

پوشش دهی آلومینایدی مجاری هواگذر پره توربین IN-738LC با قطر کمتر

از ۲ میلیمتر به روش دوغابی

علی جوکار، سید محمدمهدی هادوی

بخش مهندسی مواد، دانشگاه تربیت مدرس

(دریافت مقاله: ۱۴۰۱/۳/۱۲ - پذیرش مقاله: ۱۴۰۱/۹/۹)

چکیده

برای کاهش دمای پره در زمان کارکرد توربین، مجاری هواگذر با قطرهای کوچک تعبیه می‌گردد. پوشش دهی این مجاری از حساسیت خاصی برخوردار است. روش دوغابی که در عین سادگی، بسیار کاربردی و عملیاتی است برای اعمال پوشش انتخاب شد. مواد اصلی تشکیل دهنده این دوغاب‌ها پودر فلزی، بایندر و حلال است. در صورت انتخاب درست این مواد و تولید دوغابی با ویسکوزیته مناسب می‌توان سطوح داخلی مجاری با قطر کم پره توربین را بدون بسته شدن مجاری با میکروساختار مورد نظر پوشش داد. در این پژوهش، از قطعه ریخته‌گری شده اینکونل 738LC به عنوان زیرلایه استفاده شد. سوراخ‌هایی با قطر ۱ تا ۱٫۵ میلیمتر تعبیه گردید. از طرف دیگر با استفاده از مقادیر مشخصی از پودر آلومینیوم، سلولزاستات و استون، دوغابی با ویسکوزیته و ترشوندگی مناسب تهیه شد. سپس دوغاب به درون مجاری تزریق گردید. فرایند پوشش دهی در دو مرحله در دمای ۸۵۰ و سپس ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد در کوره تیوبی تحت اتمسفر محافظ آرگون صورت گرفت. بررسی‌های ریزساختاری پوشش با استفاده از میکروسکوپی الکترونی روبشی و پراش سنج پرتوی ایکس انجام شد. نتایج حاکی از آن است که پوشش آلومینایدی یکنواختی به ضخامت حدود ۱۰۰ تا ۱۲۰ میکرون تمام سطح سوراخ را پوشاند و فاز مطلوب $\beta\text{-NiAl}$ تشکیل شد. این یکنواختی پوشش نشان می‌دهد که دوغاب از ترشوندگی مناسبی برخوردار بوده و همچنین گرانروی 20 ± 210 سانتی پوز (cp) می‌تواند بدون مسدود کردن، در مجاری حرکت کند.

کلیدواژه: پوشش دهی، دوغاب، آلومینید دهی، پره توربین، مجاری هواگذر، سوپرآلیاژ.

Abstract:

To increase the oxidation and hot corrosion resistance of turbine blades, the surface of these component is aluminized. However, to reduce the blade temperature during turbine operation, cooling passageways with small diameters are installed. The coating of these ducts has a special sensitivity. Slurry method is chosen because of low-cost and practical ways. Slurry constituents and coating parametrs should be designed in such a way that not only provide desired coating specification, suitable viscosity is needed for the coating of inner surfaces of the channels without closing the passages. In this study, certain amounts of aluminum powder, cellulose acetate and acetone are used to have the desired coating microstructure, suitable viscosity and good wettability. The as-cast IN-738LC was used as the substrate. Several holes with diameter of less than 1.5 mm was drilled. Then, the slurry was injected into the holes. The coating process was performed in two steps. The samples were subjected to an argon protective atmosphere for 120 minutes at 850 °C and then for 120 min at 1100 °C. The microstructure of the coating was investigated using scanning electron microscopy and X-ray diffraction analysis. The results show that a uniform aluminide coating with a thickness of about 100-120 microns covers the entire inner surface of the hole and the desired $\beta\text{-NiAl}$ phase is formed. This uniformity of the coating indicates that the slurry has a good wettability and viscosity of 210 20 cp enable that it flows completely in the hole without clogging it.

Keywords: Coating; Slurry; Aluminizing; Turbine Blade; Air-cooling passage; Super alloy.

E-mail of Corresponding author: s.hadavi@modares.ac.ir

مقدمه

یکی از راه‌های افزایش راندمان توربین‌های گازی، بالا بردن دمای گاز خروجی از توربین است [۱]. از طرف دیگر، با افزایش دما، به خاطر فعالیت بیشتر محیط و تغییرات دینامیکی در ساختار قطعات، مشکلاتی از قبیل خزش، خستگی حرارتی، اکسیداسیون و خوردگی داغ به وجود می‌آید که نیاز به توسعه و تولید مواد مناسب‌تر، طراحی و/یا مهندسی سطح وجود دارد [۲]. در برخی از پره‌ها بدلیل کارکرد در شرایط کاری دمای بالا، برای خنک‌سازی سوراخ‌هایی، موسوم به مجاری هواخنک تعبیه می‌شود. مجاری هواخنک معمولاً سطح مقطع دایره‌ای شکل دارند و از ریشه تا نوک پره ادامه دارند. این مجاری می‌توانند به شکل مستقیم یا مارپیچ باشند که با دو روش ماهیچه‌گذاری و ماشینکاری الکتروشیمیایی تعبیه می‌گردند. در روش سوراخکاری به روش الکتروشیمیایی (STEM)، کانال‌های خنک‌کننده پره در اثر ایجاد پیل گالوانیکی ایجاد می‌گردند. در روش ماهیچه‌گذاری، در فرایند ریخته‌گری دقیق، از ماهیچه‌های سرامیکی در قالب پره استفاده می‌شود که در فرایند تکمیلی در محلول‌های شیمیایی حل شده و از سطح قطعه زدوده می‌شوند. سطوح این کانال‌ها دارای زبری خاصی است که بازدهی خنک‌کنندگی پره‌ها را افزایش می‌دهد [۳]. در این مجاری با وجودی که هوا می‌گذرد و دمای آن پایین می‌آید اما باز هم برای اکسیداسیون سطوح داخلی مجاری کافی است. لذا این سطوح نیز مانند سطوح بیرونی به پوشش‌های مقاوم به اکسیداسیون نیازمندند. مجاری هواخنک معمولاً بسیار باریک هستند و در نتیجه پوشش‌دهی سطوح داخلی آن‌ها با روش سم‌تاسیون جعبه‌ای که روشی معمول برای پوشش‌دهی آلومینایزینگ است با مشکل روبروست و عملاً امکان‌پذیر نمی‌باشد. بهترین روش برای پوشش‌دهی این سطوح

داخلی، روش رسوب فاز بخار می‌باشد. اما باتوجه به هزینه زیاد این روش، روش دوغابی می‌تواند جایگزین مناسبی باشد. علیرغم صنعتی و کاربردی بودن این فرایند پوشش‌دهی، به دلیل محدودیت در اعمال دوغاب و بسته‌شدن مجاری، تحقیقات کمتری نسبت به سطوح بیرونی انجام شده است. این محدودیت‌ها به دلیل شرایط محیطی و هندسه متفاوت این سطوح با همدیگر است که در عمل باعث شرایط خوردگی و اکسیداسیون متفاوتی می‌شود [۴،۵]. مارتینگو و کاروقی^۲ روش آلومینایزینگ دوغابی را ارائه کردند که به مراتب از آلومینایزینگ جعبه‌ای راحت‌تر و به‌صرفه‌تر بود. در این اختراع برای پوشش‌دهی از دو دوغاب استفاده شد. دوغاب اول شامل ۷۷٪ پودر کروم، ۴٪ پودر الومینیوم، ۴٪ هیدریدایتیم و ۱۵٪ سیستم ناقل بود. میانگین اندازه ذرات فلزی مورد استفاده ۵ میکرون بود. سیستم ناقل در این دوغاب شامل ۲۰٪ سلولز استات به عنوان هم‌بند^۳ و ۸۰٪ استون به عنوان حلال بود. دوغاب دوم شامل ۸۰٪ پودر الومینیوم و ۵ درصد آمونیوم کلرید به عنوان فعال‌کننده و ۱۵ درصد سیستم ناقل بود. نمونه‌هایی از جنس سوپرالیاز پایه نیکل که دارای سوراخ‌هایی به قطر ۱/۵ میلی‌متر (به عنوان مجاری هواگذر) در هر دو دوغاب غوطه‌ور شدند. پوششی که با دوغاب اول اعمال شد تقریباً دارای ضخامتی حدود ۳ برابر پوشش با دوغاب دوم بود [۶]. دوغاب‌های تولیدشده در این روش از مواد زیادی تشکیل می‌شد و پیچیدگی زیادی داشت.

^۲ Martinengo and Carughi^۳ Binders^۱ Shaped-Tube Electrolytic Machining

قطرهای مختلف را با سیستم تزریق پوشش داده بودند که چالش روبروی آنها پوشش‌دهی مجاری با قطر کمتر از ۲ میلی‌متر بود و این مجاری را به صورت یکنواخت نتوانسته بودند پوشش دهند و دوغاب تولیدی‌شان باعث مسدودشدن این مجاری شده و پوشش یکنواخت بدست نیامد [۱۶،۱۷].

به طور کلی به دلیل شرایط متفاوت مجاری هواخنک نسبت به سطوح بیرونی پره‌های توربین، پوشش‌دهی این مجاری کمتر مورد توجه قرار گرفته است اما باز برای افزایش طول عمر پره به پوشش محافظ نیاز دارند. همانطور که گفته شد روش اصلی برای پوشش‌دهی مجاری روش رسوب‌دهی فاز بخار می‌باشد، اما با توجه به هزینه زیاد آن، نیاز به روشی جایگزین حس می‌شود. روش دوغابی می‌تواند جایگزین مناسبی باشد، اما چالش پیش روی این روش بسته‌شدن مجاری در طول پوشش‌دهی و همچنین پاکسازی مواد باقی مانده دوغاب بعد از پوشش‌دهی می‌باشد. بنابراین در این تحقیق سعی شده است دوغابی با ویسکوزیته مناسب تولید شود که جریان کافی درون مجاری داشته باشد و بتواند تمام سطوح را بپوشاند بدون اینکه مجاری را مسدود کند. همچنین دوغاب تشکیل‌شده باید از موادی باشد که بعد از پوشش‌دهی مجاری و تشکیل پوشش محافظ آلومینایدی، باقی مانده زیادی به جای نگذارد و به راحتی پاک شود و مجاری را مسدود نکند.

روش تحقیق:

آماده سازی نمونه:

در این تحقیق سوپراآلیاژ پایه نیکل IN-738 LC که در ساخت تیغه‌های توربین گازی استفاده می‌شود، به عنوان زیرلایه انتخاب شد. شمش ریخته‌گری شده با ترکیب شیمیایی ذکر شده در جدول (۱) به نمونه‌هایی به ابعاد ۱×۱×۲ سانتی‌متر به وسیله وایر کات برش داده شد. سپس با سوپردریل و ماشینکاری، سوراخ‌هایی سراسری

در پژوهش حاضر نیز دوغاب‌های مورد استفاده در پنتت مربوط به مارتیننگو و کاروقی تولید شد اما از ویسکوزیته مناسبی برخوردار نبودند و قابلیت اعمال در مجاری با قطر کم را نداشتند. پس از استفاده و گسترش این روش در پوشش‌دهی مجاری، مواد مختلفی نظیر حلال، پراکنده‌کننده^۱، هم‌بند، نرم‌کننده^۲، عامل ترک‌کننده، روان‌ساز، ماده سرامیکی، غلیظ‌کننده^۳، بازدارنده خوردگی، پودر فلزی، فعال‌کننده، فلاکس و تنظیم‌کننده‌ی pH در ترکیب دوغاب استفاده شده است که هرکدام کاربرد و مزایا و معایب خاص خود را دارند [۷-۱۱]. می‌توان گفت از میان این اجزا هم‌بند، حلال و پودر فلزی ترکیب اصلی و جزء لاینفک دوغاب می‌باشند اما موارد دیگر اجزای فرعی دوغاب هستند و استفاده یا عدم استفاده از آن‌ها می‌تواند بسته به کاربرد متغیر باشد. از میان اجزای فرعی و متغیر، فعال‌کننده و پودر پرکننده سرامیکی کاربرد بیشتری نسبت به بقیه داشته است و دیگر اجزا استفاده خاص‌تری دارند. همچنین دو جزء فلاکس و کنترل‌کننده pH به ندرت استفاده شده‌اند که می‌توان از آنها صرف‌نظر کرد. پس از مارتیننگو و کاروقی، پژوهش‌های دیگری در راستای پوشش‌دهی این مجاری‌ها صورت گرفت که هرکدام محدودیت‌ها و مزایای خود را داشت و بیشتر در قالب اختراع و پژوهش صنعتی هستند و تحقیقات علمی به مراتب کمتر صورت گرفته است [۱۲-۱۵]. از معدود پژوهش‌های علمی صورت گرفته، باید به تحقیقات شیروانی و همکارانش روی سوپراآلیاژ پایه نیکل-GTD اشاره کرد که توانسته است نمونه‌ای استوانه‌ای شکل دارای سوراخی به قطر ۳ میلی‌متر را با استفاده از دوغاب حاوی هم‌بند پلی‌وینیل استات و حلال متانول آلومیناز کند. در پژوهش دیگر، شیروانی و همکارانش با همان دوغاب قبلی یک پره توربین حاوی مجاری با

^۱ Dispersants

^۲ Plasticizers

^۳ Thickener

به قطر ۱ تا ۱/۵ میلی‌متر به‌عنوان شبیه‌سازی مجاری هواگذر پره توربین ایجاد گردید. براده‌های احتمالی التراسونیک، حذف گردید. باقیمانده در سوراخ، در مرحله تمیزکاری بکمک

جدول ۱ ترکیب شیمیایی سوپراآلیاژ پایه نیکل استفاده شده در تحقیق

عنصر	درصد وزنی	عنصر	درصد وزنی	عنصر	درصد وزنی	عنصر	درصد وزنی
نیکل	باقیمانده	تیتانیوم	۳/۶ ± ۰/۱	سیلیسیم	۰/۱	نیوبیوم	۰/۹
کروم	۱۵/۷ ± ۰/۱	آلومینیوم	۴/۵ ± ۰/۱	کربن	۰/۰۷	بور	۰/۰۸
کبالت	۸/۱ ± ۰/۱	تنگستن	۲/۵ ± ۰/۱	تانталوم	۱/۶ ± ۰/۱	مولیبدن	۱/۷ ± ۰/۱
زیرکونیوم	۰/۰۹						

۶- تمیزکاری در مخزن حاوی استون به کمک سیستم اولتراسونیک به مدت ۱۰ دقیقه در دمای ۵۰ تا ۶۰ درجه سانتی‌گراد

۷- بادگیری در سوراخ‌ها جهت خشک کردن

فرایند ساخت و اعمال دوغاب و پوشش‌دهی:

اصلی‌ترین مواد تشکیل‌دهنده دوغاب شامل پودر فلزی که عنصر نفوذ به سطح زیرلایه است، هم‌بند و حلال که به عنوان سیستم ناقل استفاده می‌شوند، می‌باشد. برای انتخاب هم‌بند باید عدم ایجاد خاکستر زیاد پس از سوختن مدنظر قرار بگیرد. حلال مورد استفاده برای اینکه احتمال اکسیدشدن پودر فلزی را کم کند، پایه آلی انتخاب شد. بنابراین با توجه به نکات گفته شده دوغاب مناسب برای مجاری، شامل هم‌بند سلولز استات و حلال استون انتخاب گردید. از پودر آلومینیوم کروی شکل با قطر زیر ۱۰ میکرون به‌عنوان منبع فلز پوشش استفاده شد. برای ساخت دوغاب ترکیب‌های مختلفی در نظر گرفته شد و آزمایش گردید. برای آماده سازی دوغاب ابتدا استون در بشر ریخته شد و سپس به نسبت مورد نظر سلولز استات به آرامی اضافه گردید. مخلوط شدن به کمک هم‌زن مغناطیس تا انحلال کامل بایندر در حلال

جهت اعمال پوشش باید سطح داخلی نمونه‌ها عاری از هرگونه چربی و پوسته‌های اکسیدی باشد چرا که مانع از نفوذ عناصر و ایجاد پوشش یکنواخت می‌شود. از طرف دیگر چون دسترسی مستقیم به سطوح داخلی سوراخ‌ها ممکن نیست باید از روش‌های آماده‌سازی شیمیایی استفاده کرد. آماده‌سازی کلی شامل مراحل ذیل است [۱۸]:

۱- تمیزکاری در مخزن حاوی استون به کمک سیستم اولتراسونیک به مدت ۱۰ دقیقه در دمای ۵۰-۶۰ درجه سانتی‌گراد

۲- غوطه‌وری نمونه‌ها به‌منظور چربی شویی در محلول KOH ۲۰ درصد به مدت ۶۰ دقیقه در دمای ۶۰ درجه سانتی‌گراد

۳- شستشو با آب مقطر

۴- غوطه‌وری نمونه‌ها به‌منظور اسیدشویی و فعال کردن سطح در محلول اسید نیتریک ۶۵ درصد و اسید فسفریک ۸۶ درصد به نسبت برابر به مدت ۶۰ دقیقه در دمای ۶۰ درجه سانتی‌گراد

۵- شستشو با آب مقطر

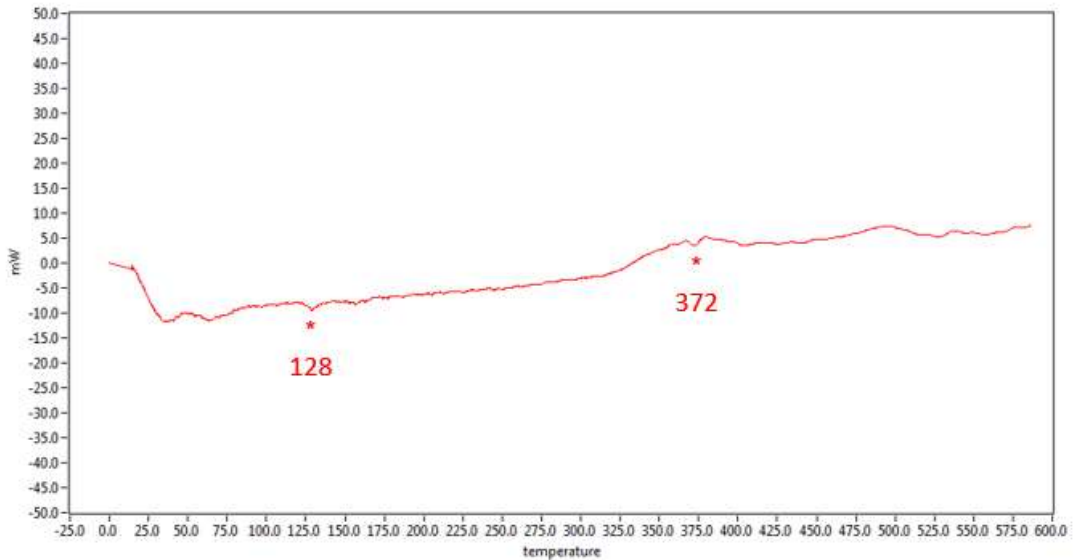
هم‌بند سلولز استات است. با توجه به شکل می‌توان دمای حذف هم‌بند را ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد انتخاب کرد.

انجام شد. بعد از آن پودر آلومینیوم به آرامی به ظرف اضافه شد و حدود ۲ ساعت در هم‌زن مغناطیس هم‌زده شد تا دوغاب یکنواخت به دست آید. گرانروی دوغاب‌ها برای پرکردن مناسب سوراخ پره بررسی گردید و در نهایت دوغاب شامل ۳۰٪ پودر آلومینیوم، ۷۰٪ سلولز استات و استون با نسبت استون به سلولز ۱۳ به ۱ با گرانروی 20 ± 210 سانتی پوز (cp) انتخاب گردید. همانطور که گفته شد در انتخاب ترکیب دوغاب، گرانروی مناسب بسیار مهم است چرا که برای اعمال دوغاب روی سطح مجاری باید دوغاب را در سوراخ‌ها تزریق کرد. جهت تشکیل پوشش یکنواخت، باید دوغاب راحت درون مجاری حرکت کند و کل سطح را بپوشاند یعنی نه آنقدر گرانروی زیاد باشد که مجاری را مسدود کند و نه آنقدر روان باشد که زود شره کند و پودر فلز به صورت مناسب روی سطح ننشیند.

پس از تولید دوغاب با مواد ذکر شده و انتخاب ترکیب مناسب، جرم کنترل شده‌ای از دوغاب با مقدار $mg.cm^{-2}$ 5 ± 30 داخل مجاری تزریق شد، سپس برای حدود ۲ ساعت در هوای آزاد قرار گرفتند تا دوغاب خشک شود. برای تکمیل فرایند خشک شدن دوغاب، نمونه‌ها ابتدا به مدت ۳۰ دقیقه در دمای ۸۰ درجه سانتی‌گراد قرار گرفتند تا حلال از ترکیب خارج شود. جهت حذف بایندر، دمای کوره به ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد رسانده شد و نمونه‌ها بمدت ۳۰ دقیقه دیگر در این دما حفظ شدند تا دوغاب به طور کامل خشک شود.

این دما بعد از آنالیز حرارتی^۱ DSC جهت بررسی رفتار حرارتی دوغاب انتخاب شد. مطابق شکل (۱) نمودار DSC دو پیک کوچک در دماهای ۱۲۸ درجه سانتی‌گراد و ۳۷۲ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد که می‌توان گفت پیک اول دمای شیشه‌ای شدن و پیک دوم دمای حذف

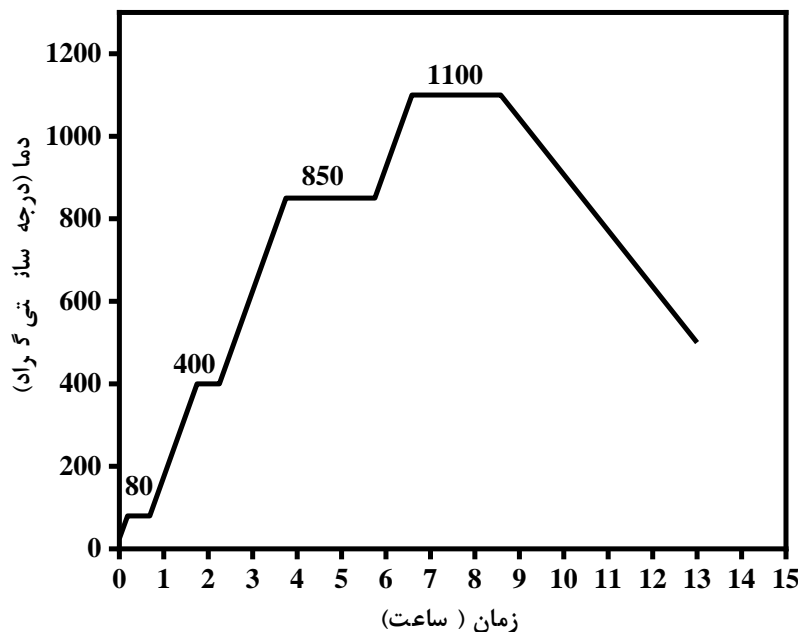
^۱ Differential scanning calorimetry



شکل ۱: نمودار آنالیز حرارتی DSC دوغاب تولیدی.

انتخاب شد که بعد از بررسی‌های ریزساختاری پوشش تشکیل شده مشاهده شد نتیجه پوشش‌دهی در این چرخه قابل قبول می‌باشد [۱۹،۲۰]. چرخه عملیات حرارتی در شکل (۲) نشان داده شده است. سرعت گرم‌شدن کوره نه باید خیلی زیاد باشد که هم‌بند نتواند به خوبی حذف شود و در نتیجه باعث متخلخل‌شدن پوشش شود و نه آنقدر کم که فازهای نامطلوب تشکیل شود. سرعت مناسب ۵ درجه بر دقیقه انتخاب شد. پس از اتمام چرخه حرارتی، نمونه‌ها در کوره سرد شدند.

فرایند پوشش‌دهی در دو مرحله دمایی انجام شد. نمونه‌ها به مدت ۱۲۰ دقیقه در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد جهت شروع فرایند نفوذ تحت عملیات حرارتی قرار گرفتند و آنگاه جهت تشکیل پوشش نفوذی آلومینایدی، رسیدن به ضخامت پوشش مناسب و ساختار فازی مدنظر، نمونه‌ها در مرحله دوم فرایند به مدت ۱۲۰ دقیقه در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد در کوره تیوبی تحت اتمسفر محافظ آرگون قرار گرفتند. این چرخه با توجه این‌که عملیات نفوذدهی می‌تواند در بازه دمایی ۱۱۰۰-۷۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۱ تا ۱۰ ساعت باشد



شکل ۲: نمودار چرخه عملیات حرارتی اعمال شده روی نمونه‌ها جهت رسیدن به پوشش آلومینایدی مطلوب.

نتایج و بحث:

پس از برش مقطعی نمونه در فواصل مختلف و بررسی میکروسکوپی آن، مشاهده شد که پوشش بصورت کامل و یکنواخت تمامی سطح اطراف سوراخ را پوشانده است که حاکی از آن است که دوغاب به طور کامل درون مجاری حرکت کرده و با گرانروی و ترشوندگی مناسب توانسته است تمام سطح را بپوشاند و پوشش را ایجاد کند. شکل (۳) تصویر میکروسکوپی الکترونی با بزرگنمایی کم از سطح مقطع نمونه و پوشش تشکیل شده روی سطوح داخلی مجاری را نشان می‌دهد.

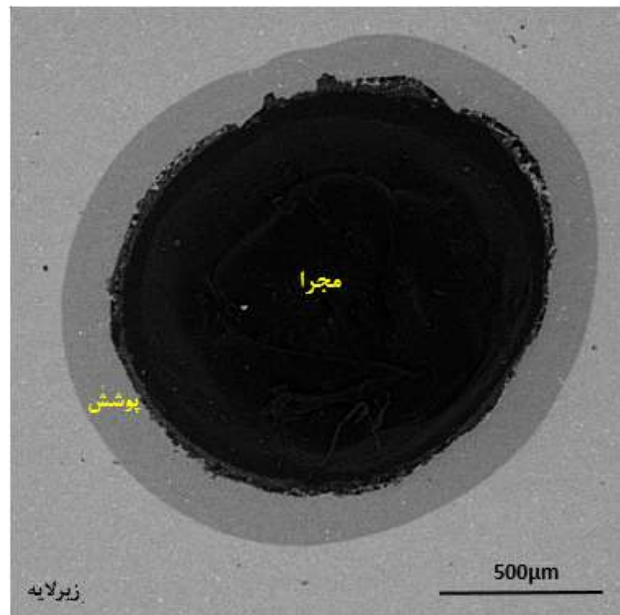
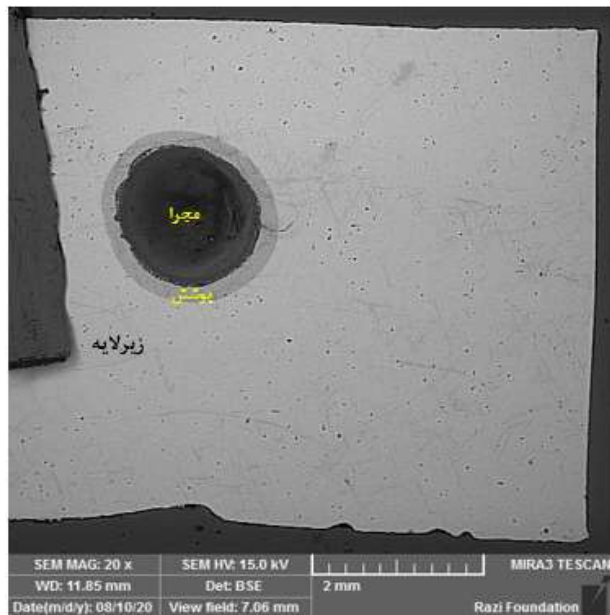
جهت بررسی ریز ساختار و یکنواختی پوشش، پس از برش عرضی از قطعه و بدست آوردن سه مقطع از سوراخ پوشش‌داده شده، از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM, TESCAN VEGA-II) مجهز به طیف‌نگار تفکیک انرژی (EDS^۱) استفاده شده است. همچنین جهت شناسایی ترکیبات فازی پوشش‌ها از آنالیز پراش پرتو ایکس (XRD^۲, Philips X'Pert, CuK α) استفاده شد. برای بررسی درصد عناصر مختلف در رسوبات و فازهای تشکیل شده در پوشش، طیف‌نگار تفکیک انرژی، برای بررسی روند تغییر عناصر در پوشش از روبش خطی عنصری^۳ و همچنین برای بررسی پراکندگی عناصر مهم در پوشش از نقشه عنصری^۴ استفاده گردید.

^۱ Energy Dispersive Spectrometer

^۲ X-ray Diffraction

^۳ Line-Scan

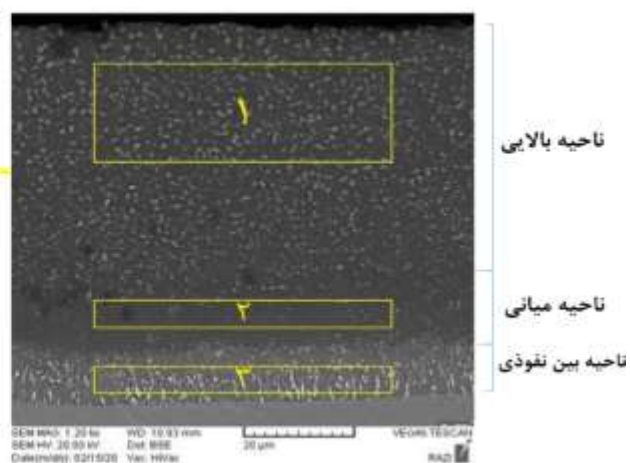
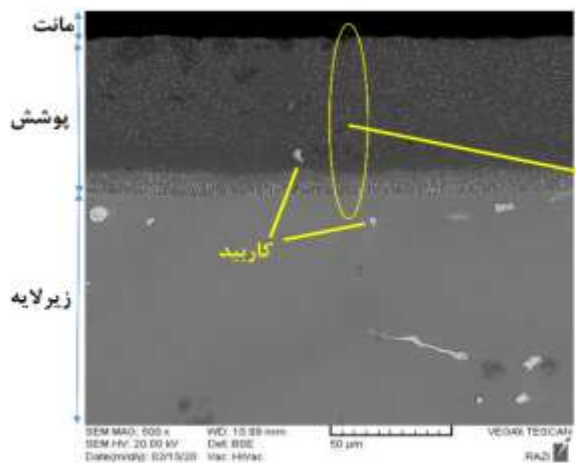
^۴ Elemental Map analysis



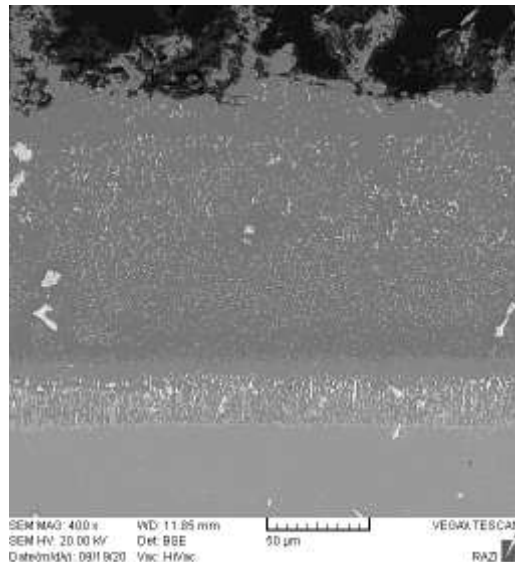
شکل ۳: تصویر میکروسکوپی الکترونی از سطح مقطع نمونه با سوراخ تعبیه شده پس از پوشش‌دهی.

لایه میانی نیز با ضخامت حدود ۱۱ میکرون که دارای رسوبات کمتری است و لایه بالایی پوشش با ضخامت حدود ۵۳ میکرون که رسوبات در تمام آن پراکنده شده‌اند. مشابه این میکروساختار را نیز دیگر محققین در پوشش آلومیناید نفوذی بر روی سوپر آلیاژ پایه نیکل گزارش کرده‌اند [۲۱].

شکل (۴) تصویر میکروسکوپی الکترونی سطح مقطع پوشش تشکیل شده روی نمونه تخت را نشان می‌دهد. همین ساختار در مورد پوشش‌های تشکیل شده در سوراخ نیز مشاهده شد (شکل ۵). همان گونه که مشاهده می‌شود پوششی با ضخامت ۷۵ میکرون تشکیل شده است. پوشش بعد از نفوذ کامل از سه لایه تشکیل شده است. لایه بین نفوذی با ضخامت حدود ۱۵ میکرون در فصل مشترک پوشش اصلی و زیرلایه قرار گرفته است.



شکل. Error! No text of specified style in document. تصویر میکروسکوپی الکترونی سطح مقطع پوشش آلومینایدی تشکیل شده در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت در نمونه تخت.



شکل ۵. تصویر میکروسکوپی الکترونی سطح مقطع پوشش آلومینایدی تشکیل شده در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۲ ساعت در نمونه سوراخ‌دار.

پراکنده شده‌اند. منطقه کم رسوب که نیکل افزایش داشته از β غنی از نیکل به همراه اندکی رسوبات تشکیل شده است. در منابع علت تشکیل چنین میکروساختاری را به حلالیت کمتر عناصر آلیاژی در β Al نسبت به β Ni مرتبط دانسته‌اند [۲۳، ۲۴]. آنالیز عنصری EDS گرفته شده از نقاط مختلف پوشش نیز مؤید این قضیه است. در ادامه مکانیسم تشکیل این میکروساختار با استفاده از نتایج حاصل از پراش اشعه ایکس، توضیح داده خواهد شد.

در شکل‌های ۴ و ۵ می‌توان نواحی پرسیب و کم رسوب و بین نفوذی پوشش تشکیل شده را مشاهده کرد که در شکل ۴ به ترتیب با عددهای ۱، ۲ و ۳ مشخص شده‌اند. در جدول (۲) ترکیب شیمیایی این نواحی آمده است. با توجه به ریزساختار شناخته شده پوشش‌های آلومیناید ساده [۲۲]، فاز غالب در ناحیه ۱ یعنی منطقه پرسیب، β Ni-Al غنی از آلومینیوم است که در آن رسوبات غنی از کروم و سایر عناصر آلیاژی زیرلایه

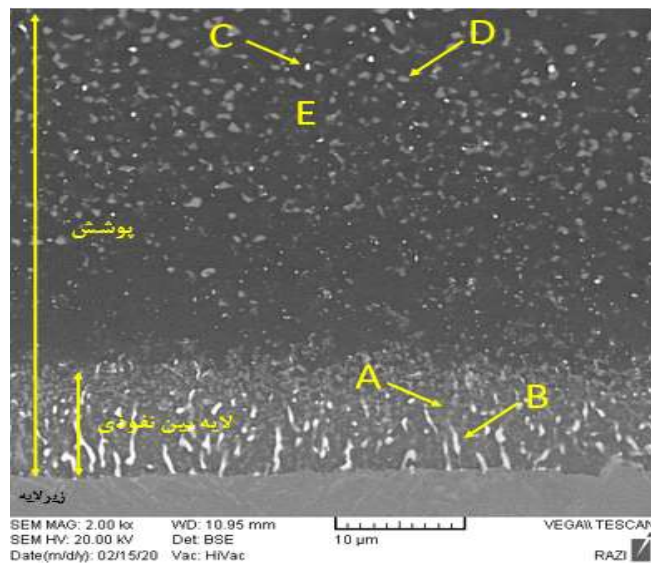
جدول ۲: ترکیب شیمیایی نواحی مشخص شده تشکیل شده در پوشش (درصد اتمی) (± 0.1)

عناصر	ناحیه پرسوب (۱)	ناحیه کم رسوب (۲)	ناحیه بین نفوذی (۳)	رسوبات کاربیدی
آلومینیوم	۵۳٫۱	۵۱٫۵	۲۰٫۷	۸٫۵
سیلیسیم	۲٫۴	۰٫۷	۴٫۸	-
تیتانیوم	۱٫۵	۰٫۱	۵٫۹	۲۴٫۴
کروم	۸٫۱	۱٫۴	۲۴٫۲	-
کبالت	۳٫۳	۳٫۸	۴٫۹	۲٫۴
نیکل	۳۱٫۴	۴۲٫۳	۳۳٫۳	۱۱٫۵
نیوبیوم	-	-	۲٫۱	۱۸٫۷
مولیبدن	-	-	۱٫۹	-
تانتالوم	-	-	۲٫۰	۹٫۰
کربن	-	-	-	۲۵٫۲

به داخل آلومینیوم درون زیرلایه است. مشابه چنین دریافتی نیز دیگر محققین گزارش کرده‌اند [۱۷،۲۶]. همچنین عدم وجود حفره در داخل پوشش، بخصوص در مرز پوشش/زیرلایه که ناشی از عدم تشکیل حفره کرکندال است، دلیل دیگری بر مکانیزم رشد پوشش بصورت نفوذ به داخل آلومینیوم و رشد لایه پوشش در مرز پوشش/زیرلایه می‌باشد.

شکل (۶) تصویر میکروسکوپی الکترونی سطح مقطع پوشش در منطقه بین نفوذی را نشان می‌دهد که لایه پوشش بالایی از لایه بین نفوذی تفکیک شده است. وجود فازهای کشیده در لایه بین نفوذی می‌تواند نشانگر حرکت نفوذی عناصر در این ناحیه باشد.

در نواحی پایین پوشش نزدیک به زیرلایه رسوبات درشتی مشاهده می‌شود که در زیرلایه هم وجود دارد. ترکیب شیمیایی این رسوبات در جدول (۲) قابل مشاهده است. باتوجه به حضور کربن در ترکیب شیمیایی با ۲۵ درصد اتمی و دیگر عناصر سنگین نظیر تیتانیوم و نیوبیوم به ترتیب با ۲۴ و ۱۸ درصد اتمی می‌توان گفت احتمالاً این رسوبات، کاربرد این عناصر سنگین درون زیرلایه هستند. کاربیدهای زیرلایه به دلیل ماهیت خنثی که دارند مانند نشانگرهای طبیعی در زوج‌های نفوذی عمل می‌کنند و موقعیت آنها برای تعیین جهت حرکت عناصر مختلف مانند Ni یا Al در آلومینایزینگ مورد استفاده قرار می‌گیرند [۲۵]. وجود اینگونه رسوبات در پوشش می‌تواند دلیلی بر این باشد که مکانیزم تشکیل پوشش نفوذ



شکل ۶: تصویر میکروسکوپی الکترونی سطح مقطع پوشش آلومینای‌دی در قسمت بین‌نفوذی پوشش.

فاز روشن یک نوع ترکیب بین فلزی سنگین است همان‌طور که نتایج آنالیز طیف‌نگار تفکیک انرژی در جدول (۳) نیز مؤید این مطلب است و نشان می‌دهد ترکیب شیمیایی این نقاط متفاوت است. مقایسه بین ترکیب شیمیایی نقاط C، D و E بیانگر این مهم است که نقطه C حاوی حدود ۲/۵۰ درصد اتمی تنگستن است در حالی که میزان این عنصر در نقطه D حدود ۱/۹۵ و در نقطه E تنها ۰/۱۷ درصد اتمی است. از طرف دیگر میزان کروم در نقاط C، D و E به ترتیب حدود ۱۰/۸۳، ۱۴/۱۸ و ۴/۳۹ درصد اتمی است. همچنین در آنالیز زمینه نقطه E می‌توان دید که زمینه بیشتر از آلومینیوم و نیکل تشکیل شده و عناصر سنگین در آن خیلی کم است.

همان‌گونه که در ترکیب شیمیایی فازهای کشیده در ناحیه بین‌نفوذی (نقطه B) در جدول (۳) مشاهده می‌شود، این ناحیه در پوشش غنی از تنگستن، تانتالوم و نیوبیوم است. از طرف دیگر در فازهای تیره (نقطه A) مقدار کروم زیادی در حدود ۵۰ درصد اتمی و عناصر سنگین دیگر مشاهده می‌شود. تحقیقات مشابهی [۲۷،۲۷] نشان داده است که این ناحیه دارای رسوبات غنی از عناصر سنگین کروم، مولیبدن، تیتانیوم و کبالت می‌باشد که در جدول (۳) نیز مشاهده می‌شود.

در شکل (۵) فازهای روشن (C) و تیره (D) در زمینه (E) در قسمت لایه بالایی پوشش قابل مشاهده هستند. از آنجا که عناصر سنگین در تصاویر میکروسکوپی الکترونی

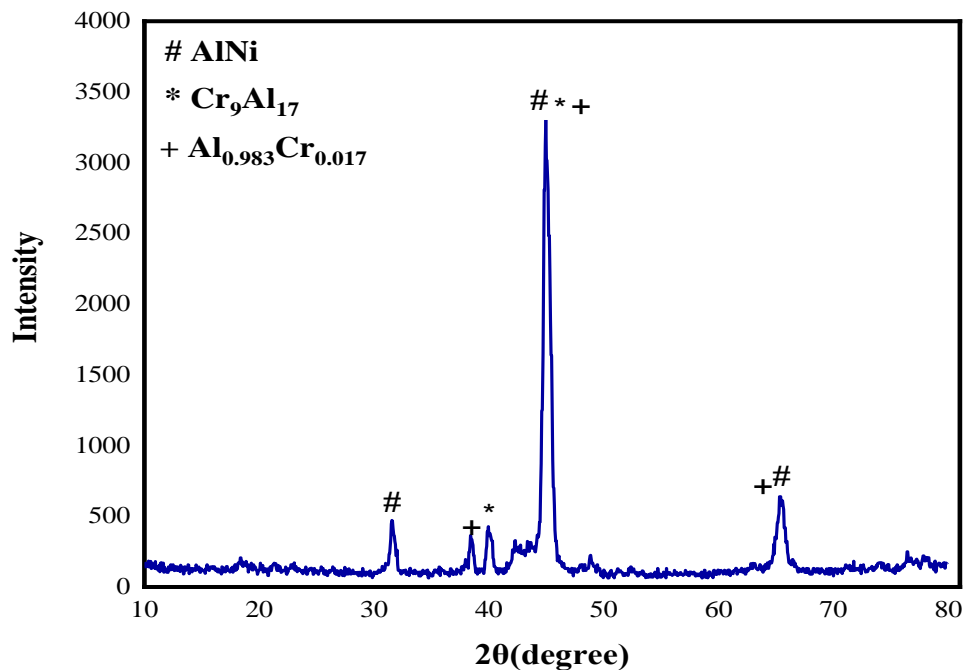
جدول ۳: ترکیب شیمیایی برحسب درصد اتمی نقاط مشخص شده در شکل ۶ (±۰/۱)

روشن‌تر نمایش داده می‌شوند، می‌توان نتیجه گرفت که

عنصر	A	B	C	D	E
نیکل	۲۲٫۲	۳۲٫۹	۲۹٫۸	۳۲٫۲	۴۴٫۴
آلومینیوم	۱۳٫۶	۱۰٫۳	۴۹٫۷	۴۴٫۴	۴۵٫۴
کروم	۵۰٫۷	۲۰٫۸	۱۰٫۸	۱۴٫۱	۴٫۳
کبالت	۴٫۱	۱۰٫۶	۳٫۸	۴٫۳	۴٫۱
تنگستن	۱٫۶	۵٫۹	۲٫۵	۱٫۹	۰٫۱
تیتانیوم	۳٫۹	۵٫۷	۱٫۰	۰٫۹	۱٫۴
مولیبدن	۳٫۶	۵٫۳	۲٫۱	۱٫۸	-
نیوبیوم	-	۴٫۸	-	-	-
تانталوم	-	۳٫۳	-	-	-

پوشش عمدتاً متشکل از فاز NiAl است. منابع گزارش کرده‌اند که برای داشتن مقاومت مناسب در مقابل اکسیداسیون و خوردگی داغ، فاز مطلوب آلومیناید نیکل یا ترکیب NiAl است.

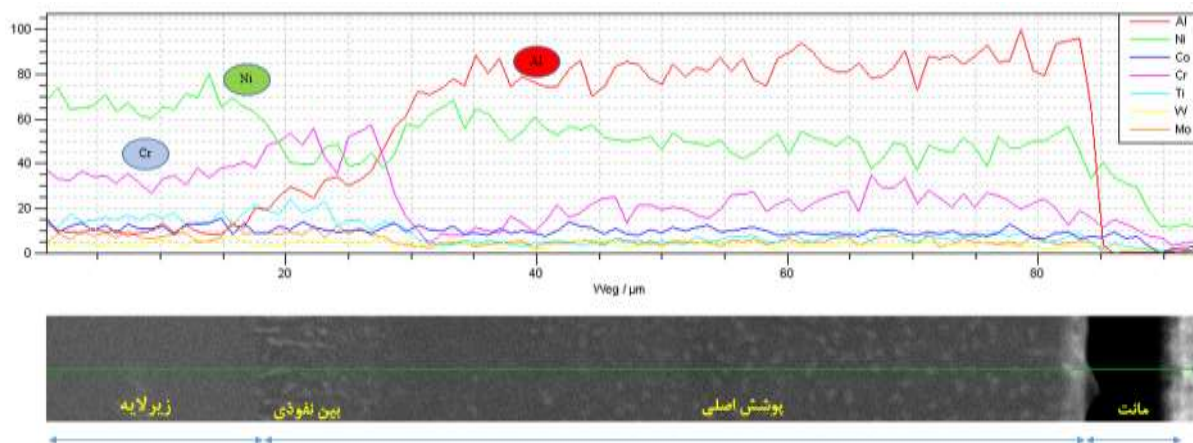
برای تعیین فاز تشکیل شده در پوشش، سطح یکی از نمونه‌های تخت، با استفاده از دوغاب با ترکیب ذکر شده و چرخه حرارتی مشابه با نمونه سوراخ‌دار، پوشش داده شد و سپس به کمک آنالیز پراش پرتو ایکس بررسی شد. نتیجه آزمون که در شکل (۷) آمده نشان می‌دهد که



شکل ۷: نمودار آنالیز پراش پرتو ایکس پوشش آلومینایدی تشکیل شده بر روی زیرلایه.

افزایشی شدیدی داشت و بعد از آن روند تقریباً ثابتی را در طول پوشش تا انتها داشت که نقشه عنصری در شکل (۹) نیز بیانگر همین موضوع است.

شکل (۸) آنالیز روبش خطی عنصری را نشان می‌دهد. همان‌طور که مشاهده می‌گردد با عبور از زیرلایه و ورود به ناحیه پوشش آلومینایدی تا انتهای آن، درصد عنصر آلومینیوم افزایش یافت و از لایه بین‌نفوذی به بعد روند

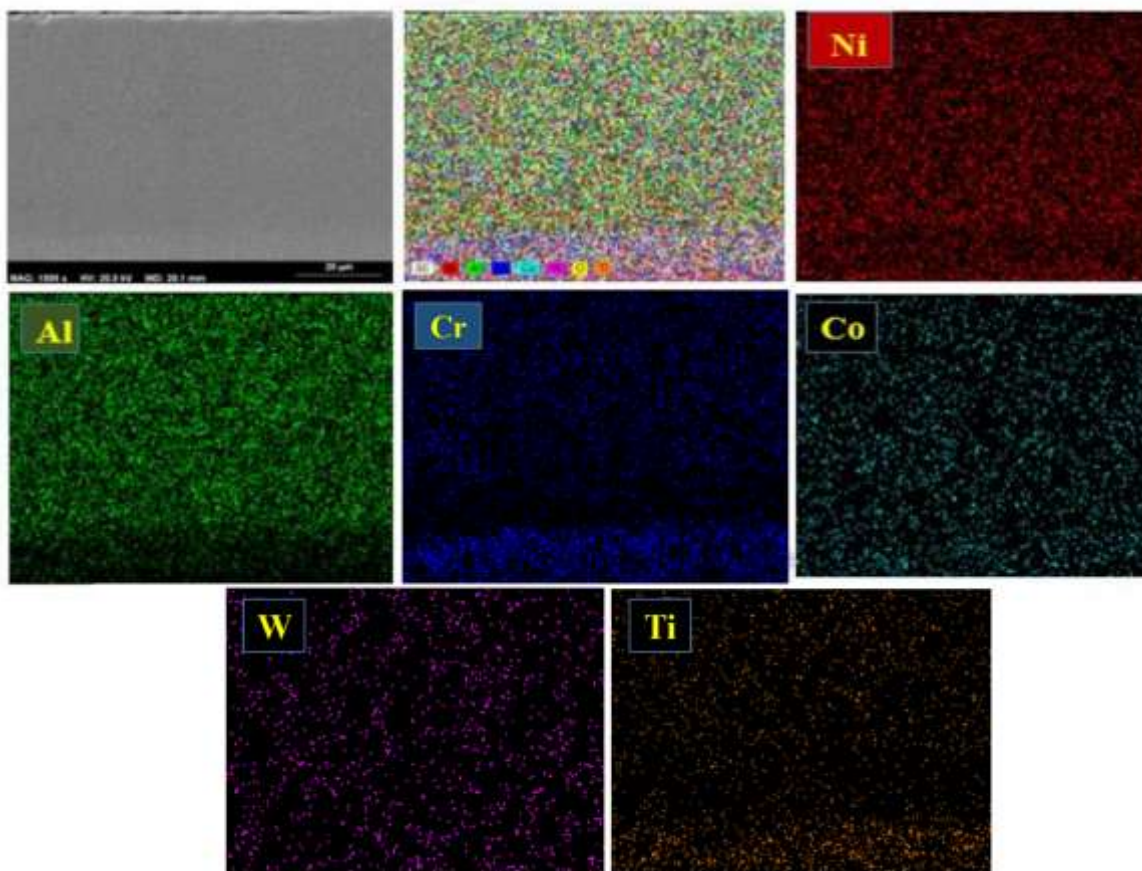


شکل ۸: نمودار روبش خطی عنصری از زیر لایه تا انتهای پوشش.

بالتر از آلومینیوم می‌تواند نشان‌دهنده تجمع کروم به علت پس‌زدن این عنصر با رشد لایه پوشش به صورت نفوذ به داخل آلومینیم باشد. عنصر کبالت و تنگستن تقریباً در نواحی مختلف پوشش روند ثابتی در حدود ۱ تا ۲ درصد اتمی داشته‌اند.

در کل می‌توان گفت ناحیه بالایی پوشش عمدتاً از فاز $\beta\text{-NiAl}$ و رسوبات کرومایدی تشکیل شده است. ناحیه میانی پوشش از تک‌فاز $\beta\text{-NiAl}$ فقیر از رسوب که عناصر سنگین کروم، تیتانیوم، کبالت و مولیبدن در آن محلول جامد شده‌اند تشکیل شده و ناحیه بین نفوذی از رسوبات σ غنی از کروم، مولیبدن و کبالت، رسوبات تیتانیومی و فاز نیکل آلومینایدی تشکیل شده است.

روند تغییر دیگر عناصر در پوشش را نیز می‌توان در شکل (۸) مشاهده نمود. درصد عنصر نیکل در زیرلایه بیشتر از پوشش و لایه بین‌نفوذی است اما می‌توان مشاهده کرد که در نواحی مختلف پوشش تقریباً درصد اتمی یکسانی را دارد، همان‌طور که به صورت کیفی در نقشه عنصری شکل (۹) هم می‌توان مشاهده نمود. از دیگر عناصر زیرلایه می‌توان به کروم، کبالت، تنگستن، مولیبدن و تیتانیوم اشاره کرد که با توجه به روبش خطی و عنصری، میزان عناصر سنگین‌تر در پوشش کمتر از زیر لایه است. کروم ابتدا در ناحیه بین نفوذی افزایش درصد داشت اما در ادامه مثل تیتانیوم با کاهش درصد اتمی همراه است. افزایش کروم در ناحیه بین نفوذی حتی

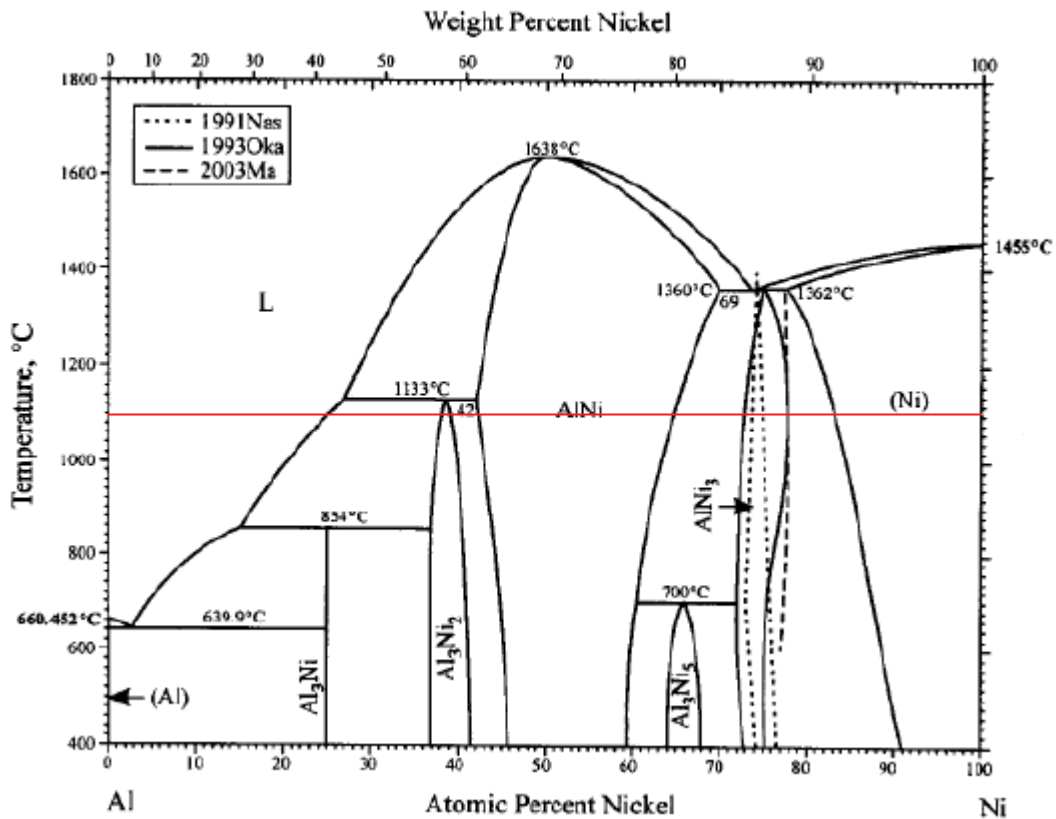


شکل ۹: نقشه پراکندگی عناصر مختلف در پوشش.

نقطه ذوب بالای ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد) به علت گرم‌آب‌بودن واکنش تشکیل و گرمای زیاد تشکیل آن (در حدود 14 Kcal/g. atom) می‌باشد [۲۹]. با نفوذ آلومینیوم به سمت داخل، غلظت آن افزایش می‌یابد و تغییرات مشابهی در فاز موجود نیز پدید آمده و محدوده وسیعی از غلظت‌های آلومینیوم را به وجود می‌آورد. افزایش غلظت آلومینیوم تولید فاز $\delta\text{-Ni}_2\text{Al}_3$ می‌کند که این فاز در دمای پایین پایدار است و در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد ذوب و تبدیل به $\beta\text{-NiAl}$ می‌شود. این ترکیب از نظر مقاومت به اکسیداسیون بهتر از فاز زمینه γ و ضعیف‌تر از فاز β است [۹].

با توجه به وجود فلز آلومینیوم در دوغاب، می‌توان اکتیویته آلومینیوم در سطح قطعه را برابر یک گرفت و در نتیجه انتظار می‌رود پوشش‌های آلومینایدی با مکانیزم رشد به داخل شامل ترکیبات بین فلزی $\delta\text{-Ni}_2\text{Al}_3$ و $\beta\text{-NiAl}$ باشند. در پوشش‌های ایجادشده بر روی نیکل خالص، تشکیل فازهای بین‌فلزی طی فرایند پوشش‌دهی را می‌توان با استفاده از دیاگرام تعادلی Al-Ni در شکل (۱۰) پیش‌بینی کرد. محلول جامد زمینه در سوپر آلیاژ اینکونل فاز γ با ساختار FCC و فاز $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ است که با حضور آلومینیوم ترکیبات $\delta\text{-Ni}_2\text{Al}_3$ و $\beta\text{-NiAl}$ را تشکیل می‌دهد. تمایل زیاد به تشکیل $\beta\text{-NiAl}$ (با

برای فهم بهتر تشکیل پوشش می‌توان مکانیزم تشکیل آن را بررسی کرد.



شکل ۱۰: دیاگرام فازی نیکل-آلومینیوم [۳۰].

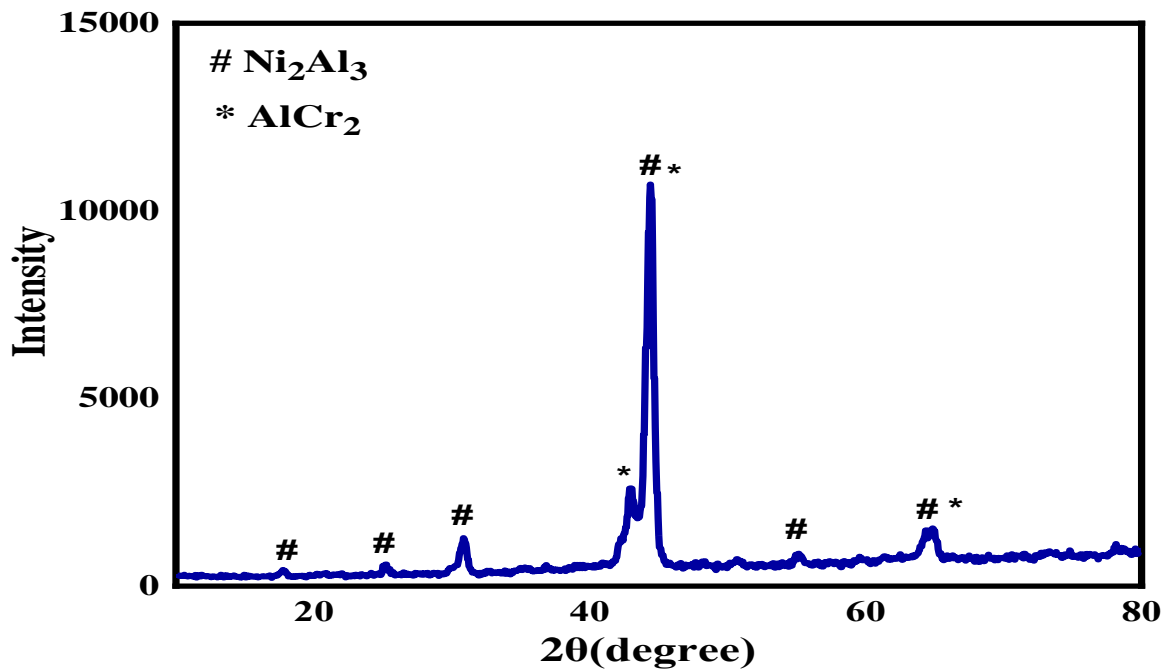
مکانیزم تشکیل پوشش:

بیشترین سهم را دارا می‌باشد. در هر سه مورد آلومینیوم در ناحیه سطحی تشکیل شده نفوذ می‌کند. در این پژوهش فرایند پوشش‌دهی در دو دمای ۸۵۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد انجام شد. در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد طبق گفته گووارد^۱ [۲۲] فاز غالب پوشش، $\delta\text{Ni}_2\text{Al}_3$ همراه با رسوبات عناصر آلیاژی زمینه است که در پوشش پراکنده شده‌اند. عناصر آلیاژی موجود در آلیاژ اولیه یا به عنوان محلول جامد در پوشش، یا به شکل رسوب‌های تشکیل‌شده در حین آلومینیوم‌دهی و یا رسوب‌هایی که از ابتدا در آلیاژ بوده‌اند، حضور دارند. نتیجه آنالیز پراش پرتو ایکس از پوشش تشکیل شده در

در فرایندهای نفوذی آلومینیوم‌دهی، نیرو محرکه و عامل انتقال عنصر پوشش به سطح زیرلایه، اختلاف در اکتیویته آلومینیوم بین زیر لایه و سطح می‌باشد. از آنجاکه وجود فلز آلومینیوم در دوغاب را می‌توان مشابه با اکتیویته بالا و یک در نظر گرفت، می‌توان انتظار داشت که آلومینیوم به داخل نفوذ کند و پس از نفوذ در حالت جامد پوشش آلومیناید تشکیل شود. در این فرایند بسته به دمای آلومینیوم‌دهی، امکان تشکیل لایه‌هایی با ترکیب مختلف وجود دارد. برای مثال امکان تشکیل Ni_2Al_3 به تنهایی، وجود Ni_2Al_3 به همراه NiAl و غنی از آلومینیوم وجود دارد. در دماهای ۷۰۰-۹۵۰ درجه سانتی‌گراد Ni_2Al_3 و در ۱۰۵۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد NiAl

^۱ Goward

دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد نیز مؤید همین مطلب است. همان‌طور که در شکل (۱۱) مشاهده می‌شود فاز غالب تشکیل‌شده در این دما Ni_2Al_3 است که در کنار آن رسوبات $AlCr_2$ نیز مشاهده می‌شود.



شکل ۱۱: آنالیز پراش پرتو ایکس پوشش تشکیل‌شده در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد.

ترتیب ۴۵ و ۴۴ است که از روی دیاگرام فازی نیکل-آلومینیوم در شکل (۹) می‌توان پی برد که فاز زمینه $\beta-NiAl$ است، در آزمون پراش‌سنجی پرتو ایکس نیز مشاهده شد.

ناحیه دوم $NiAl$ غنی نسبت به نیکل، به‌وسیله خروج نیکل از آلیاژ پایه، نفوذ نیکل در عرض لایه درحال‌رشد و واکنش این نیکل با آلومینیوم، رشد می‌کند. ناحیه فصل مشترکی پوشش عمدتاً به‌وسیله خروج نیکل از آلیاژ پایه تشکیل شده است. طی تشکیل پوشش بر روی آلیاژ پایه، دانسیته نسبتاً بالایی از فازهای ثانویه به دلیل عدم حلالیت این فازها در فازهای Ni_2Al_3 و $\beta-NiAl$ غنی نسبت به آلومینیوم تشکیل می‌شود. گووارد و راسموسن^[۳۱]

بعد از عملیات حرارتی در ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد در بعضی مناطق، مقدار آلومینیوم در مرز در حال پیشرفت تا میزانی کاهش می‌یابد که تشکیل فاز $\beta-NiAl$ دیگر نمی‌تواند به‌وسیله نفوذ آلومینیوم روی دهد. در این هنگام فرایندی متفاوت که در آن ادامه تشکیل فاز $\beta-NiAl$ به‌وسیله حرکت نیکل انجام می‌شود روی می‌دهد. بدین ترتیب پوشش از سه ناحیه تشکیل می‌شود: لایه غنی نسبت به آلومینیوم که از درون آن فقط آلومینیوم نفوذ می‌کند، یک لایه درحال‌رشد $\beta-NiAl$ غنی از نیکل که از درون آن فقط نیکل نفوذ می‌کند و ناحیه فصل مشترک حاوی رسوبات درشت است که عمدتاً به علت خروج نیکل می‌باشد. همان‌گونه که از آنالیز EDS نقطه E شکل (۶) مشاهده می‌شود درصد اتمی آلومینیوم و نیکل به

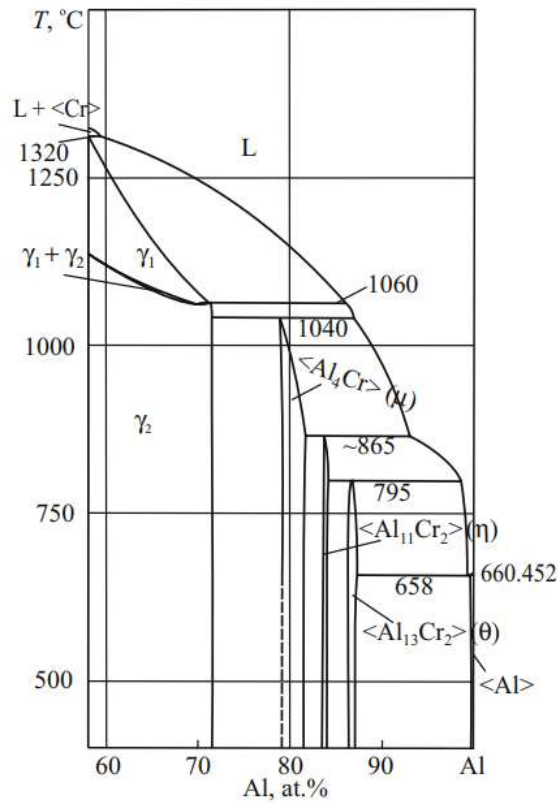
می‌تواند حل شود (شکل ۱۳). در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد، γ_1 به γ_2 تبدیل می‌شود که همچنان حلالیت نیکل در آن کم است. بنابراین می‌توان گفت که با نفوذ آلومینیم به سوپراآلیاز حاوی حدود ۱۵ درصد وزنی، و از طرف دیگر نفوذ به بالای کرم، رسوب $\text{Cr}_9\text{Al}_{17}$ تشکیل می‌شود. بنابراین مقدار آلومینیم موجود در زمینه NiAl در مقدار کم حلالیت این عنصر در زمینه می‌باشد. با نفوذ به داخل آلومینیم، و کاهش شار این عنصر، و در عین حال تخلیه نسبی کرم در زیر لایه غنی از رسوب، زمینه NiAl حاوی رسوبات کم خواهد بود.

مکانیزم تشکیل پوشش به صورت طرحواره را می‌توان در شکل (۱۴) مشاهده کرد. میکروساختار پوشش در فرایند آلومینایز با اکتیویته بالای آلومینیم توسط مرجع [۳۴] مطرح شده است که طی آن در صورتیکه اکتیویته بسیار بالا باشد، پوشش حاوی فاز $\delta\text{Ni}_2\text{Al}_3$ خواهد بود. در اکتیویته بالای آلومینیم، میکروساختار از لایه خارجی $\delta\text{Ni}_2\text{Al}_3$ و لایه زیرین $\beta\text{-NiAl}$ با مقدار آلومینیم بالا تشکیل می‌شود و چنانچه اکتیویته آلومینیم تا حدی بالا باشد، ساختار حاوی فاز βNiAl با مقدار بالای آلومینیم می‌باشد.

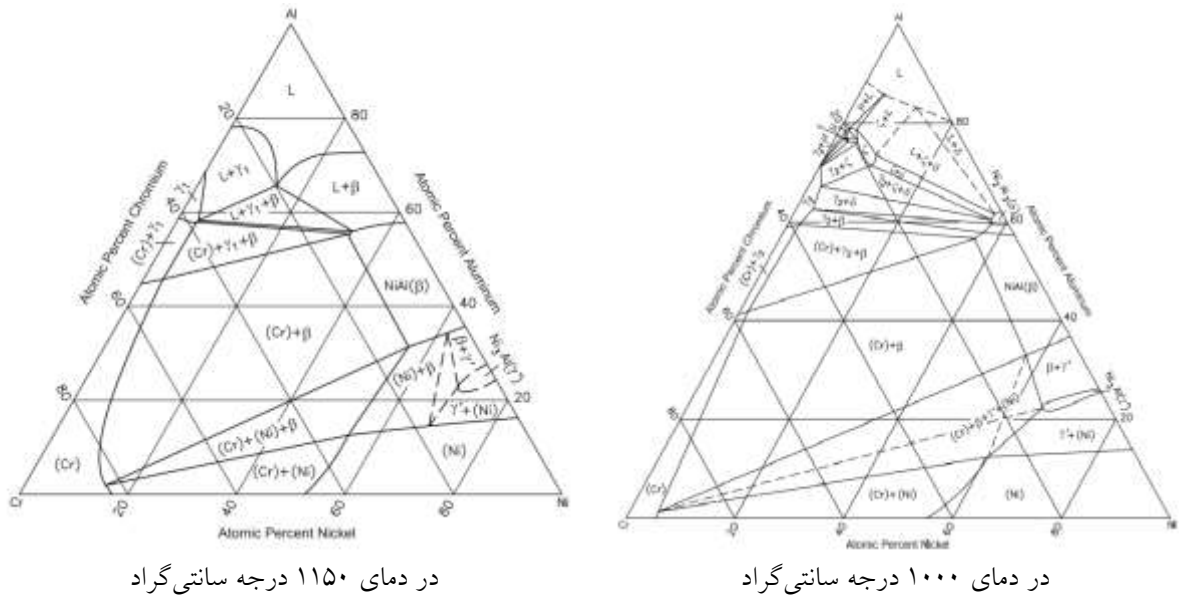
در تحقیقات مشابهی گفتند این رسوبات غنی از کروم، $\alpha\text{-Cr}$ هستند و در تحقیقی دیگر [۲۴] گفته شده که بعد از حل شدن کروم در فاز Ni_2Al_3 و رسیدن به حدحلالیت خود در این فاز یعنی حدود ۴ درصد، فاز AlCr_2 رسوب می‌کند. در نهایت با توجه به درصد بالای کروم در نقاط مختلف پوشش این پژوهش و حدحلالیت پایین آن که در فاز NiAl حدود ۱۷ درصد، در فاز Ni_2Al_3 حدود ۴ درصد و در فاز Ni_3Al حدود ۹ درصد است، می‌توان گفت که اکثر رسوبات تشکیل شده در فاز زمینه رسوبات کرومایدی هستند.

در آلیاژهای شامل آلومینیم، ساختار و ترکیب رسوب‌ها در ناحیه داخلی پوشش، (ناحیه بین نفوذی) از آلیاژی به آلیاژ دیگر متغیر است. اما ساختار اساسی برای تمامی آنها مشابه می‌باشد. طبق گفته گووارد بعضی از پوشش‌ها در ساختار این ناحیه، ترکیبات CrTi ، $\sigma\text{-CoCr}$ و TiC را بر روی آلیاژهای پایه نیکلی نشان داده‌اند [۲۲]. با توجه به ترکیب شیمیایی فازهای تشکیل شده در این ناحیه در جدول (۳) و همچنین نقشه عنصری در شکل (۱۰) می‌توان درصد بالای تیتانیوم و کروم را در این ناحیه مشاهده کرد که نشان از وجود همین رسوبات کرومایدی و تیتانیومی در این لایه است.

طبق نتایج حاصله از پراش اشعه ایکس، پوشش حاوی فاز $\text{Cr}_9\text{Al}_{17}$ می‌باشد که با توجه به شکل ۴، می‌توان گفت که رسوبات این فاز در زمینه NiAl شکل گرفته است. طبق دیاگرام فازی دوتایی Al-Cr [۳۲]، در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی‌گراد و در قسمت غنی از آلومینیم، تنها فاز γ_1 با مقدار آلومینیم کمتر از حدود ۶۵ درصد اتمی می‌تواند تشکیل شود (شکل ۱۲). در دیاگرام فازی سه-تایی Al-Cr-Ni [۳۳] در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد نیز فاز γ_1 پایدار است که مقدار بسیار کمی نیکل در آن



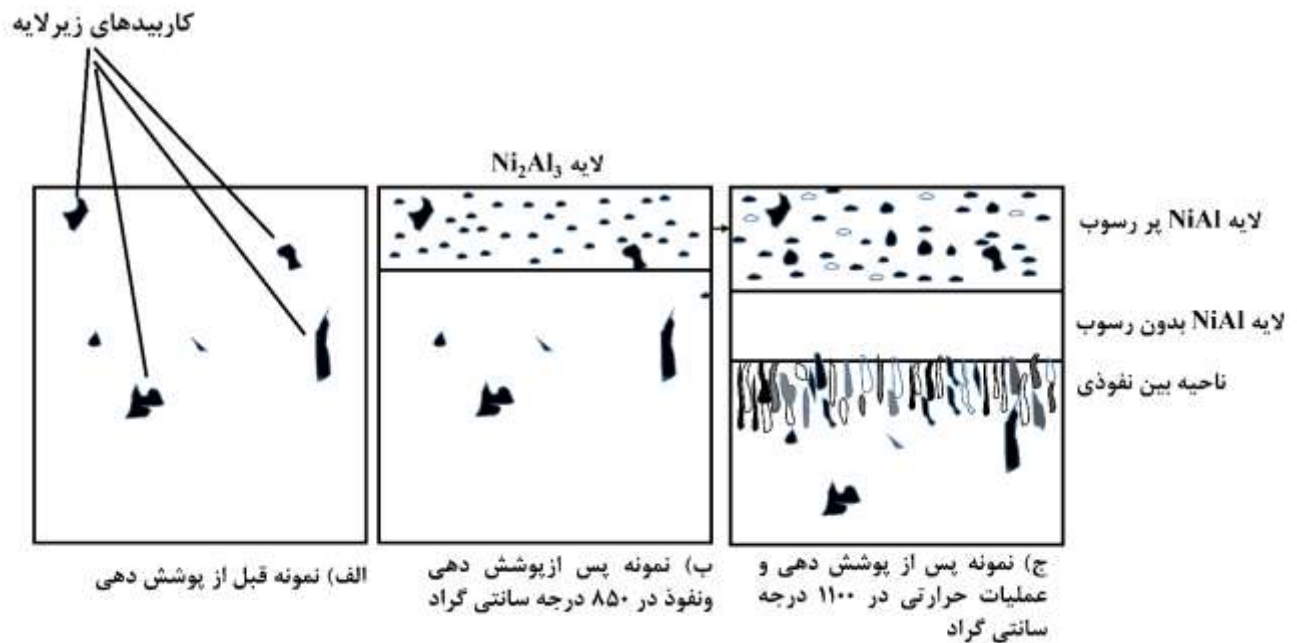
شکل ۱۲. دیاگرام فازی دو تایی آلومینیم-کرم در قسمت غنی از آلومینیم [۳۳].



در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد

در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی‌گراد

شکل ۱۳. دیاگرام فازی سه تایی آلومینیم-نیکل-کرم [۳۴].



شکل ۱۴: طرح‌واره مکانیزم تشکیل پوشش.

(۳) با ترکیب دوغاب مناسب و چرخه دمایی ذکرشده، پوشش با ضخامت حدود ۱۵۰ تا ۲۰۰ میکرون در مجاری و ۷۰ تا ۱۲۰ میکرون در سطح بیرونی با ترکیب غالب NiAl تشکیل می‌شود.

(۴) ساختار پوشش از سه ناحیه مجزا تشکیل شد: لایه غنی از آلومینیوم که از درون آن فقط آلومینیوم نفوذ می‌کند، یک لایه در حال رشد β -NiAl غنی از نیکل که از درون آن فقط نیکل نفوذ می‌کند و ناحیه فصل مشترک حاوی رسوبات درشت است که عمدتاً به علت خروج نیکل می‌باشد.

منابع

[1] H.I.H. Saravanamuttoo, P.V. Straznicky, G.F.C. Rogers, H. Cohen, A.C. Nix, Gas Turbine Theory, 7th ed., Pearson, 2017.

[2] T.J. Carter, Common failures in gas

نتیجه گیری:

- (۱) گرانروی دوغاب نقش کلیدی در ایجاد پوشش در درون مجاری با قطر در حدود یک میلیمتر دارد. دوغاب با ترکیب مناسب و گرانروی 20 ± 210 سانتی پوز (cp) می‌تواند بدون مسدود کردن، در مجاری حرکت کند.
- (۲) دوغاب با ترکیب ۳۰ درصد پودر آلومینیوم و ۷۰ درصد سیستم ناقل، شامل سلولز استات و استون با نسبت استون به سلولز ۱۳ به ۱ می‌تواند برای آلومینیم-دهی انتخاب شود.

turbine blades, Eng. Fail. Anal. 12 (2005) 237–247.

<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2004.07.004>.

[3] S. Han, Je-Chin and Dutta, Sandip and Ekkad, Gas turbine heat transfer and cooling technology, CRC press, 2012.

[4] S.E. Bauer, Method for coating an

- internal surface of an article with an aluminum-containing coating, US Patent No. 7056555, 2006.
- [5] R. Darolia, Modified diffusion aluminide coating for internal surfaces of gas turbine components, US Patent No. 6273678, 2001.
- [6] Martinengo, Carughi, Process for producing protective coatings on metals and metal alloys for use at high temperatures, US Patent No. 4241113, 1980.
- [7] M.N. Rahaman, Ceramic processing, CRC press, 2017.
- [8] D. LIN, Slurry and a coating method, US patent No. 0176115, 2015.
- [9] Montero, X., Galetz, M.C. & Schütze, M. A Novel Type of Environmentally Friendly Slurry Coatings. *JOM* 67, 77–86 (2015). <https://doi.org/10.1007/s11837-014-1239-x>.
- [10] D. Lee, H. Lee, H. Jeong, Slurry components in metal chemical mechanical planarization (CMP) process: A review, *Int. J. Precis. Eng. Manuf.* 17 (2016) 1751–1762. <https://doi.org/10.1007/s12541-016-0201-y>.
- [11] R.H. Petrucci, F.G. Herring, J.D. Madura, Carey Bissonnette, *General chemistry Principles and Modern Applications*, 10th ed., Pearson Prentice Hall, Toronto, 2011. <https://doi.org/10.2307/3468263>.
- [12] Milaniak, Orzel, Lamm, DeSaulniers, Aqueous slurry coating system for aluminide coatings, US Patent No.5366765, 1994.
- [13] Bose k., slurry coating system, US Patent No. 5824366, 1998.
- [14] Park, Sangeeta, Lau, Grossman, Nye, Method for forming metallic-based coating, US Patent No. 6413582, 2002.
- [15] Graham, Herbert, Beck, King, Aluminide coating process, US Patent No. 6881439, 2005.
- [16] K. Shirvani, A. Firouzi, Aluminide coating formation on internal passages of GTD-111 superalloy by slurry technique, *Mater. Sci. Forum.* 595-598 PA (2008) 185–190. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.595-598.185>.
- [17] A. Firouzi, K. Shirvani, Internal surface protection of gas turbine blade by Si-aluminide coating, *Mater. Corros.* 62 (2011) 681–686. <https://doi.org/10.1002/maco.201005854>.
- [18] A. Firouzi, K. Shirvani, The structure and high temperature corrosion performance of medium-thickness aluminide coatings on nickel-based superalloy GTD-111, *Corros. Sci.* 52 (2010) 3579–3585. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.06.026>.
- [19] M.C. Meelu, aluminide silicide coating, coating composition, US Patent No. 6126758, 2000.
- [20] D. Park, D. Sangeeta, Y. Lau, Grossman, Method for forming metallic-based coating, US Patent No. 6413582, 2002.
- [21] Y. Tamarin, *Protective coatings for turbine blades*, ASM International, 2002.
- [22] G.W. Goward, D.H. Boone, Mechanisms of Formation of Diffusion Aluminide Coatings on Nickel-Base Superalloys, 3 (1971) 475–495.
- [23] A.E. Kochmańska, Aluminide coatings on inconel 617 obtained by slurry method with inorganic binder, *J. Achiev. Mater. Manuf. Eng.* 85 (2017) 49–55. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0010.8034>.
- [24] P. Visuttipitukul, N. Limvanutpong, P. Wangyao, Aluminizing of nickel-based superalloys grade in 738 by

- powder liquid coating, Mater. Trans. 51 (2010) 982–987.
<https://doi.org/10.2320/matertrans.M2009382>.
- [25] J. Huang, F. Zhao, X. Cui, J. Wang, T. Xiong, Long-term oxidation behavior of silicon-aluminizing coating with an in-situ formed Ti_5Si_3 diffusion barrier on γ -TiAl alloy, Applied Surface Science, Volume 582, 2022, 152444.
- [26] S.A. Azarmehr, K. Shirvani, A. Solimani, M. Schütze, M.C. Galetz, Effects of Pt and Si on the low temperature hot corrosion of aluminide coatings exposed to Na₂SO₄-60 mol% V₂O₅ salt, Surf. Coatings Technol. 362 (2019) 252–261.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.01.116>.
- [27] Y. Puente, A. Paz, D. Dunand, Effect of Cr content on interdiffusion and Kirkendall pore formation during homogenization of pack-aluminized Ni and Ni–Cr wires., Intermetallics. 117 (2020) 106634.
- [28] R. Bianco, R.A. Rapp, Pack cementation diffusion coatings, Metall. Ceram. Prot. Coatings. (1996) 236–260.
https://doi.org/10.1007/978-94-009-1501-5_9.
- [29] N.S.S. and W.C.H. Chester T. Sims, Super Alloy II, John Wiley and Sons, New York, 1987.
- [30] B. Baufeld, U. Schulz, Life time dependency on the pre-coating treatment of a thermal barrier coating under thermal cycling, Surf. Coat. Technol., 201, (2006) 2667–2675.
- [31] A.J. Rasmussen, A. Agüero, M. Gutierrez, M. José Landeira Østergård, Microstructures of thin and thick slurry aluminide coatings on Inconel 690, Surf. Coatings Technol. 202 (2008) 1479–1485.
<https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.06.056>.
- [32]. V. G. Khoruzha,1 K. E. Kornienko,1,3 D. V. Pavlyuchkov,1 B. Grushko,2 and T. Ya. Velikanova, THE Al–Cr–Fe PHASE DIAGRAM. I. PHASE EQUILIBRIA AT SUBSOLIDUS TEMPERATURES OVER COMPOSITION RANGE 58–100 AT.% Al, Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 50, (1-2), 2011.
- [33] B. Grushko, B. Przepiorzynski, and D. Pavlyuchkov, On the Constitution of the High Al-Region of the Al-Cr Alloy System, J. Alloys Compd., 454, 2008, 454, p 214-220.
- [34]. S. Bose, High Temperature Coatings, Butterworth-Heinemann, London, 2014.