانه برای نمونه ۱ بهترتیب برابر با ۱۶۰۰/۰ و ۱۷۳۷ میکرومتر و با توجه به شکل با مرابر

در واقع، سیکلهای سرد و گرم شدن متعدد و بهدنبال آن افزایش دمای حوضچه مذاب در فرایند دو پاسه (تنشهای حرارتی بیشتر)، اختلاف زیاد پارامتر شبکه فازهای Ti₅Si₃، TiSi₂ و Ti₅Li و توسعه مقدار زیادی از آنها در زمینه آلومینیوم (شکلهای ۶ و ۹)، ایجاد استحاله فازی در تیتانیم، هنگام سرد شدن و یا گرم شدن در فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ

در این تحقیق نیز بـا افـزایش مقـدار سیلیسـیوم و آلومینیـوم در حوضچه مذاب (نمونه جوشکاری شده در دو پاس (شکل های (۶) و (۹))، درصد ترکیبات بینفلزی Ti₅Si₃ و Al₃Ti افزایش (نتایج آزمون پراش پرتو ایکس در شکل (۲) و نتایج بررسی های ریزساختاری در شکل های (۶–۴)) و به دنبال آن سختی لایه های آلیاژی افزایش یافته است (شکل ۱۰، منحنی مربوط به نمونه ۲). بهعبارت دیگر، با انجام پاس دوم جوشکاری، در اثر ایجاد ذوب مجدد روی پاس اول جـوش، (بهدلیل ۵۰ درصد همپوشانی بین پاسها) پایداری و یکنواختی بیشتری در توزیع ترکیبات بینفلزی ایجاد، درصد بالاتری از این ترکیبات در پوشش تشکیل و درنتیجه میزان سختی پوشـش ارتقا می یابد (حدود ۱۳۰ درصد بیشتر از سختی زیرلایه تيتانيم). درنتيجه فرايند ذوب مجدد تـأثير مثبـت روى خـواص مکانیکی پوشش ایفا کرده است. لازم به ذکر است که در تحقیق مشابه، مقاومت به خوردگی این پوشش ها در دمای محیط، توسط ارجمند و همکاران [۱۴]، بررسی و نتایج حاصل حاکی از ارتقای مقاومت به خوردگی این پوششها نسبت به مقاومت به خوردگی زیرلایه تیتانیم، با افزایش نرخ تزریق سیمجوش به حوضچه مذاب و افزایش تعداد پاس، است.

۳-۳- محاسبه تنش باقی مانده پوشش ها

شکل (۱۱) تغییر فاصله بین صفحات بلوری برحسب Sin² و جدول (۴) موقعیت منحنی های پراش و پهنای پیک ها در نیمه ارتفاع آنها^{۳۱}، برای نمونه های ۱ و ۲ را نشان می دهد. همان گونه که در شکل (۱۱) مشاهده می شود، شیب مثبت نمودارها نشان دهنده ایجاد تنش باقی مانده کششی در خط مرکزی جوش، بهترتیب برابر با ۳۰ ± ۱۶۵ و ۳۵ ± ۲۱۰ مگاپاسکال، برای نمونه های ۱ و ۲ است. این در حالی است که، در کار تحقیقی مشابه، با افزایش نرخ تزریق سیم جوش به حوضچه مذاب، از مقدار پنج به هشت میلی متر بر ثانیه تحت دو پاس جوش، مقدار تنش باقی مانده در پوشش به حدود ۴۰ ± ۹۰ مگاپاسکال، افزایش یافته است [۱۴]. لازم به ذکر است که، استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی تیتانیم خالص،

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۹، شماره ۴، زمستان ۱۳۹۹

۱۷



شکل ۱۱– تغییر فاصله بین صفحات بلوری (d) برحسب Sin²ψ برای: الف) نمونه ۱ و ب) نمونه ۲

جدول ۴– زاویههای کجی (ψ)، موقعیت منحنی پراش، فاصله بین صفحات بلوری و پهنای پیکها در نصف ارتفاع بیشینه (FWHM)،

در نمونه های ۱ و ۲

| FWHM (20، درجه) در نمونه ۲ | FWHM (20، درجه) در نمونه ۱ | فاصله صفحات بلوری (درجه آنگستروم) در نمونه ۲ | فاصله صفحات بلوری (درجه آنگستروم) در نمونه ۱ | موقعیت منحنی پراش (20 درجه) | Sin ² ψ (Psi) | زاويه ساي (درجه) | شماره |
|----------------------------------|----------------------------------|----------------------------------------------------|----------------------------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------|---------------------|-------|
| 1/081 | ۰/٣٠٣ | 1/47 • 9 | 1/3240 | 1 • 8/778 | ٥ | 0 | ١ |
| 1/101 | ۰/۴۳۵ | 1/4221 | 1/4714 | 1 ° 7/7V ° V | ۰/۰۲ | ۵/۱۳ | ۲ |
| 1/849 | °/447 | 1/4294 | ۱/۳۸ • V | 1 • 9/7474 | ۰/۰۴ | V/YV | ٣ |
| 1/301 | ۰/۵۱۷ | 1/4242 | 1/3214 | 1 • 9/8018 | •/• 9 | ٨/٩٢ | ۴ |
| 1/409 | ۰ <i>/</i> ۶۴۹ | 1/4717 | ١/٣٨٢١ | 1 • 9/7793 | • / • A | ۱۰/۳۱ | ۵ |
| 1/011 | °/۶۶۴ | 1/4818 | 1/3/10 | 1 • 9/7098 | ۰/۱ | 11/04 | ۶ |
| ۱/۶۰۱ | ۰/۷۰۳ | 1/4011 | ١/٣٨١٣ | 1 • %/7 1 V7 | ۰/۱۲ | 17/88 | ٧ |
| 1/204 | •/۶VA | 1/4439 | 1/17/17 | 109/7414 | ۰/۱۴ | 13/89 | ٨ |
| 1/147 | ۰/V۵۴ | 1/4404 | 1/3779 | 1 • 8/3 • 14 | ۰/۱۶ | 14/99 | ٩ |
| 1/222 | ۰/۸۰۹ | 1/4874 | 1/17/11 | 1 • 8/1811 | ۰/۱۸ | 10/0V | ١٠ |
| 1/117 | ۰/۸۲۱ | 1/4000 | 1/3214 | ۱ • ۶/۲۹ • ۱ | ۰/۲ | 18/44 | ١١ |

۴- نتيجه گيري

(تغییر فاز Ti-α به فاز Ti-β در دمای ۸۸۲ درجه سانتی گراد)، که بهترتیب انقباض و انبساط در نمونه را بههمراه دارد و همچنین اختلاف زیاد ضرایب انبساط حرارتی عناصر تیتانیم، آلومینیم، سیلیسیوم و ترکیبات بینفلزی فوق، موجب افزایش فاصله صفحات بلوری (b)، اعوجاج بیشتر در شبکه بلوری و درنتیجه افزایش تنش باقیمانده در پوشش می شود (شکل ۱۱-ب).

مواد پیشرفته در مهندسی، سال ۳۹، شماره ۴، زمستان ۱۳۹۹

هدف از انجام ایـن پـژوهش، توسـعه پوشـشهـای کـامپوزیتی

حاوی ترکیبات بینفلزی Ti-Al-Si بر سطح زیرلایه

تیتانیم خالص، بهمنظور ارتقای سختی آن و محاسبه تـنشهـای

باقیمانده در پوشـش.های حاوی ایـن ترکیبات اسـت. نتـایج

حاصل حاکی از این مطلب است که، امکان ایجاد یوشش



شکل ۱۲– آنالیز ویلیامسون– هال برای تعیین کرنش شبکهای و اندازه دانه: الف) نمونه ۱ و ب) نمونه ۲

تعداد پاس جوش یا کاهش میزان رقت، کسر حجمی فازهای بین فلزی Ti₅Si₃-Al₃Ti در منطقه ذوب افزایش، کسر حجمی فاز مارتنزیت در منطقه متأثر از حرارت کاهش و در نتیجه متوسط سختی پوشش از حدود ۳۴۰ ویکرز به حدود ۳۸۰ کامپوزیتی Al/Ti₅Si₃-TiSi₂-Al₃Ti بـر سـطح زیرلایـه تیتـانیم وجود دارد. فـاز Ti₅Si₃ در فصـل مشـترک مـذاب/ جامـد، فـاز Al₃Ti با فاصله از فصل مشترک و فازهـای یوتکتیـک Al-Si در مرزدانههای آلومینیوم زمینه جوانهزنی و رشد میکنند. با افزایش

(۳۴۵ مگاپاسکال) کمتر است.

تشکر و سپاسگزاری نویسندگان از سرکار خانم مهندس زهرا رجبی بهدلیل همکاری و مساعدت در انجام پژوهش، صمیمانه تشکر میکنند.

ویکرز افزایش یافت (حدود ۱۳۰ درصد بیشتر از سختی تیتانیم خالص). بررسی های تنش های باقی مانده در پوشش ها نشان داد که با افزایش تعداد پاس، تنش کششی در خط مرکزی جوش نمونه ها از حدود ۳۰ ± ۱۶۵ مگاپاسکال در نمونه تک پاس به حدود ۳۵ ± ۲۱۰ مگاپاسکال در نمونه دو پاس افزایش می یابد که این میزان تنش باقی مانده از استحکام تسلیم تیتانیم خالص

واژەنامە

- 1. in-situ composite
- 2. high deposition rate
- 3. functionally graded coatings
- 4. X-ray diffraction
- 5. optical microscope
- 6. scanning electron microscope
- 7. energy dispersive spectroscopy dilution ratio (DR)
- 1. Leyens, C., and Peters, M., *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and applications*, WILEY-VCH, Weinheim, 2003.
- 2. Yazdi, R., and Kashani-Bozorg, S. F., "Microstructure and Wear of In-situ Ti/(TiN+TiB) Hybrid Composite Layers Produced using Liquid Phase Process", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 152, pp. 1-11, 2012.
- Fatoba, O., Akinlabi, E., and Makahtha, M., "Effects of Cooling Rate and Silicon Content on Microstructure and Mechanical Properties of Laser Deposited Ti-6Al-4V Alloy", *Materials Today Proceedings*, Vol. 5, pp. 18368-18375, 2018.
- Dai, J., Zhang, F., Wang, A., Yu, H., and Chen, C., "Microstructure and Properties of Ti-Al Coating and Ti-Al-Si System Coatings on Ti-6Al-4V Fabricated by Laser Surface Alloying", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 309, pp. 805-813, 2017.
- Oukati Sadeq, F., Sharifitabar, M., and Shafiee Afarani, M., "Synthesis of Ti-Si-Al Coatings on the Surface of Ti-6Al-4V Alloy via Hot Dip Siliconizing Route", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 337, pp. 349-356, 2018.
- Mirjalili, M., Soltanieh, M., Matsuura, K., and Ohno, M., "On the Kinetics of TiAl₃ Intermetallic Layer Formation in the Titanium and Aluminum Diffusion Couple", *Intermetallics*, Vol. 32, pp. 297-302, 2013.
- Tavoosi, M., and Arjmand, S., "In Situ Formation of Al/Al₃Ti Composite Coating on Pure Ti Surface by TIG Surfacing Process", *Surfaces and Interfaces*, Vol. 8, pp. 1-7, 2017.

- 8. probe depth
- 9. dilution ratio (DR)
- 10. backscatter electron
- 11. heat sink
- 12. capillary or dragging force
- 13. full width at half maximum (FWHM))

مراجع

- 8. Bello, K. A., Maleque, M. A., and Adebisi, A. A., "Processing of Ceramic Composite Coating via TIG Torch Welding Technique", *Encyclopedia of Renewwable and Sustainable Materials*, Vol. 4, pp. 523-535, 2020.
- 9. Sabzi, M., Mersagh Dezfuli, S., and Moeini Far, S., "Deposition of Ni-Tungsten Carbide Nanocomposite Coating by TIG Welding: Characterization and Control of Microstructure and Wear/Corrosion Responses", *Ceramics International*, Vol. 44, pp. 22816-22829, 2018.
- 10. Shen, C., Hua, X., Reid, M., Dieter Liss, K., Mou, G., Pan, Z., Huang Y., and Li, H., "Thermal Induced Phase Evolution of Fe–Fe₃Ni Functionally Graded Material Fabricated using the Wire-Arc Additive Manufacturing Process: An In-Situ Neutron Diffraction Study" *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 826, pp. 1-21, 2020.
- Mehdi, B., Badji, R., Ji, V., Allili, B., Bradai, D., Beaume, F. D., and Soulie, F., "Microstructure and Residual Stresses in Ti-6Al-4V Alloy Pulsed and Unpulsed TIG Welds", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 231, pp. 441-448, 2016.
- 12. Lin, J., Ma, N., Lei, Y., and Murakawa, H., "Measurement of Residual Stress in Arc Welded Lap Joints by cosα X-ray Diffraction Method" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 243, pp. 387-394, 2017.
- Kumar, Sh., Mandal, A., Das, A. K., and Dixit, A. R., "Parametric Study and Characterization of AlN-Ni-Ti6Al4V Composite Cladding on Titanium Alloy",

Surface & Coatings Technology, Vol. 349, pp. 37-49, 2018.

- 14. Arjmand, S., Khayati, G. R., and Akbari, G. H., "Al/Ti₅Si₃-Al₃Ti Composite Prepared via In-situ Surface Coating of Ti Using Tungsten Inert Gas Welding", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 808, pp. 1-15, 2019.
- 15. Tavoosi, M., and Arjmand, S., "The Formation of Al₃Ti Intermetallic Compound at the Junction Interface of Titanium-Aluminum Diffusional Coupling by Means of Diffusional Annealing Process", Journal of Advanced Materials in Engineering (ESTEGHLAL), Vol. 37, pp. 37-44, 2018. (In Farsi).
- 16. European Standard, *Test Method for Residual Stress Analysis by X-ray Diffraction*, NF EN 15305 (April 2009).
- Rao, K. P., and Zhou, J. B., "Characterization of Mechanically Alloyed Ti-Al-Si Powder Blends and Their Subsequent Thermal Stability", *Materials Science* and Engineering A, Vol. 338, pp. 282-298, 2002.

- Vaziri, A., Heydarzadeh Sohi, M., and Safaei, A., "Liquid Phase Surface Alloying of CP-Titanium with Aluminum in an Atmosphere of Argon and Nitrogen", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 206, pp. 3788-3794, 2012.
- Tijo, D., Masanta, M., and Kumar Das, A., "In-situ TiC-TiB₂ Coating on Ti-6Al-4V Alloy by Tungsten Inert Gas (TIG) Cladding Method: Part-I. Microstructure Evolution", *Surface & Coatings Technology*, Vol. 344, pp. 541-552, 2018.
- 20. Hillert, M., *Phase Equilibria, Phase Diagrams and Phase Transformation (Their Thermodynamic Basis)*, second ed., The United States of America by Cambridge University Press, New York, 2008.
- 21. Devesa, S., Rooney, A. P., Graça, M. P., Cooper, D., and Costa, L. C., "Williamson-hall Analysis in Estimation of Crystallite Size and Lattice Strain in Bi_{1.34}Fe_{0.66}Nb_{1.34}O_{6.35} Prepared by the Sol-Gel Method", *Materials Science & Engineering B*, Vol. 263, pp. 1-7, 2020.