

بررسی اثر تعداد پاس جوش بر ریزساختار، سختی و تنش باقی مانده پوشش های 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 تنش های باقی مانده پوشش های کامپوزیتی حاوی ترکیبات بین فلزی 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. بررسی های فازی و ساختاری پوشش ها، توسط روش پراش پرتو ایکس، میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ الکترونی روبشی صورت گرفت. مقادیر ریزسختی و تنش های باقی مانده در پوشش ها به ترتیب توسط دستگاه ASTM E384-HV و روش $\text{Sin}^2\psi$ محاسبه شد. نتایج نشان داد که، با افزایش تعداد پاس جوش یا کاهش میزان رقت، کسر حجمی فازهای بین فلزی $\text{Ti}_5\text{Si}_3\text{-Al}_3\text{Ti}$ در منطقه ذوب افزایش، کسر حجمی فاز مارتنزیت در منطقه متأثر از حرارت کاهش و به دنبال آن متوسط سختی پوشش حدود ۱۳۰ درصد نسبت به سختی زیرلایه تیتانیم خالص افزایش یافت. نتایج تعیین تنش های باقی مانده در پوشش ها حاکی از ایجاد تنش باقی مانده کششی برابر با 30 ± 165 و 35 ± 210 مگاپاسکال در خط مرکزی جوش، به ترتیب برای پوشش های تهیه شده در یک و دو پاس جوش است.

واژه های کلیدی: پوشش کامپوزیتی، فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ، تنش باقی مانده، 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 $\text{Sin}^2\psi$ method, respectively. The results showed that as the number of welding passes increased or the dilution ratio decreased, the volume fraction of $\text{Ti}_5\text{Si}_3\text{-Al}_3\text{Ti}$ intermetallic phases within the fusion zone increased and the volume fraction of martensite

* : مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی: sajad1992arjmand@gmail.com

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

R	نرخ رشد	A	سطح مقطع عرضی پوشش
β	پهنای پیک در نیمه ارتفاع آن (رادیان)	B	سطح مقطع عرضی سیم جوش ذوب شده
ε	کرنش شبکه‌ای	D	اندازه دانه (نانومتر)
θ	زاویه براگ (درجه)	d	فاصله بین صفحات بلوری (آنگستروم)
λ	طول موج (آنگستروم)	G	گرادین دمایی
ψ	زاویه بین بردار عمود بر صفحه و نیمساز زاویه بین پرتوهای تابیده شده و منعکس شده از سطح نمونه (درجه)	k	فاکتور شکل بلور

۱- مقدمه

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 در جای حاوی ترکیبات بین‌فلزی Ti-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].

روش‌های متعدد مهندسی سطح مانند روش‌های 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. پوشش‌های 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

تیتانیم و آلیاژهای آن به دلیل خواص مطلوب همچون نسبت استحکام به وزن بالا، چگالی پایین، مقاومت به خوردگی و خستگی عالی و مقاومت به اکسیداسیون دمابالا در صنایع پیشرفته‌ای همچون هوافضا، خودروسازی، شیمیایی و پزشکی استفاده می‌شوند [۱]. با وجود این خواص مطلوب، این فلز به دلیل استحکام برشی و مقاومت به سایش ضعیف، مستعد آسیب به خصوص از طریق انواع مکانیزم‌های سایش است. مقاومت سایشی یک پدیده سطحی است و به‌طور اساسی به خواص سطحی ماده برمی‌گردد. اصلاح خواص سطحی یکی از مهم‌ترین و مؤثرترین روش‌هایی است که برای بهبود خواص تریبولوژیکی تیتانیم استفاده می‌شود. یکی از این اصلاحات، ایجاد پوشش‌های کامپوزیتی درجا^۱ روی سطح است [۲].

پوشش‌های کامپوزیتی درجا حاوی ترکیبات بین‌فلزی Ti-Al-Si، به دلیل داشتن خواص مطلوبی همچون سختی بالا، مقاومت به سایش زیاد، چگالی به نسبت کم، مقاومت به خوردگی عالی و مقاومت به اکسیداسیون دمابالا، کاندیدهای مناسبی برای ارتقای خواص سطحی تیتانیم و آلیاژهای آن بوده و مورد توجه بسیاری از پژوهشگران واقع شده‌اند [۳-۵]. ترشوندگی بهتر

[۳] با پوشش دهی آلیاژ Ti-6Al-4V توسط مخلوط پودری تیتانیم، آلومینیوم و سیلیسیوم و فرایند لیزر، سختی آن را از حدود ۲۹۶ ویکرز به حدود ۶۸۹ ویکرز ارتقا دادند. چنین سختی قابل توجهی به واسطه حضور ترکیبات بین فلزی TiAl، TiAl₃ و Ti₃Al در پوشش بود. کومار و همکاران [۱۳]، پوشش کامپوزیتی AIN-Ni-Ti6Al4V (به صورت مخلوط پودری) را روی سطح زیرلایه آلیاژ Ti-6Al-4V، به منظور ارتقاء سختی سطح آن، توسط فرایند لیزر تولید کردند. نتایج نشان داد که، حضور فازهای TiN، Ni₃Ti و Ti₃AlN در پوشش باعث افزایش سختی سطح تا حدود ۱۲۵۰-۱۰۰۰ ویکرز شد (بیش از سه برابر بیشتر از سختی زیرلایه تیتانیم). همچنین طاووسی و ارجمند [۷]، با استفاده از فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ و سیم جوش آلومینیوم خالص ۱۱۰۰، پوشش های کامپوزیتی Al/Al₃Ti را روی سطح زیرلایه تیتانیم خالص تولید کردند. افزایش سختی سطح از ۱۶۵ ویکرز به حدود ۳۰۰ ویکرز، به دلیل حضور ترکیب بین فلزی فوق و ارتقای مقاومت به خوردگی پوشش بعد از عملیات آنیل در دما و زمان به ترتیب ۵۵۰ درجه سانتی گراد و ۲۰ ساعت، از جمله نتایج این تحقیق بود.

با توجه به مطالب مطرح، در این پژوهش تلاش بر آن بوده تا اثر تعداد پاس جوش بر شکل گیری ترکیبات بین فلزی Al-Ti-Si روی سطح زیرلایه تیتانیم، با کنترل مناسب مشخصه های فرایند جوشکاری قوس تنگستن-گاز محافظ، با هدف ارتقای سختی آن و محاسبه تنش های باقی مانده در پوشش های حاوی این ترکیبات، بررسی شود. به این منظور، ارزیابی ریزساختاری، فازی، سختی و تنش باقی مانده در پوشش ها (توسط روش $\text{Sin}^2\psi$) به دقت انجام شده است.

۲- مواد و روش تحقیق

در این پژوهش از سیم جوش آلومینیوم-سیلیسیوم (۴۰۴۳) با قطر ۲/۴ میلی متر، به عنوان فلز پوشش (ترکیب شیمیایی در جدول ۱) و از ورق تیتانیم خالص تجاری با ضخامت دو میلی متر به عنوان زیرلایه استفاده شد.

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 فرایند تولید نظیر جوشکاری، ریخته گری، ماشین کاری، چکش کاری 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 در نهایت شکست آن شود. این تنش ها توسط روش های غیرمخرب بر مبنای پراش پرتو همچون، استاندارد پراش پرتو ایکس ($\text{Sin}^2\psi$)، پراش پرتو ایکس با طول موج کوتاه و پراش نوترونی (برای محاسبه تنش در عمق کم نمونه، تا حدود ۵۰ میلی متر) و روش های نیمه مخرب و مخرب بر مبنای رهاسازی کرنشی مکانیکی مانند سوراخ کاری عمیق، سوراخ کاری مرکزی و لایه برداری سطحی (برای محاسبه تنش در عمق زیاد نمونه، بیش از ۷۵۰ میلی متر)، محاسبه می شوند [۱۱]. روش پراش پرتو ایکس ($\text{Sin}^2\psi$)، برای تعیین تنش باقی مانده از تغییرات فاصله بین صفحات کریستالی به عنوان کرنش استفاده می کند. با توجه به قانون براگ، میزان دقت در اندازه گیری تنش باقی مانده به روش استاندارد پرتو ایکس، به دقت تعیین موقعیت قله منحنی های پراش وابسته است [۱۲]. گفتنی است که، این روش از پرکاربردترین روش های غیرمخرب اندازه گیری تنش باقی مانده در سطح نمونه، به خصوص در صنایع حساس نظامی، هسته ای و هوافضا است.

به عنوان چند نمونه از تحقیقات انجام شده در راستای توسعه این پوشش ها بر سطح تیتانیم و آلیاژهای آن، فاتوبا و همکاران

جدول ۱- ترکیب شیمیایی سیم جوش آلومینیم- سیلیسیوم (۴۰۴۳)، مورد استفاده در این پژوهش

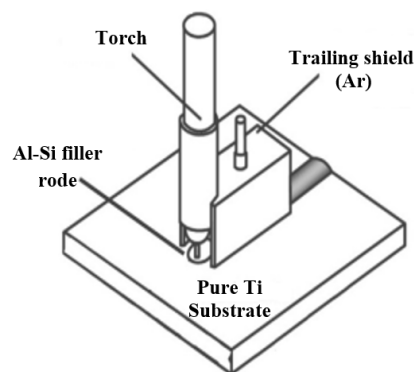
عنصر	سیلیسیم	آهن	منیزیم	منگنز	مس	روی	کروم	تیتانیم	آلومینیم
درصد وزنی	۴/۴۵	۰/۱۴	۰/۰۱۸	۰/۰۰۱	۰/۰۲۷	۰/۰۰۴	۰/۰۰۱	۰/۰۱	باقی مانده

گام ۰/۰۳ درجه انتخاب شد. بررسی‌های ساختاری نمونه‌های حاصل از جوشکاری، توسط میکروسکوپ نوری^۵ (مدل BH2-UMA) ساخت شرکت Olympus کشور ژاپن و میکروسکوپ الکترونی روبشی^۶ (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 بررسی‌های میکروسکوپی، سطح مقطع نمونه‌ها پولیش و در محلول کرول (شش میلی‌لیتر HNO₃، دو میلی‌لیتر HF و ۹۲ میلی‌لیتر آب مقطر) برای مدت زمان ۱۰ تا ۱۵ ثانیه اچ شد. به منظور اندازه‌گیری سختی نمونه‌ها از دستگاه ریزسختی ویکرز با استاندارد ASTM E384-HV، بار اعمالی ۱۰ کیلوگرم نیرو، زمان بارگذاری ۱۰ ثانیه و سه بار تکرار، استفاده شد.

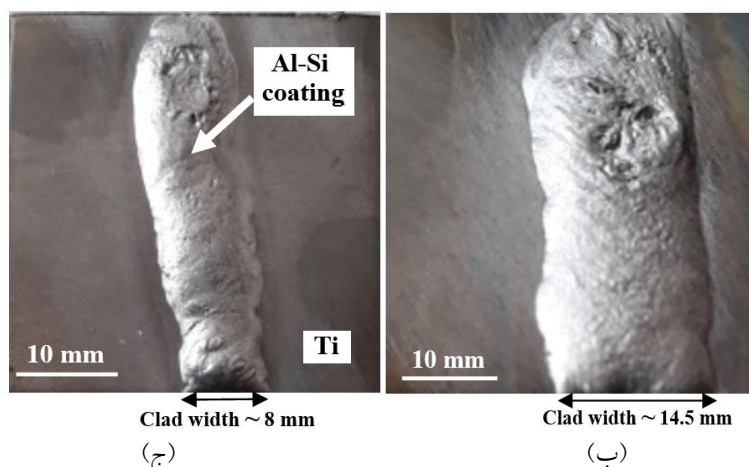
به منظور اندازه‌گیری تنش‌های باقی‌مانده حاصل از پوشش‌دهی زیرلایه تیتانیم توسط سیم جوش آلومینیم- سیلیسیم، از روش $\sin^2\psi$ با استاندارد European standard NF EN (2003) استفاده شد [۱۶]. ولتاژ و جریان کاری به ترتیب ۴۰ کیلوولت و ۳۰ میلی‌آمپر، آند Cr-K α و طول موج ۲/۲۸۹۷ درجه آنگستروم، انتخاب شد. در ادامه، تعداد یازده زاویه کجی (ψ) (بین زاویه‌های ۴۲/۹۲ و ۱۱۵/۱۲ درجه) انتخاب و محاسبات تنش باقی‌مانده در صفحه اتمی {220} آلومینیم، $106/27$ درجه = 2θ ، اندازه گام ۰/۰۳ درجه و عمق رویش^۸ ۲۰ میکرومتر، انجام شد. لازم به ذکر است، بیشترین عمق قابل محاسبه تنش باقی‌مانده در این روش، برابر با ۰/۰۵ میلی‌متر و دقت آن برابر با ± 50 مگاپاسکال است [۱۴] که جزئیات نحوه محاسبه تنش توسط این روش، در منابع گزارش شده است [۱۱، ۱۲، ۱۴]. گفتنی است که، به منظور بالا بردن دقت و حذف خطا در اندازه‌گیری پهنای پیک‌ها، از نرم‌افزار Sigma plot که یک نرم‌افزار پیشرفته برای رسم نمودار و برازش منحنی است، استفاده شده است.

به منظور انجام فرایند پوشش‌دهی، نمونه‌هایی با ابعاد ۳×۳ سانتی‌متر از ورق تیتانیم برش داده و برای انجام فرایند، 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 ۰/۲ سانتی‌متر بر ثانیه، شدت جریان بیشینه ۷۵ آمپر، شدت جریان کمینه ۳۵ آمپر، زمان پالس در شدت جریان بیشینه و کمینه برابر با ۰/۳ ثانیه و نرخ تزریق سیم جوش به حوضچه مذاب حدود پنج میلی‌متر بر ثانیه و ثابت در نظر گرفته شدند. گفتنی است که انتخاب این مشخصه‌ها، بر اساس نتایج به دست آمده در تحقیقات پیشین است [۷، ۱۴، ۱۵]. در ادامه، عملیات پوشش‌دهی در یک و دو پاس جوش و با ۵۰ درصد همپوشانی بین پاسی، انجام شد و این نمونه‌ها به ترتیب تحت عنوان نمونه ۱ و نمونه ۲ نامگذاری شدند. لازم به اشاره است که پاس‌های جوش بلافاصله و در امتداد هم اعمال شد. شکل (۱-الف) طرحواره‌ای از فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ برای ایجاد پوشش کامپوزیتی روی سطح زیرلایه تیتانیم توسط سیم جوش Al-Si و شکل‌های (۱-ب) و (۱-ج)، به ترتیب تصاویر نمونه‌های پوشش‌دهی شده در یک و دو پاس جوش را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌شود، عرض پوشش‌دهی برای نمونه‌های یک و دو پاسه، به ترتیب حدود ۸ و ۱۴/۵ میلی‌متر محاسبه شده است.

بررسی‌های فازی توسط دستگاه پراش سنخ پرتو ایکس^۴ (مدل 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، $20 = 2\theta - 80$ درجه و اندازه



(الف)



(ب) Clad width ~ 14.5 mm

(ج) Clad width ~ 8 mm

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

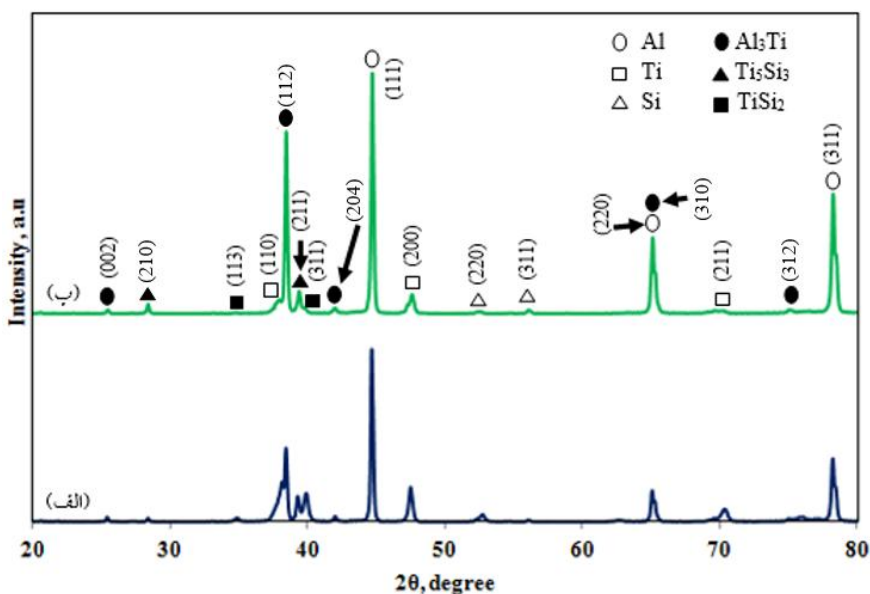
۳- نتایج و بحث

۳-۱- ارزیابی‌های فازی و ریزساختاری پوشش‌ها

شکل (۲) الگوهای پراش پرتو ایکس نمونه‌های تهیه شده در یک و دو پاس جوش را نشان می‌دهد. با توجه به این شکل، پیک‌هایی از ترکیب‌های بین‌فلزی $TiSi_2$ و Ti_5Si_3 ، Al_3Ti ، به‌همراه پیک‌هایی از عناصر آلومینیوم (زمینه)، تیتانیوم و سیلیسیوم، مشاهده می‌شود. به‌علاوه، صفحات بلوری آنها از داده‌های 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 منفی‌تر از تغییرات آن در سیستم دوتایی Al-Ti بوده، که این مورد به‌دلیل داشتن آنتالپی‌های اختلاط منفی به‌ترتیب ۲۱۱- و ۱۳۷- کیلوژول بر مول، در این سیستم‌ها است. همچنین، حلالیت سیلیسیوم در

تیتانیوم آلفا، ۲/۳ درصد اتمی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد و حلالیت آلومینیوم در تیتانیوم آلفا، ۱۳/۹ درصد اتمی در دمای ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد بوده و ناچیز است [۴ و ۱۴]. مطابق این 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 ۳- الف) [۱۴]، فاز Ti_5Si_3 اولین فاز و با دمای حدود ۲۱۳۰ درجه سانتی‌گراد (داشتن بالاترین دمای ذوب در بین سیلیکاید‌های تیتانیوم)، به‌صورت ذوب متجانس، بیشتر حین سرمایش، جوانه‌زنی و رشد می‌کند. در ادامه، فاز مذاب به مخلوطی از فازهای یوتکتیک Ti_5Si_3 و $\alpha-Ti$ ، استحاله می‌یابد.



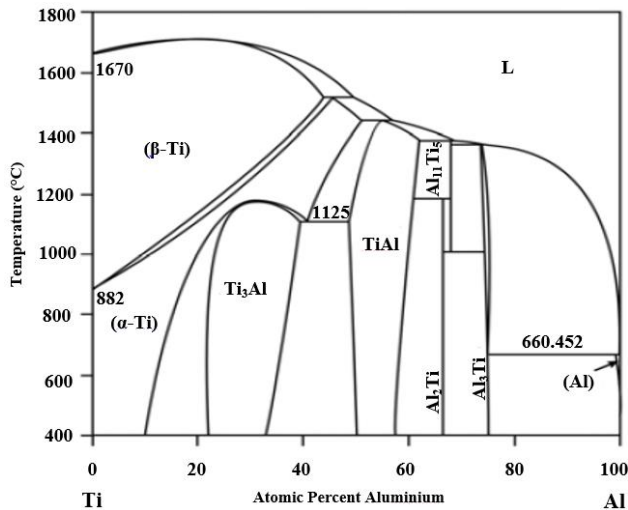
شکل ۲- الگوهای پراش پرتو ایکس: الف) نمونه پوشش دهی شده در یک پاس جوش (نمونه ۱) و ب) نمونه پوشش دهی شده در دو پاس جوش (نمونه ۲)

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

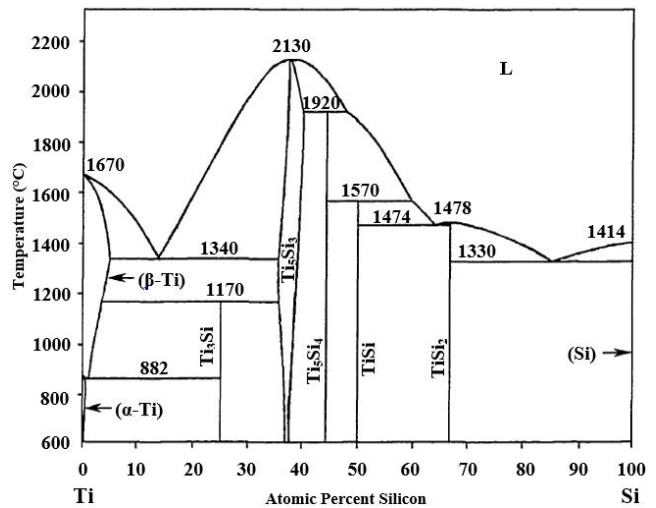
مرجع	ΔG (کیلوژول بر مول)	دما (کلوین)	واکنش	شماره
[۳]	$\Delta G_1 = -27.5$ $\Delta G_1 = -26.45$	۹۵۳-۱۰۵۳	$3Al_{(l)} + Ti_{(s)} \rightarrow TiAl_{3(s)}$	۱
[۳]	$\Delta G_2 = -22.29$ $\Delta G_2 = -21.69$	۹۵۳-۱۰۵۳	$3Ti_{(s)} + Al_{(l)} \rightarrow Ti_3Al_{(s)}$	۲
[۳]	$\Delta G_3 = -16.78$ $\Delta G_3 = -15.13$	۹۵۳-۱۰۵۳	$Al_{(l)} + Ti_{(s)} \rightarrow TiAl_{(s)}$	۳
[۱۴]	$\Delta G_4 = -117.1$ $\Delta G_4 = -115.5$	۹۵۳-۱۰۵۳	$Ti_{(s)} + 3/5Si_{(s)} \rightarrow 1/5Ti_5Si_3_{(s)}$	۴
[۱۴]	$\Delta G_5 = -130.6$	۹۵۳-۱۰۵۳	$Ti_{(s)} + 4/5Si_{(s)} \rightarrow 1/5Ti_5Si_4_{(s)}$	۵
[۱۴]	$\Delta G_6 = -137.9$ $\Delta G_6 = -135.2$	۹۵۳-۱۰۵۳	$Ti_{(s)} + Si_{(s)} \rightarrow TiSi_{(s)}$	۶
[۱۴]	$\Delta G_7 = -171.7$ $\Delta G_7 = -170.6$	۹۵۳-۱۰۵۳	$Ti_{(s)} + 2Si_{(s)} \rightarrow TiSi_2_{(s)}$	۷

واکنش پریتنیک $3Al_{(l)} + Ti_{(s)} \rightarrow TiAl_{3(s)}$ (واکنش ۱ در جدول ۲) فراهم می‌شود (نمودار فازی تعادلی دوتایی Ti-Al در شکل ۳-ب) [۱۴]. لازم به اشاره است که، فاز Al_3Ti در اثر واکنش گرمازا تشکیل و مطابق منابع [۷ و ۱۴]، هم کمترین تغییرات انرژی آزاد گیبس را در میان آلومینیدهای تیتانیم دارد (واکنش ۱ در جدول ۲) و هم به لحاظ سینتیکی، شرایط برای تشکیل آن، به عنوان اولین فاز در میان آلومینیدهای تیتانیم، مهیا است [۷، ۱۴ و ۱۵].

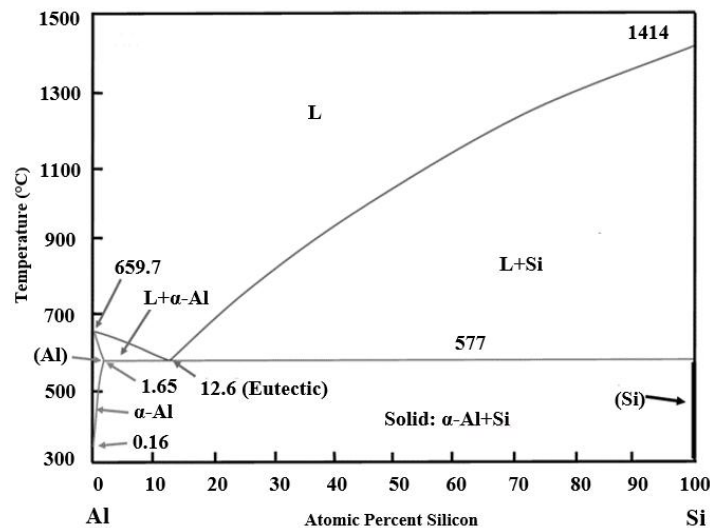
بعد از انجماد فاز Ti_5Si_3 ، شرایط برای تشکیل فاز یوتکتیک دیگر (فاز $TiSi_2$)، با دمای ذوب حدود ۱۴۷۸ درجه سانتی‌گراد و به صورت ذوب متجانس فراهم می‌شود. به عبارت دیگر، تشکیل فاز Ti_5Si_3 به عنوان فاز اولیه، به دلیل برقراری شرایط مناسب ترمودینامیکی و سینتیکی است (واکنش ۴ در جدول ۲) [۱۴ و ۱۷]. بعد از تشکیل فازهای Ti_5Si_3 و $TiSi_2$ ، شرایط برای تشکیل فاز Al_3Ti (با دمای ذوب حدود ۱۳۰۰ درجه سانتی‌گراد) در طول



(ب)



(الف)



(ج)

شکل ۳- الف) نمودارهای فازی تعادلی دوتایی: الف) Ti-Si، ب) Ti-Al و ج) Al-Si [۱۴]

فراهم شده و بنابراین، با انجام واکنش بیشتر بین عناصر (طبق جدول ۲)، درصد ترکیبات بین فلزی فوق افزایش می‌یابد. به علاوه، تحت این شرایط به دلیل کمتر شدن سهم اتم‌های تیتانیوم از زیرلایه به حوضچه مذاب، میزان رقت^۹ کاهش پیدا کرده است. این مطلب با شدت ضعیف‌تر پیک‌های تیتانیوم در نمونه تهیه شده در دو پاس جوش (شکل ۲-ب)، قابل اثبات است. میزان رقت بر اساس رابطه زیر قابل محاسبه است [۷]:

$$\text{Dilution Ratio (DR)} = (1 - B/A) \times 100 \quad (۱)$$

نکته جالب توجه دیگر بر اساس الگوی پراش پرتو ایکس (شکل ۲-ب)، افزایش شدت پیک‌های ترکیبات بین فلزی Ti_5Si_3 ، Al_3Ti و کاهش شدت پیک‌های مربوط به تیتانیوم، با افزایش تعداد پاس جوش است. این مورد بیانگر افزایش مقدار ترکیبات بین فلزی فوق و کاهش مقدار تیتانیوم 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

مارتنزیت (فاز آلفا پرایم تیتانیم با ساختار بلوری هگزاگونال) در منطقه متأثر از حرارت فراهم شده است، که شکل‌گیری 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.

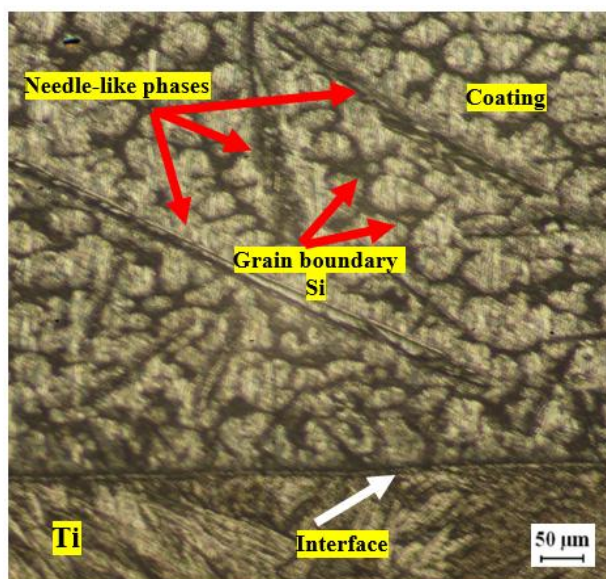
به‌منظور بررسی دقیق‌تر ساختارهای حاصل، تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نزدیک فصل مشترک جامد/مذاب، قسمت میانی پوشش و نزدیک سطح (مقطع عرضی) تهیه و نتایج آن در شکل‌های (۵) و (۶) ارائه شده است. بر اساس شکل (۵-الف)، یک لایه پیوسته در فصل مشترک با ضخامت تقریبی پنج میکرومتر، فازهای تیغه‌ای با فاصله از فصل مشترک و فاز موجود در مرزدانه مشاهده می‌شود. مطابق تجزیه 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 (حرف D در شکل (۵-د)، به ترتیب مربوط به فازهای Ti_5Si_3 ، $Al-Si$ و Al_3Ti یونکتیک (مطابق نمودار فازی تعادلی دوتایی $Al-Si$ در شکل (۳-ج) [۱۴]) بوده که در زمینه آلومینیوم خالص (حرف C در شکل (۵-الف)، رسوبگذاری کرده‌اند (تأیید نتایج آزمون پراش پرتو ایکس در شکل ۲).

در واقع، به دلیل چگالی کمتر فاز Al_3Ti (۳/۳۸ گرم بر سانتی-متر مکعب) نسبت به چگالی فازهای تیتانیم (۴/۵ گرم بر سانتی-متر مکعب) و Ti_5Si_3 (۴/۳۲ گرم بر سانتی-متر مکعب) و همان‌طور که اشاره شد، دمای ذوب کمتر و تغییرات انرژی آزاد گیبس مثبت‌تر فاز Al_3Ti نسبت به دمای ذوب و تغییرات انرژی آزاد گیبس فاز Ti_5Si_3 ، فاز Ti_5Si_3 در فصل مشترک جامد/مذاب و فاز Al_3Ti با فاصله از فصل مشترک تشکیل می‌شود. به بیان دیگر، در طول فرایند پوشش‌دهی، فاز Al_3Ti بیشتر با فاصله از فصل مشترک و در قسمت بالای پوشش تشکیل و لایه نزدیک فصل مشترک از حضور این فاز فقیر می‌شود (شکل‌های ۵ و ۶) (دلیل دیگر برای تشکیل فاز Al_3Ti با فاصله از فصل مشترک جامد/مذاب).

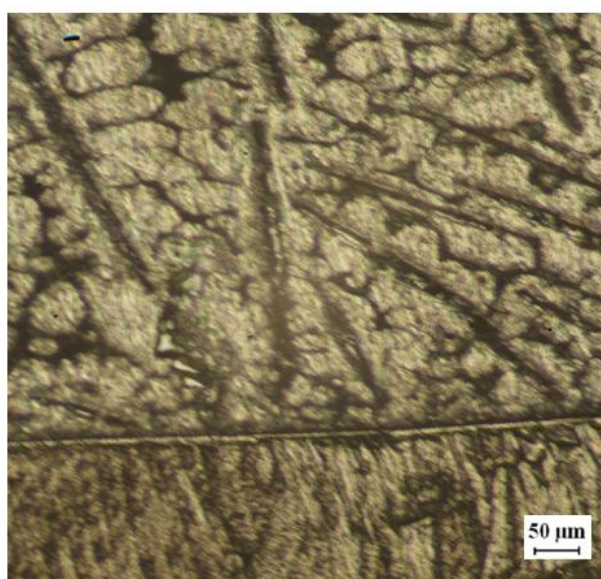
در این رابطه، B و A به ترتیب سطح مقطع عرضی سیم‌جوش ذوب شده و سطح مقطع عرضی پوشش است. در واقع، پیوندهای متالورژیکی بین پوشش و زیرلایه در کمترین میزان رقت ایجاد می‌شوند و با کاهش در این میزان، فلز پایه کمتر ذوب شده و بنابراین منطقه متأثر از حرارت جوش باریک‌تر و در نهایت خواص مکانیکی پوشش مطلوب‌تر خواهد 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 پوشش‌ها، 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. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در هر دو پوشش، فازهای تیغه‌ای شکل با جهت‌گیری 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، طولانی‌تر می‌شود که در این باره کاهش نرخ سرد شدن، موجب تشکیل درصد بالاتری از فازها در زمینه شده است. همچنین این مطلب، موجب تشکیل تیغه‌های ظریف‌تری 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 جوش (شکل ۴-ج)، شده است.

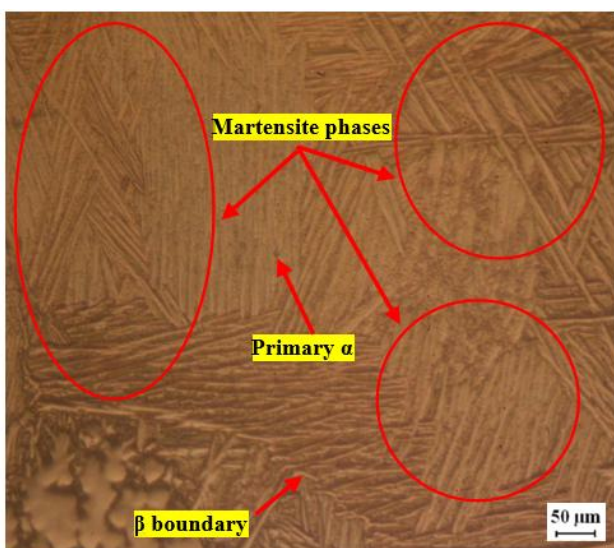
در واقع، وقوع انجماد تعادلی‌تر در نمونه تهیه شده در دو پاس نسبت به وقوع این پدیده در نمونه تهیه شده در یک پاس جوشکاری، مقدار کمتری از فاز غیرتعادلی مارتنزیت را در منطقه متأثر از حرارت به همراه داشته است. گفتنی است که، هنگام گرم شدن نمونه توسط فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ، در دمای ۸۸۲ درجه سانتی‌گراد،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



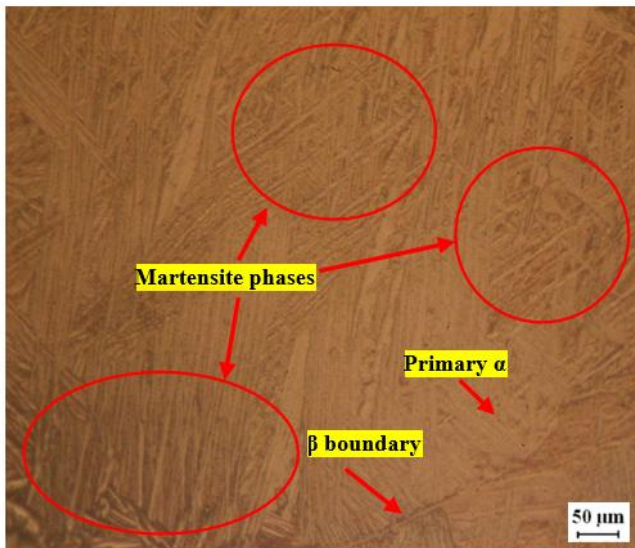
(ب)



(الف)



(د)

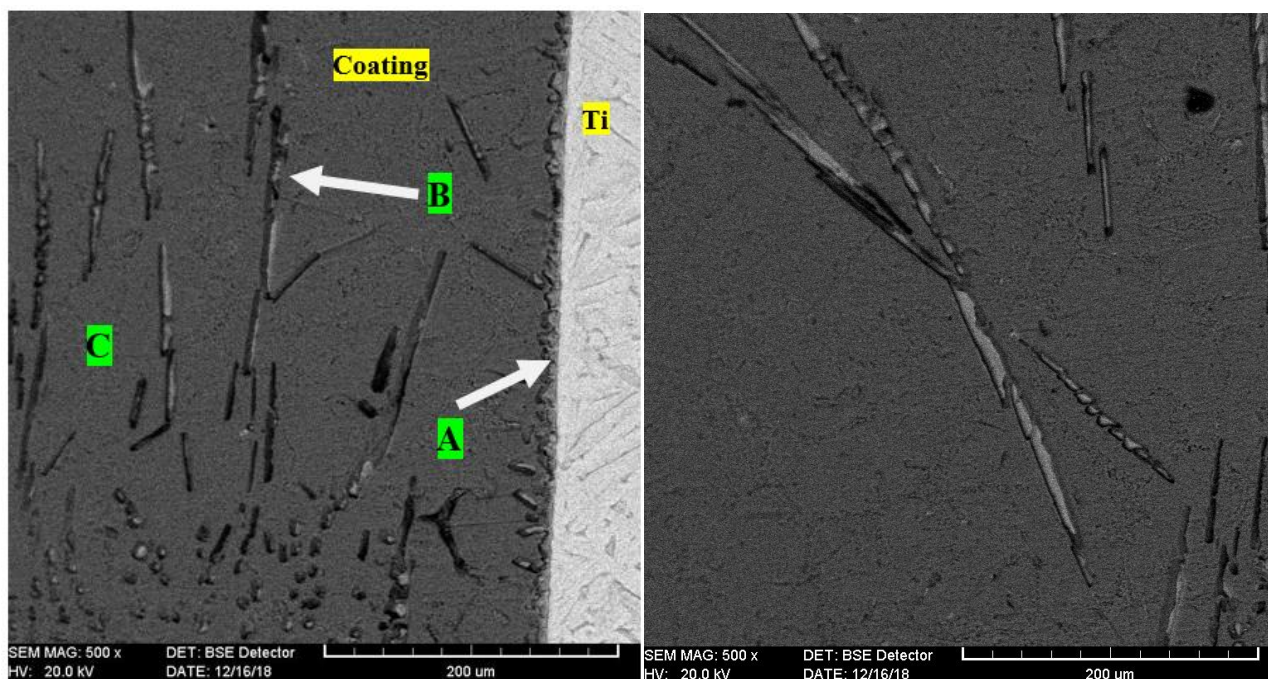


(ج)

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)

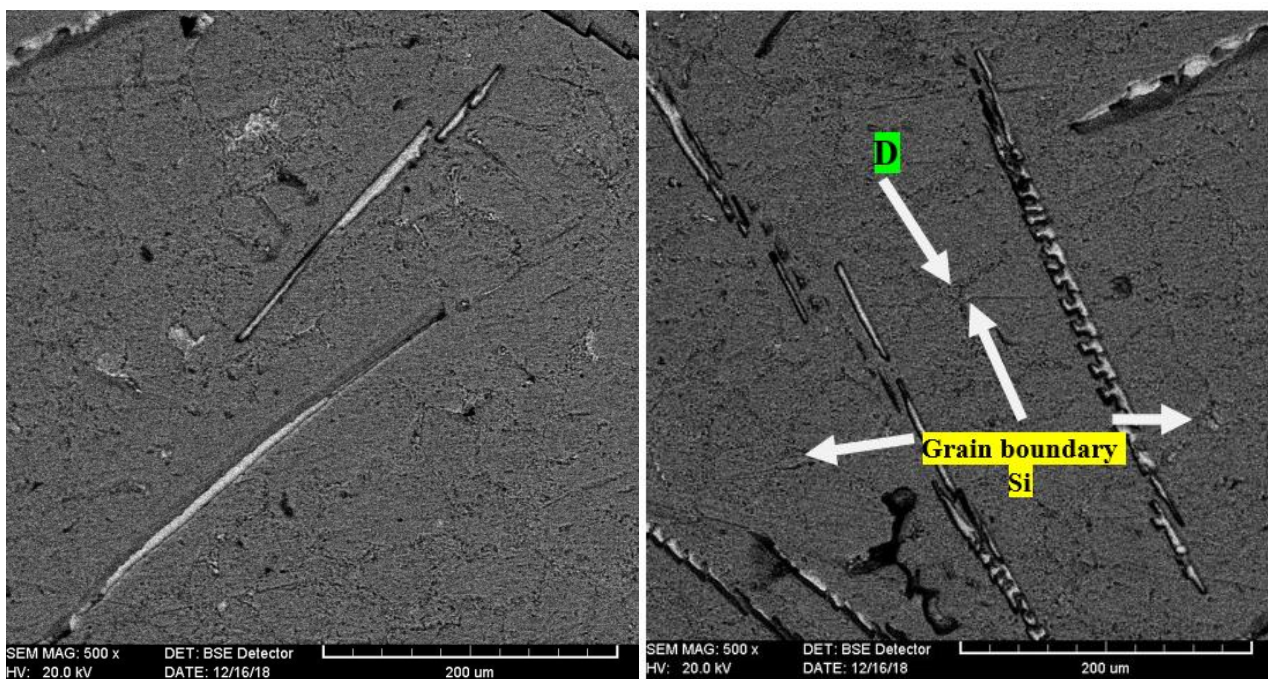
از ترکیبات بین فلزی در زمینه آلومینیوم است (تأیید نتایج آزمون پراش پرتو ایکس در شکل ۲). به علاوه، توزیع رسوبات به صورت کاملاً غیریکنواخت و تصادفی است، که دلیل آن، نرخ سرد و گرم شدن غیرتعادلی و همچنین جهت گیری ترجیحی فازهای مختلف است. چنین ساختارهایی در نتایج تحقیقات دیگر، با استفاده از فرایند قوس تنگستن-گاز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

لازم به ذکر است که، به دلیل درصد کم فاز $TiSi_2$ در پوشش (توجیه درصد کم فاز $TiSi_2$ با شدت ضعیف پیک‌های آن در شکل ۲)، آنالیز عنصری برای شناسایی این فاز چندان موفقیت آمیز 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 در نتیجه تشکیل مقدار بیشتری



(ب)

(الف)



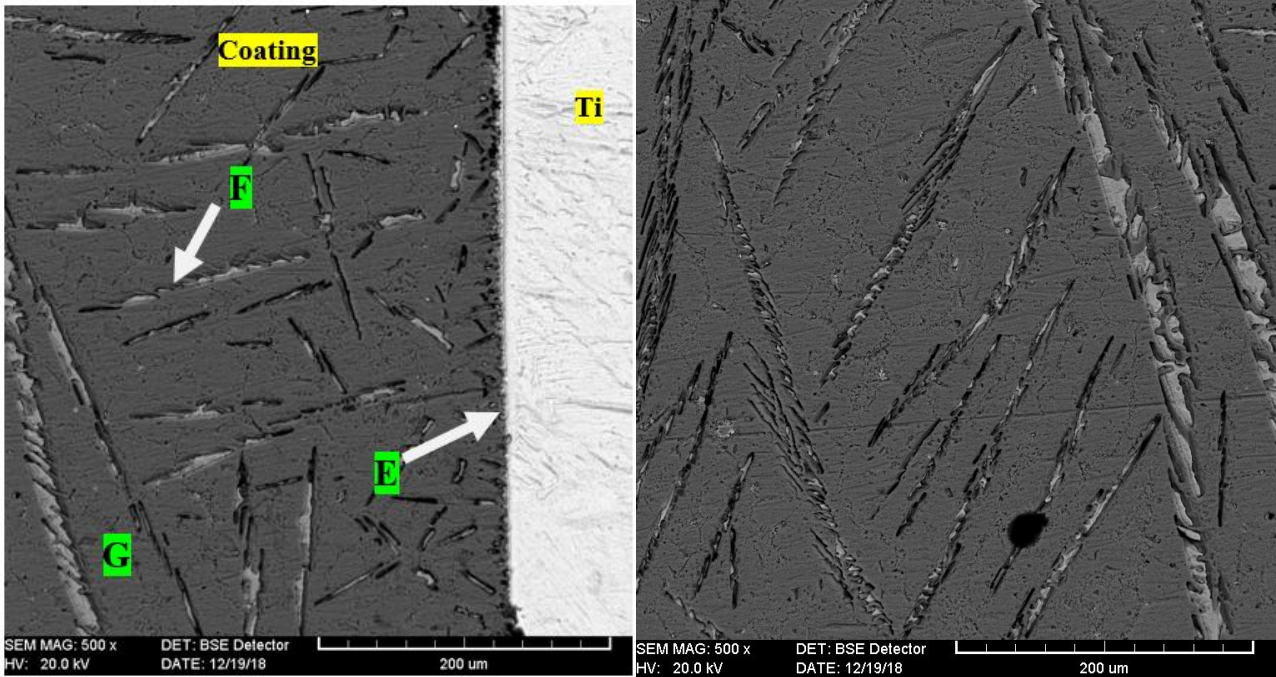
(د)

(ج)

شکل ۵- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی (الکترون برگشتی^۱) نمونه ۱:

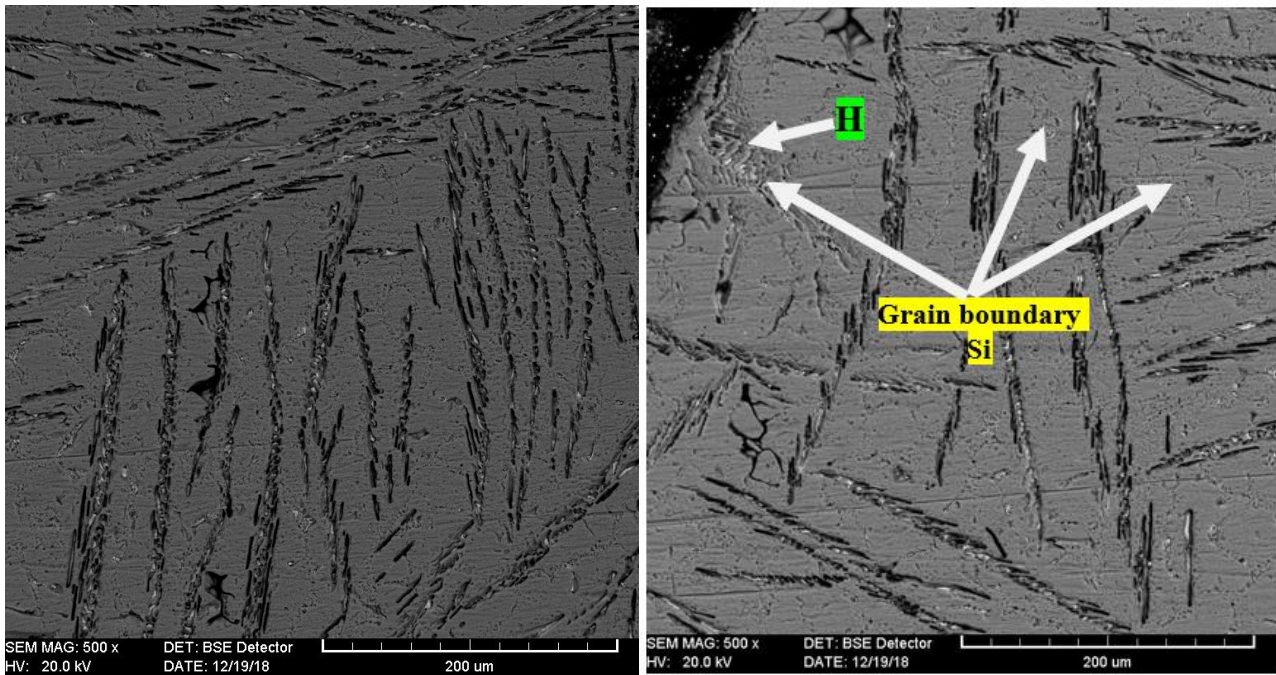
(الف) نزدیک فصل مشترک، (ب) و (ج) قسمت میانی پوشش و (د) نزدیک سطح (رنگی در نسخه الکترونیکی)

(حروف A, B, C و D به ترتیب مربوط به فاز موجود در فصل مشترک، فاز تیغ‌های شکل، زمینه و فاز موجود در مرزخانه هستند.)



(ب)

(الف)



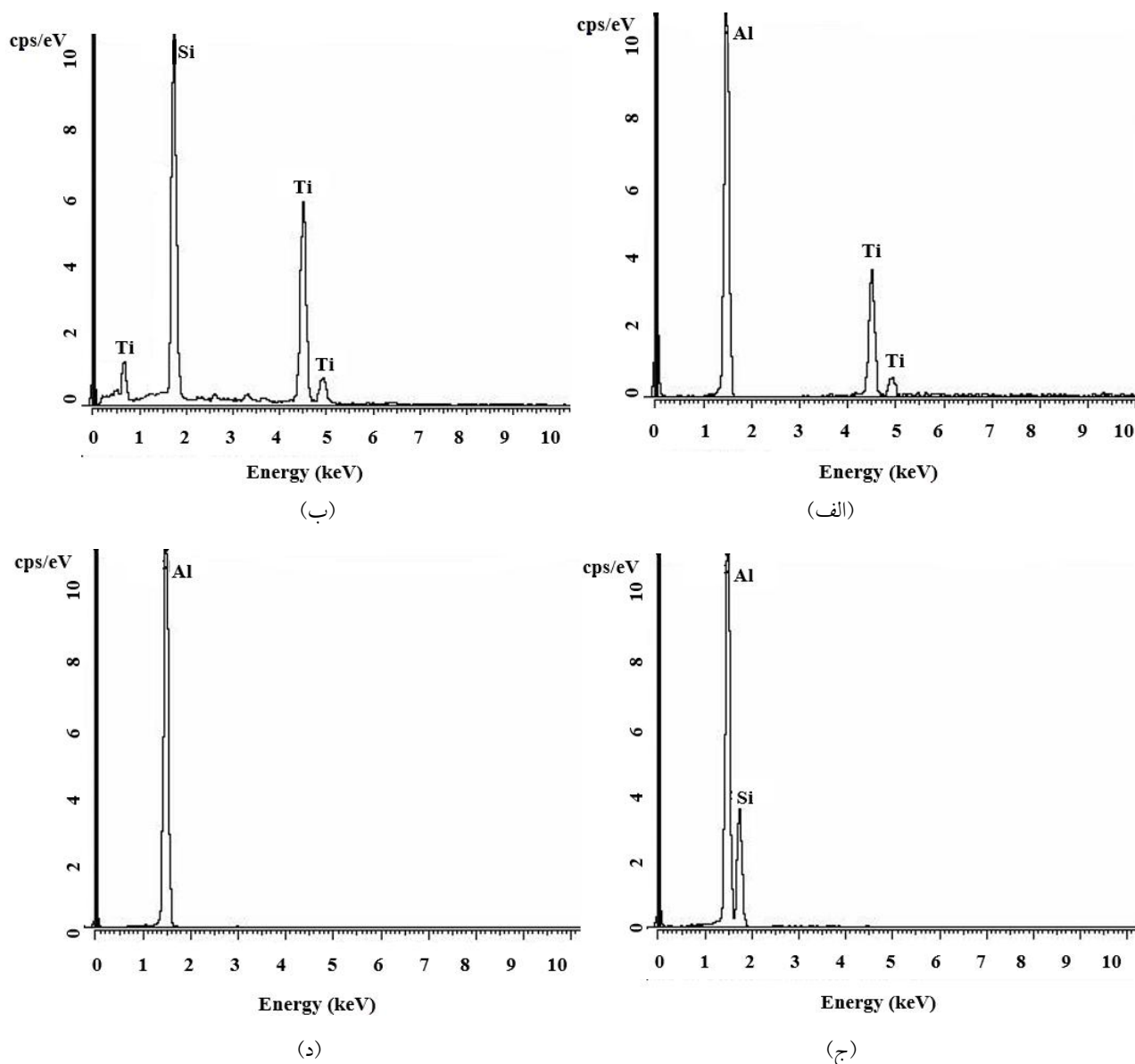
(د)

(ج)

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 E, F, G و H به ترتیب مربوط به فاز موجود در فصل مشترک، فاز تیغ‌های شکل، زمینه و فاز موجود در مرزخانه 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 رقت‌پذیری (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. در نتیجه، پوشش کامپوزیتی $Al/Ti_5Si_3-TiSi_2-Al_3Ti$ به‌طور موفقیت‌آمیز روی سطح زیرلایه تیتانیم توسعه یافته است، که این مطلب می‌تواند 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 آلومینیم و سیلیسیوم مقداری افزایش و درصد عنصر تیتانیم مقداری کاهش یافته است (حروف E, 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

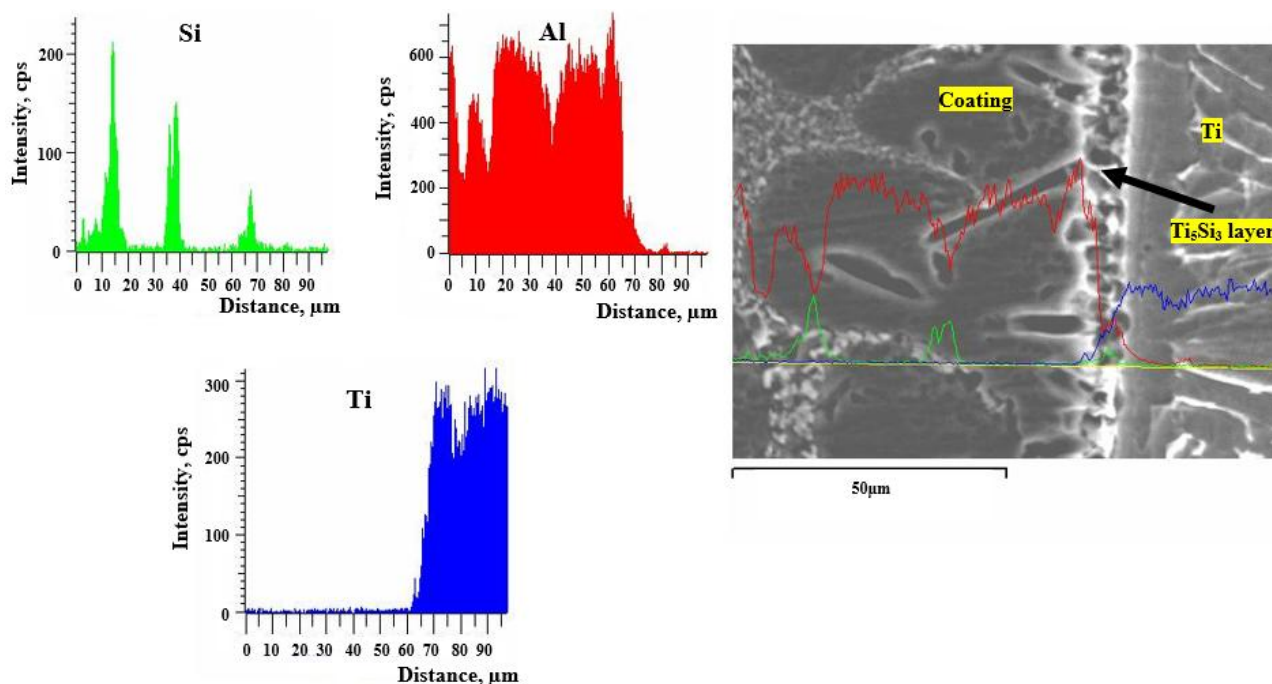
جدول ۳- نتایج تجزیه عنصری مناطق مشخص شده در شکل‌های (۵) و (۶) (درصد اتمی)

منطقه	ترکیب شیمیایی عناصر		
	آلومینیوم	سیلیسیم	تیتانیوم
A	-	۳۵/۳۸	۶۴/۶۲
B	۷۳/۴۵	-	۲۶/۵۵
C	۱۰۰	-	-
D	۶۲/۳۹	۳۷/۶۱	-
E	۲/۱۲	۳۶/۱۵	۶۱/۵۳
F	۷۵/۲۱	۱/۴۵	۲۳/۳۴
G	۱۰۰	-	-
H	۶۰/۹۷	۳۹/۰۳	-

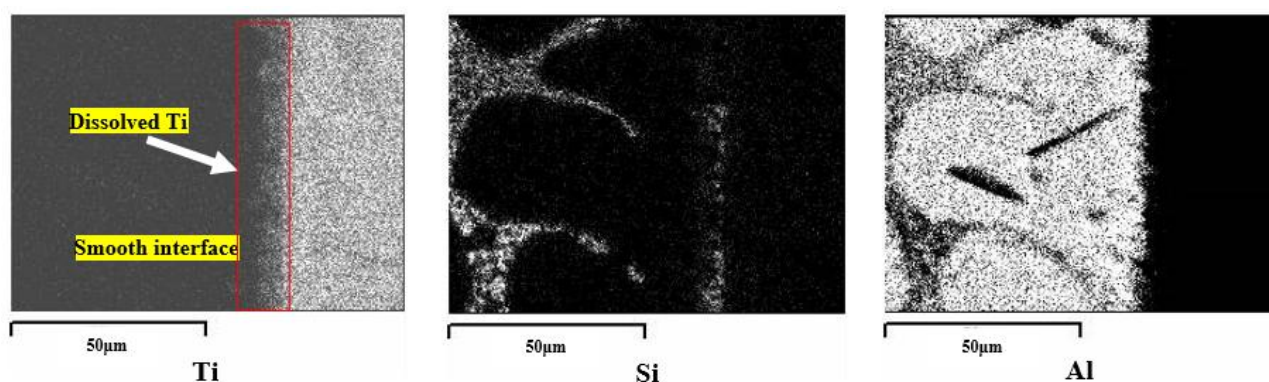
به‌منظور بررسی و انجام مقایسه غلظت عناصر در اطراف فصل مشترک مذاب/ جامد، نتایج تحلیل خطی در نمونه‌های یک و دو پاس به ترتیب در شکل‌های (۸-الف) و (۹-الف) نشان داده شده است. همان‌گونه که در شکل (۸-الف) مشاهده می‌شود، غلظت عناصر آلومینیوم و سیلیسیوم در پوشش غیریکنواخت بوده است. همچنین تغییر ناگهانی پروفیل غلظتی عناصر در فصل مشترک، نشان‌دهنده ایجاد ترکیب بین‌فلزی در این منطقه است (ترکیب Ti_5Si_3). با افزایش تعداد پاس، غلظت عناصر آلومینیوم و سیلیسیوم در پوشش افزایش و بر غیریکنواختی آن افزوده شده است (شکل (۹-الف)).

به‌منظور انجام بررسی دقیق‌تر، نقشه توزیع عناصر در اطراف فصل مشترک جامد/ مذاب، برای نمونه‌های تهیه شده در یک پاس (شکل ۸-ب) و دو پاس (شکل ۹-ب)، نشان داده شده است. بر اساس این شکل‌ها، توزیع عناصر مختلف کاملاً تصادفی و نامنظم است و حضور عنصر سیلیسیوم در مرزخانه‌های آلومینیوم و همچنین در فصل مشترک (تصاویر توزیع عنصر سیلیسیم)، در تأیید نتایج موجود در شکل‌های (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 مرزخانه‌ها به شدت افزایش یافته و نفوذ این عنصر به سمت مناطق دارای غلظت کمتر از سیلیسیوم (داخل دانه‌ها) انجام نشده است.

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 ترکیبات به صورت غیریکنواخت بوده و متوسط اندازه ترکیبات بین‌فلزی Al_3Ti افزایش و کسر حجمی این ذرات کاهش یافته است. دلیل کاهش متوسط اندازه این ذرات در نزدیک فصل مشترک این است که، زیرلایه تیتانیوم مانند یک سرد کننده حرارتی^{۱۱} عمل کرده و این مورد موجب افزایش سرعت انجماد در این منطقه شده و در نتیجه، ساختار ترکیبات در نزدیک فصل مشترک ریزدانه‌تر از ساختار آنها با فاصله دورتر از آن است [۱۹]. به علاوه، دلیل کاهش کسر حجمی این ذرات، با فاصله از فصل مشترک به سمت سطح پوشش، عدم وجود مقدار کافی اتم‌های تیتانیوم حل شده در فاصله دورتر از فصل مشترک، در نتیجه کاهش نسبت گرادیان دمایی به نرخ رشد (G/R) از فصل مشترک (خط ذوب) به سمت سطح پوشش (خط مرکزی ذوب) است. این مورد کاهش واکنش میان تیتانیوم و آلومینیوم (طبق جدول ۲) و به دنبال آن کاهش امکان تشکیل فازها را در قسمت انتهایی پوشش را به همراه دارد. با وجود این، همان‌گونه که اشاره شد، درصد فازهای نمونه تهیه شده در دو پاس جوشکاری (شکل ۶) بیشتر از درصد آنها در نمونه تهیه شده در یک پاس (شکل ۵) است.



(الف)

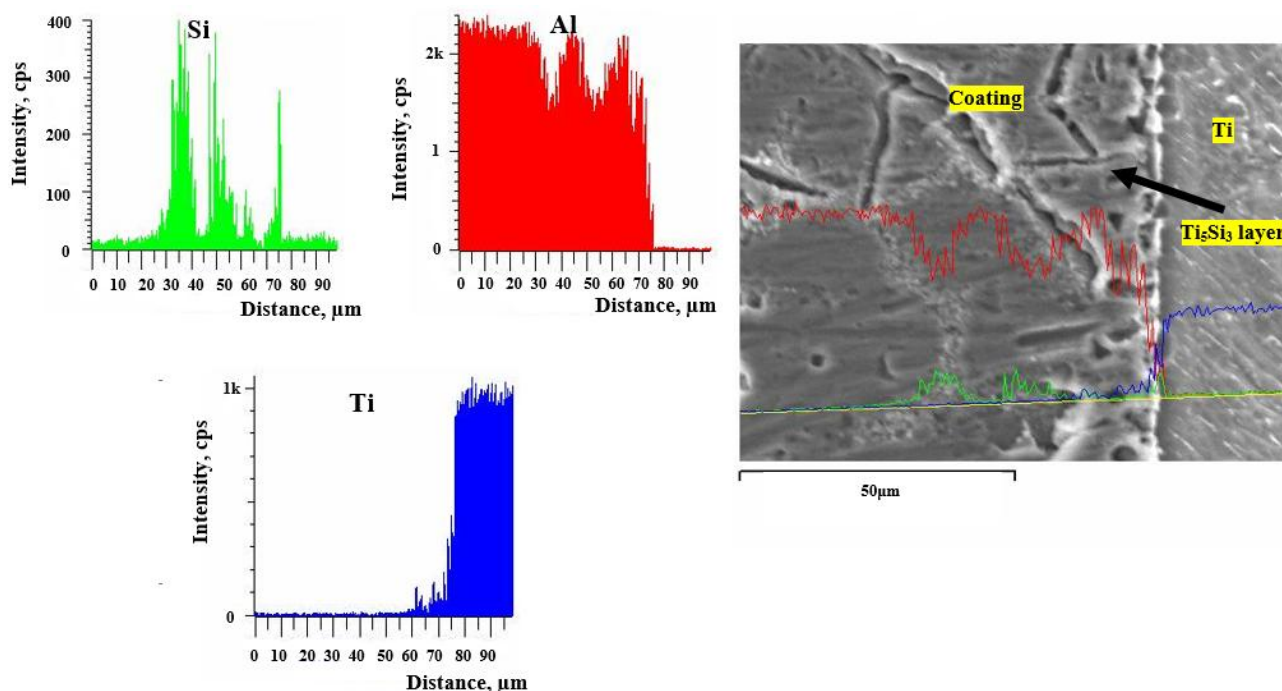


(ب)

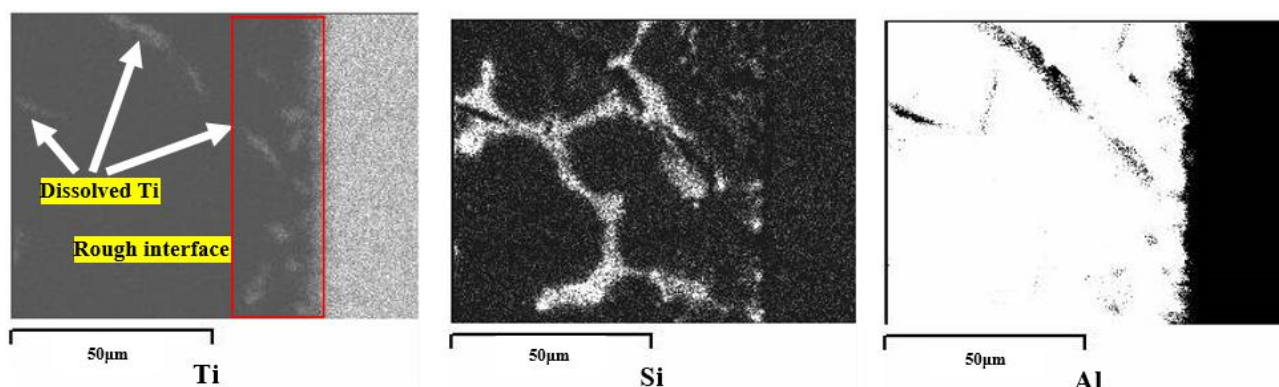
شکل ۸-الف) تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از نزدیک فصل مشترک مذاب/ جامد به همراه تحلیل خطی عناصر آلومینیوم، سیلیسیوم و تیتانیم و ب) نقشه‌های توزیع عناصر آلومینیوم، سیلیسیوم و تیتانیم مربوط به نمونه ۱

به‌علاوه، ضخامت لایه بین‌فلزی Ti_5Si_3 در فصل مشترک از حدود پنج میکرومتر (شکل ۸-ب)، تصویر توزیع عنصر تیتانیم) به حدود ۱۰ میکرومتر (شکل ۹-ب)، تصویر توزیع عنصر تیتانیم، افزایش یافته (در نتیجه افزایش مقدار فاز تیتانیم حل شده در حوضچه مذاب و به‌دنبال آن واکنش با عنصر سیلیسیوم) و از حالت مسطح یا سلولی به حالت خشن یا ناهموار تبدیل شده است.

این مطلب نیز تأییدی بر شکل‌گیری فازهای یوتکتیک Al-Si در مرزدهانه‌های آلومینیوم و تشکیل ترکیب بین‌فلزی Ti_5Si_3 در فصل مشترک است. افزایش غلظت سیلیسیوم در مناطق گفته شده، به‌دلیل ایجاد تحت انجماد ترکیبی، می‌تواند باعث ریزدانه شدن ساختار شود. به‌طور کلی عنصر سیلیسیوم تمایل به رسوبگذاری در محل‌های فصل مشترک و عیوبی مانند نابه‌جایی‌ها و مرزدهانه‌ها دارد [۱۴].



(الف)

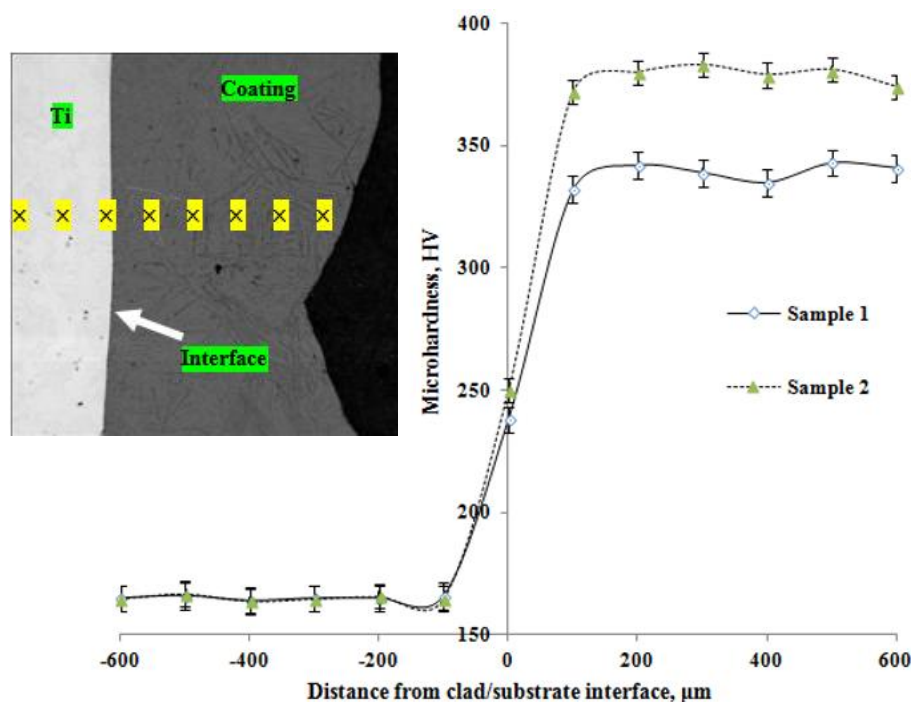


(ب)

شکل ۹- 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 آلومینیم، سیلیسیوم و تیتانیم مربوط به نمونه ۲

لایه‌های تیغه‌ای شکل (شکل ۹-ب)، تصویر توزیع عنصر تیتانیم) تبدیل شده‌اند. همان‌گونه 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 در نتیجه، افزایش ضخامت منطقه نفوذی و حصول پوشش ضخیم‌تر بر سطح تیتانیم شده است (شکل‌های ۶ و ۹).

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 پوشش‌دهی دو پاسه و به دنبال آن افزایش تحت انجماد روی فصل مشترک جامد/ مذاب، سلول‌های نشان داده شده در فصل مشترک مسطح (شکل ۸-ب)، تصویر توزیع عنصر تیتانیم) امتداد یافته و در نهایت به



شکل ۱- تغییرات ریزسختی (ویکرز) پوشش‌های تهیه شده در یک پاس (Sample ۱) و دو پاس (Sample ۲) برحسب فاصله از فصل مشترک پوشش/ زیرلایه (میکرومتر)

می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، متوسط مقدار سختی از حدود ۱۶۵ ویکرز در نمونه تیتانیوم خالص، به حدود ۳۴۰ و ۳۸۰ ویکرز به ترتیب برای نمونه‌های تهیه شده در یک و دو پاس جوش، رسیده است. چنین سختی جالب توجهی به دلیل حضور ترکیبات بین‌فلزی Al_3Ti ، Ti_5Si_3 و $TiSi_2$ در لایه‌های آلیاژی است. با وجود این، توزیع غیریکنواخت سختی در پوشش‌ها، به ریزساختار و توزیع غیریکنواخت فازها نسبت داده می‌شود (شکل‌های ۴ تا ۶). به علاوه، افزایش سختی در نزدیک فصل مشترک، بیشتر به دلیل حضور فاز مارتزیت (شکل ۴-ج و د) و همچنین انحلال اکسیژن در تیتانیوم است. بر اساس روابط سینتیکی و ترمودینامیکی [۲۰]، حضور فاز TiO_2 روی سطح تیتانیوم، به دلیل تمایل بالای تشکیل ترکیب بین تیتانیوم و اکسیژن اتمسفر، میسر است. همچنین، نتایج تحقیقات متعدد نشان می‌دهد که، خواص مکانیکی پوشش‌های حاوی سیلیسیم، به‌طور مستقیم به مقدار آن بستگی دارد. در این مورد، افزایش در مقدار سیلیسیم 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 به همراه خواهد داشت. در این مورد، سیلیسیوم شعاع اتمی کوچک‌تری (۱۱۱ پیکومتر) نسبت به شعاع اتمی تیتانیوم (۱۴۷ پیکومتر) و شعاع اتمی آلومینیوم (۱۴۳ پیکومتر) دارد و در نتیجه، در طول پوشش‌دهی توسط فرایند قوس تنگستن-گاز محافظ، سیلیسیوم از سیم‌جوش به حوضچه مذاب وارد شده و از طریق نفوذ مرزدانه‌ای و نفوذ در فصل مشترک جامد/ مذاب، فازهای یونکتیک $Al-Si$ را در مرزدانه‌ها و فاز Ti_5Si_3 را در فصل مشترک ایجاد می‌کند. از جمله عوامل تأثیرگذار دیگر روی سرعت نفوذ، چگالی و دمای ذوب عنصر است [۴].

۳-۲- بررسی ریزسختی پوشش‌ها

شکل (۱۰) تغییرات ریزسختی پوشش‌های کامپوزیتی (برحسب ویکرز) بر اساس فاصله از فصل مشترک پوشش/ زیرلایه (برحسب میکرومتر) و همچنین موقعیت سختی‌سنجی از زیرلایه تیتانیوم به طرف پوشش، در یک خط مستقیم را نشان

به ترتیب برابر با ۳۴۵ و ۴۴۹ مگاپاسکال است [۱۴]. با وجود این، با توجه به جدول (۴)، تغییرات فاصله بین صفحات بلوری برحسب $\sin^2\psi$ 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 باقی‌مانده و همچنین کاهش اندازه دانه‌ها در منطقه ذوب، از روی محاسبه کرنش‌های 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] می‌توان سهم کرنش و اندازه دانه، را به صورت جداگانه محاسبه کرد:

$$\beta \cos\theta = k\lambda/D + 4\epsilon \sin\theta \quad (2)$$

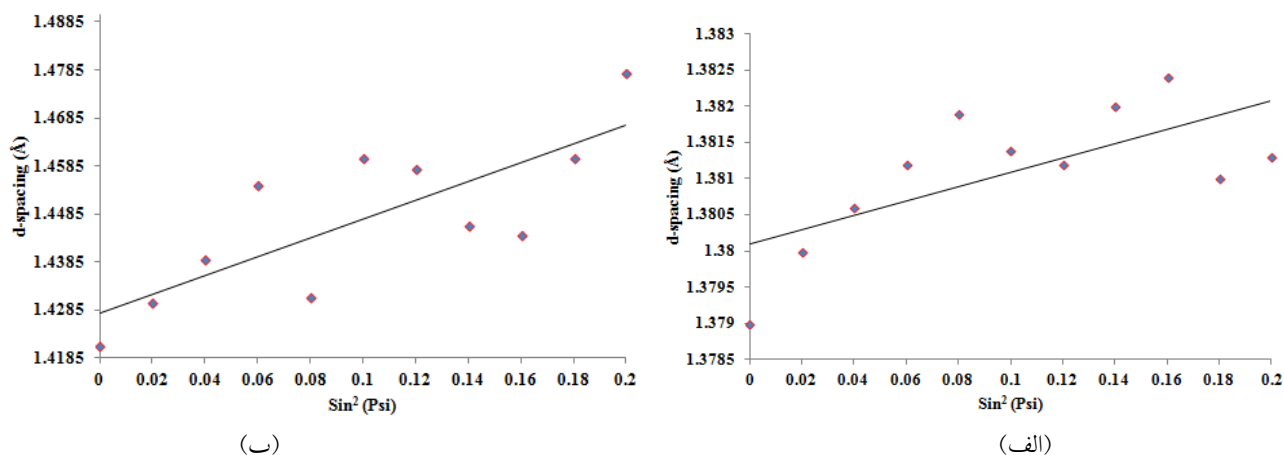
در این رابطه، λ طول موج پرتو ایکس (آند Cr-K α_1 و طول موج ۲/۲۸۹۷ درجه آنگستروم)، D اندازه دانه (برحسب نانومتر)، k فاکتور شکل بلور، ثابت و معمولاً برابر با ۰/۹، ϵ کرنش شبکه‌ای، β پهنای پیک در نیمه ارتفاع آن (برحسب رادیان) و θ زاویه براگ است. همان‌طور که از نوع معادله مشخص است، اگر داده‌های مربوط به $\beta \cos\theta$ برحسب $\sin\theta$ برای چندین پیک در الگوی پراش پرتو ایکس در زوایای مختلف رسم شود (شکل ۱۲) بایستی روی یک خط راست واقع شوند، که از روی شیب آن می‌توان کرنش و از روی عرض از مبدا آن می‌توان اندازه دانه را تعیین کرد. چنین خطی، به نمودار ویلیامسون-هال موسوم است. با توجه به شکل (۱۲-الف)، سهم کرنش و اندازه دانه برای نمونه ۱ به ترتیب برابر با ۰/۰۱۶ و ۷/۳۵۹ میکرومتر و با توجه به شکل (۱۲-ب)، سهم کرنش و اندازه دانه برای نمونه ۲، به ترتیب برابر با ۰/۰۳۸ و ۳/۹۷۳ میکرومتر است.

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 Ti_5Si_3 ، $TiSi_2$ و Al_3Ti 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 با افزایش مقدار سیلیسیوم و آلومینیوم در حوضچه مذاب (نمونه جوشکاری شده در دو پاس (شکل‌های (۶) و (۹))، درصد ترکیبات بین‌فلزی Ti_5Si_3 و Al_3Ti افزایش (نتایج آزمون پراش پرتو ایکس در شکل (۲) و نتایج بررسی‌های ریزساختاری در شکل‌های (۶-۴)) و به‌دنبال آن سختی لایه‌های آلیاژی افزایش یافته است (شکل ۱۰، منحنی مربوط به نمونه ۲). به عبارت دیگر، با انجام پاس دوم جوشکاری، در اثر ایجاد ذوب مجدد روی پاس اول جوش، (به دلیل ۵۰ درصد همپوشانی بین پاس‌ها) پایداری و یکنواختی بیشتری در توزیع ترکیبات بین‌فلزی ایجاد، درصد بالاتری از این ترکیبات در پوشش تشکیل و در نتیجه میزان سختی پوشش ارتقا می‌یابد (حدود ۱۳۰ درصد بیشتر از سختی زیرلایه تیتانیم). در نتیجه فرایند ذوب مجدد تأثیر مثبت روی خواص مکانیکی پوشش ایفا کرده است. لازم به ذکر است که در تحقیق مشابه، مقاومت به خوردگی این پوشش‌ها 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 سیم جوش به حوضچه مذاب و افزایش تعداد پاس، است.

۳-۳- محاسبه تنش باقی‌مانده پوشش‌ها

شکل (۱۱) تغییر فاصله بین صفحات بلوری برحسب $\sin^2\psi$ و جدول (۴) موقعیت منحنی‌های پراش و پهنای پیکها در نیمه ارتفاع آنها^{۱۳}، برای نمونه‌های ۱ و ۲ را نشان می‌دهد. همان‌گونه که در شکل (۱۱) مشاهده می‌شود، شیب مثبت نمودارها نشان‌دهنده ایجاد تنش باقی‌مانده کششی در خط مرکزی جوش، به ترتیب برابر با 30 ± 165 و 35 ± 210 مگاپاسکال، برای نمونه‌های ۱ و ۲ است. این درحالی است که، در کار تحقیقی مشابه، با افزایش نرخ تزریق سیم جوش به حوضچه مذاب، از مقدار پنج به هشت میلی‌متر بر ثانیه تحت دو پاس جوش، مقدار تنش باقی‌مانده در پوشش به حدود 40 ± 290 مگاپاسکال، افزایش یافته است [۱۴]. لازم به ذکر است که، استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی تیتانیم خالص،



شکل ۱۱- تغییر فاصله بین صفحات بلوری (d) برحسب $\text{Sin}^2\psi$ 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)،

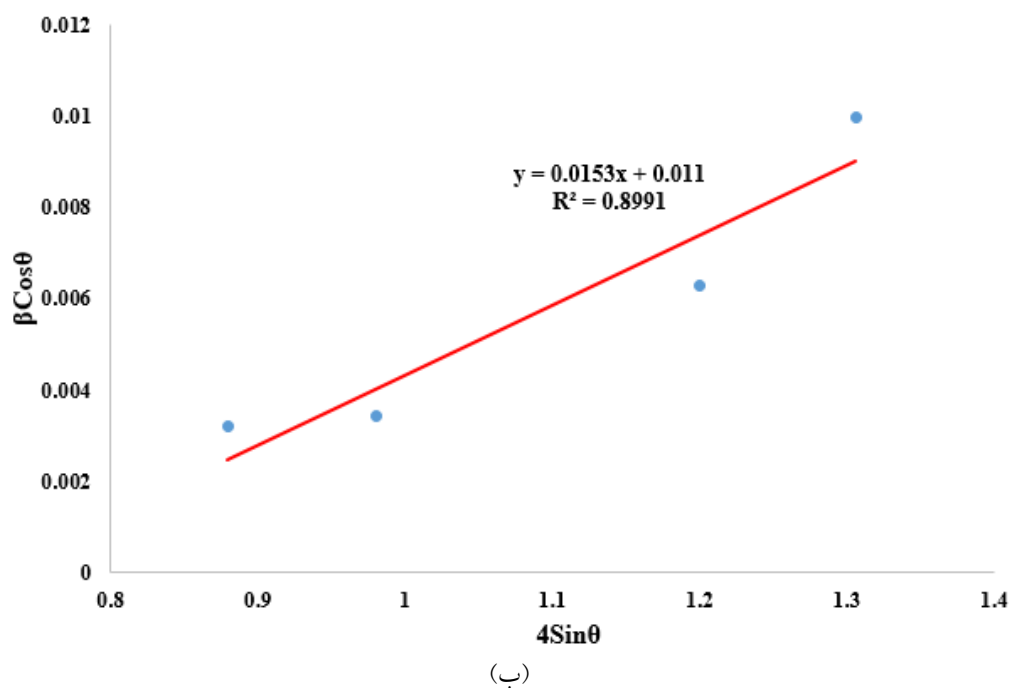
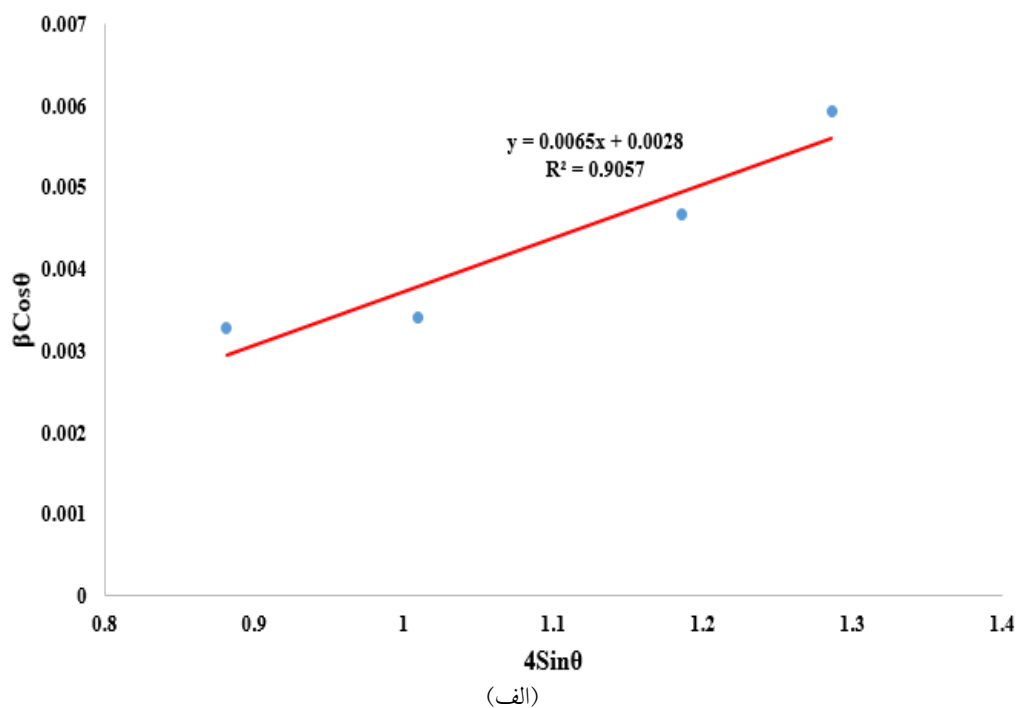
در نمونه‌های ۱ و ۲

شماره	زاویه سای (درجه)	$\text{Sin}^2\psi$ (Psi)	موقعیت منحنی پراش (2 θ درجه)	فاصله صفحات بلوری (درجه آنگستروم)	فاصله صفحات بلوری (درجه آنگستروم)	FWHM (2 θ درجه)	FWHM (2 θ درجه)
۱	۰	۰	۱۰۶/۲۷۸۶	۱/۳۷۹۵	۱/۴۲۰۹	۱/۰۲۱	۰/۳۰۳
۲	۵/۱۳	۰/۰۲	۱۰۶/۲۷۰۷	۱/۳۸۱۳	۱/۴۳۲۱	۱/۱۵۸	۰/۴۳۵
۳	۷/۲۷	۰/۰۴	۱۰۶/۲۴۲۴	۱/۳۸۰۷	۱/۴۳۹۴	۱/۲۴۶	۰/۴۴۲
۴	۸/۹۲	۰/۰۶	۱۰۶/۲۵۸۳	۱/۳۸۱۴	۱/۴۵۴۵	۱/۳۵۸	۰/۵۱۷
۵	۱۰/۳۱	۰/۰۸	۱۰۶/۲۸۶۳	۱/۳۸۲۱	۱/۴۳۱۲	۱/۴۵۶	۰/۶۴۹
۶	۱۱/۵۴	۰/۱	۱۰۶/۲۵۶۳	۱/۳۸۱۵	۱/۴۶۱۶	۱/۵۱۷	۰/۶۶۴
۷	۱۲/۶۶	۰/۱۲	۱۰۶/۲۱۷۲	۱/۳۸۱۳	۱/۴۵۸۱	۱/۶۰۱	۰/۷۰۳
۸	۱۳/۶۹	۰/۱۴	۱۰۶/۲۴۸۴	۱/۳۸۲۲	۱/۴۴۳۶	۱/۷۵۴	۰/۶۷۸
۹	۱۴/۶۶	۰/۱۶	۱۰۶/۳۰۱۴	۱/۳۸۲۶	۱/۴۴۰۴	۱/۷۴۲	۰/۷۵۴
۱۰	۱۵/۵۷	۰/۱۸	۱۰۶/۲۶۲۷	۱/۳۸۱۱	۱/۴۶۷۳	۱/۸۲۳	۰/۸۰۹
۱۱	۱۶/۴۴	۰/۲	۱۰۶/۲۹۰۱	۱/۳۸۱۴	۱/۴۷۷۷	۱/۸۱۲	۰/۸۲۱

۴- نتیجه گیری

هدف از انجام این پژوهش، توسعه پوشش‌های کامپوزیتی حاوی ترکیبات بین‌فلزی Ti-Al-Si بر سطح زیرلایه تیتانیوم خالص، به منظور ارتقای سختی آن و محاسبه تنش‌های باقی‌مانده در پوشش‌های حاوی این ترکیبات است. نتایج حاصل حاکی از این مطلب است که، امکان ایجاد پوشش

(تغییر فاز α -Ti به فاز β -Ti در دمای ۸۸۲ درجه سانتی‌گراد)، که به ترتیب انقباض و انبساط در نمونه را به همراه دارد و همچنین اختلاف زیاد ضرایب انبساط حرارتی عناصر تیتانیوم، آلومینیم، سیلیسیوم و ترکیبات بین‌فلزی فوق، موجب افزایش فاصله صفحات بلوری (d)، اعوجاج بیشتر در شبکه بلوری و در نتیجه افزایش تنش باقی‌مانده در پوشش می‌شود (شکل ۱۱-ب).



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 بین‌فلزی $Ti_5Si_3-Al_3Ti$ در منطقه ذوب افزایش، کسر حجمی فاز مارتنزیت در منطقه متأثر از حرارت کاهش و در نتیجه متوسط سختی پوشش از حدود 340 ویکرز به حدود 380

کامپوزیتی $Al/Ti_5Si_3-TiSi_2-Al_3Ti$ بر سطح زیرلایه تیتانیم وجود دارد. فاز Ti_5Si_3 در فصل مشترک مذاب/ جامد، فاز Al_3Ti با فاصله از فصل مشترک و فازهای یوتکتیک $Al-Si$ در مرزخانه‌های آلومینیوم زمینه جوانه‌زنی و رشد می‌کنند. با افزایش

(۳۴۵ مگاپاسکال) کمتر است.

تشکر و سپاسگزاری

نویسندگان از سرکار خانم مهندس زهرا رجیبی به دلیل همکاری و مساعدت در انجام پژوهش، صمیمانه تشکر می‌کنند.

ویکرز افزایش یافت (حدود ۱۳۰ درصد بیشتر از سختی تیتانیم خالص). بررسی‌های تنش‌های باقی‌مانده در پوشش‌ها نشان داد که با افزایش تعداد پاس، تنش کششی در خط مرکزی جوش نمونه‌ها از حدود 165 ± 30 مگاپاسکال در نمونه تک پاس به حدود 210 ± 35 مگاپاسکال در نمونه دو پاس افزایش می‌یابد که این میزان تنش باقی‌مانده از استحکام تسلیم تیتانیم خالص

واژه‌نامه

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)
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

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.
3. 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.
4. 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.
5. 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.
6. Mirjalili, M., Soltanieh, M., Matsuura, K., and Ohno, M., "On the Kinetics of $TiAl_3$ Intermetallic Layer Formation in the Titanium and Aluminum Diffusion Couple", *Intermetallics*, Vol. 32, pp. 297-302, 2013.
7. Tavooosi, M., and Arjmand, S., "In Situ Formation of Al/Al_3Ti Composite Coating on Pure Ti Surface by TIG Surfacing Process", *Surfaces and Interfaces*, Vol. 8, pp. 1-7, 2017.
8. Bello, K. A., Maleque, M. A., and Adebisi, A. A., "Processing of Ceramic Composite Coating via TIG Torch Welding Technique", *Encyclopedia of Renewable 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.
11. 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 *cosa* X-ray Diffraction Method" *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 243, pp. 387-394, 2017.
13. 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).
 17. 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.
 18. 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.
 19. 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.