Archive of SID

شانزدهمین سمینار ملی مهندسی سطح

بهمن‌ماه ۱۳۹۴

انجمن علوم و تکنولوژی سطح ایران

اثر فرآیند پوشش دهی نفوذی تک مرحله ای بر ریزساختار سوپرآلیاژ پایه نیکل INCONEL-713LC

عابد جعفری[۱]، علی خرم[۲]، سید غلامرضا میرحسینی[۳]

[۱]. دانشگاه صنایع و معادن ایران، تهران (کارشناسی ارشد مهندسی متالورژی)

[۲]. دانشگاه صنعتی خواجه نصیرالدین طوسی، تهران (دکترای مکانیک)

[۳]. دانشگاه تکنولوژی هوایی مسکو، مسکو (کارشناس ارشد مهندسی هوافضا)

چکیده

برای افزایش مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی دمای بالای سوپرآلیاژها، سطح آنها با پوشش های مناسب پوشانده می شود. آلومینیوم یکی از این پوشش ها است. پوشش های آلومینایدی، سبب تشکیل لایه اکسید سطحی می شوند که منجر به ایجاد مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی داغ می گردد. هدف از این پژوهش، بررسی اثر سیکل های مختلف عملیات حرارتی انحلال بر ریزساختار اینکونل ۷۱۳ کم کربن به عنوان زیرلایه پوشش آلومینیوم سیلیسیوم PWA 73 به روش سمانتاسیون جعبه ای است، زیرا در بازه دمایی ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن دچار استحاله می شود و این استحاله مربوط به فاز استحکام‌بخش گاما پرایم است. بنابراین اثر پوشش کاری نفوذی تک مرحله ای در دمای ۱۰۵۰ و برای ۴ ساعت در ۳ دمای انحلال ۱۱۸۰، ۱۱۹۰و ۱۲۱۰ درجه سانتی گراد و همچنین در حالت ریختگی ، بر روی ریزساختار سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن بررسی شده است.

واژه‌های کلیدی: اینکونل ۷۱۳ کم کربن؛ گاما پرایم؛ عملیات حرارتی انحلال؛ پوشش نفوذی؛

[1]. abedjafari@hitech.iuim.ac.ir

www.SID.ir

Archive of SID

مقدمه

سوپرآلیاژها به مجموعه ای از مواد با ترکیبی از استحکام و مقاومت خوردگی بالا، در هر دمایی بالاتر از حد نهایی تحمل فولادهای مارتنزیتی (حدود ۶۵۰ درجه سانتی گراد)، اطلاق می گردد. استحکام سوپرآلیاژها غالباً از طریق سختی محلول جامد و حضور کاربیدها در سوپرآلیاژهای پایه کبالت تأمین می گردد، در حالی که در سایر سوپرآلیاژهای کارشده و یا ریختگی با پایه نیکل و یا آهن، علاوه بر دو عامل فوق، استحکام توسط رسوب فازهای بین فلزی نیز حاصل می شود [۱].برای افزایش مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی دمای بالای سوپرآلیاژها، سطح آنها با پوشش های مناسب پوشانده می شود. آلومینیوم یکی از این پوشش ها است. پوشش های آلومینایدی، سبب تشکیل لایه اکسید سطحی می شوند که منجر به ایجاد مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی داغ می گردد. خواص پوشش های آلومینایدی را می توان با اصلاح ترکیب شیمیایی یا اصلاح فرایند پوشش دهی بهبود داد. هدف از انجام این اصلاحات، عمدتاً دستیابی به خواص خوردگی داغ بهتر و بهبود خواص مکانیکی پوشش ها بوده است. اصلاح ترکیب شیمیایی با افزودن عناصری نظیرکروم، پلاتین، سیلسیوم و غیره انجام می‌گیرد. افزودن سیلیسیوم به پوشش های نفوذی آلومینایدی منجر به بهبود چشمگیر مقاومت به اکسیداسیون و خوردگی داغ دما پایین می شود. سیلسیوم را می توان به صورت جداگانه قبل از آلومینایزینگ یا به صورت همزمان باآلومینیوم پوشش داد. پوشش دهی همزمان آلومینیوم و سیلیسیوم به دلیل اختلاف زیاد در فشار بخار هالید آلومینیوم و سیلیسیوم مشکل است. روش های متفاوتی برای اصلاح پوشش آلومینایدی با سیلیسیوم وجود دارد[۲]. پوشش PWA 73 حاوی عناصر آلومینیوم وسیلسیوم است که توسط شرکت پرت اند ویتنی، ساخته و نام گذاری شده است. این پوشش به روش سمانتاسیون جعبه ای با استفاده از مخلوط پودری آلومینیوم و سیلسیوم و حرارت دهی در محدوده دمایی ۸۰۰-۷۰۰ یا ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد بدست می آید. هدف از این پژوهش، بررسی اثر سیکل های مختلف عملیات حرارتی انحلال بر ریزساختار اینکونل ۷۱۳ کم کربن به عنوان زیرلایه پوشش آلومینیوم سیلیسیوم به روش سمانتاسیون جعبه ای است، زیرا در بازه دمایی ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد آلیاژ مذکور دچار استحاله می شود. از آنجایی که این استحاله مربوط به فاز استحکام‌بخش گاما پرایم است؛ بررسی اثر سیکل پوشش دهی بر استحکام دمابالای سوپرآلیاژ مذکور ضروری به نظر می رسد، زیرا چندین مکانیزم استحکام بخشی در این آلیاژ مطرح است که مکانیزم تشکیل رسوبات هم سیما(کوهرنت) با ترکیب بین فلزی Ni_3Al یا $Ni_3(AlTi)$ از عمده‌ترین این مکانیزم ها است[۳].
در تحقیقاتی که لیاُ و همکارانش [۴] انجام داده اند، مشخص شده است که در طی اعمال پوشش های نفوذی روی سوپرآلیاژهایی مانند IN-713LC، MAR-M 247 و Rene-80، به علت نفوذ داخلی آلومینیوم و نفوذ خارجی نیکل زیر منطقه نفوذی پوشش اعمالی، لایه ای از فاز متراکم و مکعبی گاما پرایم در زیرلایه تشکیل می شود. در پوشش های دو مرحله ای، در مرحله اول با تشکیل فاز Ni_2Al_3 در دمای ۸۰۰-۷۰۰ درجه سانتی گراد همراه است. تشکیل این فاز در منطقه نفوذی با جهت گیری کریستالوگرافی غیرهمدوس با γ' می

www.SID.ir

Archive of SID

باشد. Ni_2Al^3 ، ترد وشکننده است و با عملیات حرارتی در مرحله دوم با نفوذ به داخل آلومینیوم و نفوذ به خارج نیکل این فاز به فاز غنی از آلومینیوم NiAl تبدیل می شود.

نوع دیگری از پوشش های نفوذی، پوشش های نفوذی تک مرحله ای است که با تشکیل مستقیم NiAl همراه است. بهترین نوع پوشش نفوذی درصورتی رخ می دهد که با تشکیل کاربید $M_{23}C_6$ در درون پوشش همراه شود. زیرا با فاز NiAl دارای جهتگیری کریستالوگرافی یکسان است که همین امر موجب هم سیما (کوهرنت) شدن آن با ساختار پوشش و عدم ایجاد مناطق تمرکز تنش در پوشش می گردد. مکانیزم تشکیل آن به این صورت است که با اعمال پوشش تک مرحله ای در دمای ۱۰۰۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد یا عملیات حرارتی در مرحله دوم و با نفوذ به خارج نیکل و نفوذ به داخل آلومینیوم روی سطح پوشش، لایه ای از NiAl تشکیل می‌شود که عناصری مانند کُرُم، مولیبدن و تنگستن حلالیت ناچیزی در آن دارند که در نتیجه ممکن است منجر به تشکیل کاربیدها و یا حتی فازهای TCP گردد [۳،۴]. تشکیل فاز TCP در پوشش به علت تغییر موضعی عدد جای خالی الکترونی است. هم چنین نفوذ به خارج نیکل باعث می شود، عناصر کاربیدزا که میل به تشکیل کاربید دارند و در فاز زمینه گاما بصورت محلول جامد هستند؛ فعال شده و تشکیل کاربید دهند. این امر به علت ناپایدارشدن فاز گاما رخ می دهد. لازم به ذکر است که در تحقیقات لیاُ و دلفان بطور جداگانه، کاهش جزئی کسرحجمی فاز γ' ناشی از حلالیت جزئی این فاز گزارش شده است[۵،۴].

در تحقیقات دلفان با مشاهده این پدیده عملیات حرارتی ثانویه پس از پوشش دهی نفوذی پیشنهاد گردید که با انجام این عملیات حرارتی در دمای ۸۴۵ درجه سانتی گراد به مدت ۲۴ ساعت، ریزساختار زیرلایه IN-738LC را بهبود بخشید. ولی این امر با تشکیل فازهای سوزنی سیگما در زیرپوشش همراه شد که خود عاملی برای کاهش خواص خوردگی داغ و اکسیداسیون پوشش گردید. در نتیجه در اینگونه موارد قطعه پوشش دار را نمی توان عملیات حرارتی کرد[۵]. با وجود تشکیل فازهای سوزنی سیگما در زیر پوشش بعد از عملیات حرارتی روی قطعه پوشش‌دار، استحکام کششی آلیاژ در مقایسه با قطعه بدون پوشش کم می شود. این امر در تحقیقات رحیمی و همکارانش [۶]، بر سوپرآلیاژ Rene 80 که تحت پوشش نفوذی آلومینیوم در دمای ۱۰۴۵ درجه سانتی گراد به مدت چهار ساعت قرار گرفته است؛ بررسی شده است. باتوجه به تحقیقات متعدد صورت گرفته با وجود مشاهده و میزان کاهش استحکام کششی زیرلایه تحت چنین شرایطی؛ راه حلی برای جلوگیری از این عامل گزارش نشده است. پژوهش پیشرو کاهش کسرحجمی و آگلومره شدن موضعی فاز گاما پرایم در ریزساختار زیرلایه در اثر پوشش دهی را بررسی کرده است.

مواد و روش تحقیق

نمونه های شمش آلیاژ IN-713 LC در شرایط ریختگی و آنیل انحلالی، تحت سیکل پوشش دهی قرار داده شده و توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی می شوند. نمونه ها بصورت مکعبی و به ابعاد ۹×۹×۳ میلی متر بریده و برای آنالیز ریزساختار آماده سازی شده اند. ترکیب شیمیایی نمونه های ریختگی در جدول ۱ آورده

www.SID.ir

Archive of SID

شده است. و همچنین دماها و محیط های سرمایش مورد استفاده برای عملیات حرارتی آنیل انحلالی، در جدول ۲ آورده شده است. لازم به ذکر است که عملیات حرارتی آنیل انحلالی، قبل از اعمال سیکل پوشش دهی انجام شده است. این امر برای بررسی اثر سیکل پوشش دهی بر نمونه آنیل شده، به عنوان سیکل پیرسازی انجام می شود. لازم به ذکر است که در این پژوهش از کوره مقاومتی با اتمسفر کنترل شده استفاده شده است. به منظور حل سازی فاز ثانویه در زمینه و رسوبگذاری مجدد آنها در حین اعمال سیکل پوشش‌دهی، عملیات آنیل انحلال صورت گرفته است. لازم به ذکر است که میزان انحراف از دمای کوره به گونه ای تنظیم گردیده است که اختلاف ۱۰ درجه سانتیگراد معنی دار باشد. برای بررسی تأثیر عملیات پوشش دهی نفوذی آلومیناید سیلیسیوم بر ریزساختار سوپرآلیاژ IN-713LC این آلیاژ تحت عملیات حرارتی منطبق با سیکل پوشش دهی قرار گرفت. بدین منظور نمونه ها طبق جدول ۲ طی زمانهای ۴ ساعت در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد قرار گرفتند. مبنای این چرخه عملیات بر اساس مطالعات صورت گرفته [۷] بوده است و نوع پوشش PWA 73 انتخاب شده است.

نتایج و بحث

در شکل ۱، ریزساختار ریختگی سوپرآلیاژ IN-713LC ، در مناطق بین دندریتی آورده شده است و در شکل ۲، ریزساختار ریختگی IN-713LC، در مناطق درون دندریتی را نشان داده شده است. در درون دندریت کسرحجمی فاز گاما پرایم بصورت مربعی و هم سیما، بیشتر است و در بین دندریت ها بیشتر بصورت پنجره ای و نیمه هم سیما است. اندازه فاز استحکام بخش بین ۰/۵ تا ۱/۸ میکرون است که در دسته بندی فاز گاما پرایم در نوع خود از درشت ترین فازهای ممکن است.

در شکل ۳و۴، ریزساختار سوپرآلیاژ IN-713LC ، پس از اعمال سیکل پوشش دهی در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد و به مدت ۴ ساعت ، نشان داده شده است. در شکل ۴، آگلومره شدن موضعی فاز گاما پرایم در مناطق بین دندریتی به‌وضوح مشخص است.

همانطور که در شکل ۵ دیده می شود؛ پس از سرمایش نمونه انحلال جزئی در هوا، در کنار ریزساختار درشت از فاز گاما پرایم اولیه با اندازه ۷۵±۵۰۲ نانومتر، گاما پرایم ثانویه که موسوم به گاما پرایم سرمایشی است؛ در ریزساختار شروع به جوانه زنی کرده است. اندازه آن ها ۴۴± ۱۰۵ نانومتر است. این گاما پرایم ثانویه بعد از قرارگیری در سیکل پوشش دهی به صورت کاملاً منظم و مربعی رشد می کند و در کنار گاما پرایم اولیه، ریزساختار دو وجهی منظم در مناطق درون دندریتی ایجاد می کند (شکل ۵). البته در این رشد نیز اثر گیبس تامسون مشهود است. زیرا با رشد گاما پرایم ثانویه درحین سیکل پوشش دهی، اندازه آنها درشت تر و تعداد آنها

www.SID.ir

Archive of SID

کمتر شده است. افزایش اندازه و کاهش تعداد گاما پرایم ثانویه در نمونه های شکل ۵ ، نیز مشاهده می شود. پس دمای بالای سیکل پوشش دهی منجر به رشد سریع فاز ثانویه در زمینه می گردد.

شکل ۶ ریزساختار نمونه آنیل انحلال شده در دمای ۱۱۹۰ درجه سانتی گراد که به مدت چهار ساعت در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد، قرار گرفته است؛ را نشان می دهد. ریزساختارمنظم و کاملاً مربعی فاز گاما پرایم در مرکز و مرزدانه در شکل ۶ مشهود است. علت افزایش نسبی استحکام همین ریزساختار کاملاً یکدست با اندازه های ۳۲±۴۸۶ نانومتر در زمینه است. ولی چون دمای پوشش دهی بسیاربالاتر از دمای پیرسازی استاندارد است؛ فقط شکل مربعی گاما پرایم در پیرسازی دمابالا میسر گردیده است. اما کسرحجمی آن حتی نسبت به نمونه ریختگی که تحت سیکل پوشش دهی قرارگرفته است؛ کمتر است. این کاهش کسرحجمی باعث کاهش اثر قفل کنندگی مرزدانه شده و همین عامل باعث رشد سریع ترک در مرزدانه پس از جوانه زنی ترک در این منطقه می شود. پارامتر دوم که در این نمونه نسبت به حالت ریختگی مشهودتر است؛ اختلاف اندازه گاما پرایم در مرز و مرکز دانه است. هرچه اختلاف بیشتر باشد؛ اختلاف استحکام مرزدانه ای با اطراف آن بیشتر می شود.

لازم به ذکر است که پاسکوئین و همکارانش [۸] نیز در شرایط مشابه به ریزساختار آگلومره شده از فاز ثانویه در زمینه رسیده اند. این ریزساختار مشابه ریزساختار ریختگی که تحت سیکل پوشش دهی قرار گرفته؛ می باشد و ریزساختار مناسبی برای زیرلایه ی پوشش نفوذی آلومینیوم سیلیسیوم نیست. حتی اگر در مناطق مرزدانه ای استحاله فازی مطلوب برای بهبود خواص خزشی رخ داده باشد. پس باید سرعت سرمایش به گونه ای کنترل شود که از آگلومره شدن در طی سرمایش جلوگیری شود. در ادامه نمونه ها انحلال شده تحت سرمایش هوا بررسی می شود.

شکل ۷، ریزساختار نمونه آنیل شده را که تحت سیکل پوشش دهی قرارگرفته است؛ نشان می دهد. همانطور که در شکل ۷ مشاهده می شود؛ پس از ایجاد ذوب ابتدایی در نمونه، این ذوب در مرز مجاور حرکت کرده است. نمونه این اتفاق در اتصالات ایجاد فاز میانی(TLP) ایجاد می شود. چون فاز میانی با فلزپایه یوتکتیک داده است و در دماهای بالا این اتفاق باعث تردشدن اتصال حاصل می گردد. تحقیقات ژانستا و همکارانش [۹،۱۰] این عامل نادیده گرفته شده است. در شکل ۷، مسیر حرکت ذوب ابتدایی در مرزدانه با پیکان های سفید مشخص گردیده است. بدیهی است که عامل ایجاد ذوب ابتدایی در مرزدانه نیز خود از اصلی ترین دلایل کاهش استحکام سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۳ کم کربن است.

در شکل ۷ فاز گاما پرایم با شکل کاملاً منظم و مربعی، با اندازه ۸۴±۳۴۰ نانومتر جوانه زنی کرده است. این شکل از فاز به علت فرصت دادن به آن برای نفوذ در دمای بالاتر در کوره بوده است.

www.SID.ir

Archive of SID

نتیجه‌گیری

۱) انجام پوشش‌دهی بر روی زیرلایه ریختگی به‌روش تک مرحله‌ای باعث آگلومره شدن موضعی فاز استحکام بخش گاما پرایم در مناطق درشت‌تر و بین‌دندریتی می‌شود.

۲) انجام عملیات حرارتی در دماهای بالاتر از ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد باعث ذوب یوتکتیک در آلیاژ شده که باعث افت استحکام آلیاژ می گردد.

۳) انجام عملیات حرارتی آنیل انحلال کامل در دمای ۱۱۹۰ درجه سانتی گراد و سپس قرارگیری در سیکل پوشش دهی باعث مربعی و منظم شدن فاز گاما پرایم در تمام ریزساختار آلیاژ بطور یکنواخت می شود. ولی به دلیل اختلاف در اندازه گاما پرایم در مرز و درون دانه سبب افت درصد تغییر طول در مقایسه با نمونه ریختگی که تحت سیکل پوشش دهی قرار گرفته‌است؛ می گردد.

۴) انجام عملیات حرارتی آنیل انحلال جزئی در دمای ۱۱۸۰درجه سانتی گراد و سپس قرارگیری در سیکل پوشش دهی، باعث ایجاد ریزساختار دو وجهی ریز و درشت از فاز گاما پرایم می شود که همین عامل باعث بازیابی استحکام دما بالای آلیاژ در مقایسه با نمونه ریختگی می گردد. ولی به علت کسر حجمی کمتر فاز استحکام بخش گاما پرایم نسبت به نمونه ریختگی استحکام آن به استحکام نمونه خام ریختگی نمی رسد.

۵) در حالت کلی پوشش کاری نفوذی بر روی فاز گاما پرایم اینکونل ۷۱۳ کم کربن اثر منفی دارد و این اثر منفی با انجام عملیات حرارتی انحلال تشدید خواهد شد و بدترین حالت برای فاز گاما پرایم در دمای عملیات حرارتی ۱۲۱۰ درجه سانتی گراد بدست آمده است.

مراجع

1. C.T.Sims, N.S. Stoloff , “ SuperalloysII “ , John willy & Sons , 1987, pp.101-151
2. S. Behrouzghaemi , R.J. Mitchell , “Morphological changes of γ' precipitates in superalloy IN738LC at various cooling rates” , Materials Science and Engineering A 498 , 2008 ,pp.266–271.
3. G.Y. Kim, W.Y. Lee, J.A. Haynes, and T.R. Watkins, " Morphological Evolution during the Early Stages of Aluminide Coating Growth on a Single-Crystal Nickel Superalloy Surface", Metallurgical and materials transactions A, Vol 32, 2001, pp.615-624.
4. F. S. Liao, D. Gan, P. Shen, "Microstructure of first stage aluminized coating on Nickel base superalloys”, *Materials Science and Engineering*, A125, 1990, pp. 215-221.
5. Y. Itoh, M. Saitoh, Y. Ishivata, "Influence of high-temperature protective coatings on the mechanical properties of nickel-based superalloys", *Jurnal of Materials Science*, Vol 34, 1999, pp. 3957-3966.
6. Kh. Rahmani, S. Nategh, "Influence of aluminide diffusion coating on the tensile properties of the Ni-base superalloy René 80", *Surface & Coatings Technology*, Vol 202, 2008, pp. 1385-1391.
7. H. Arabi, S. Rastegari, Z. Salehpour & A. Bakhshi, "Formation mechanism of silicon modified aluminide coating on a Ni-base superalloy", IUST International Journal of Engineering Science, Vol 19, 2008, pp. 39-44.

www.SID.ir

Archive of SID

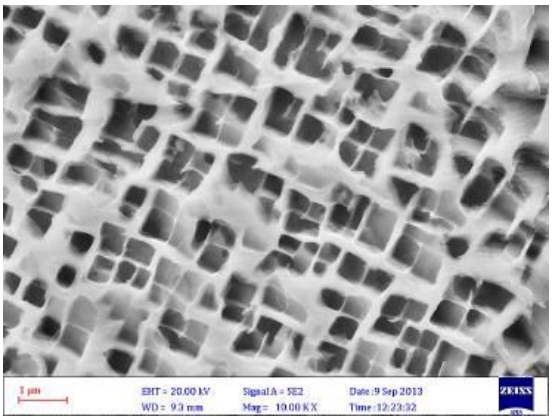
8. J. R. Mihalisin and D. L. Pasquine, " superalloys-Phase transformations in nickel base superalloys", TMT, 1968, pp. 134-170.
9. Z. Jonsta, P. Jonsta, "Structural phase analysis of nickel superalloy IN713 LC", Acta Metallurgica Slovaca, Vol. 12, 2006, pp. 436-442.
10. Zh. Shengyu, B. Qinling, J. Yang, L. Wei min, "Ni_3Al matrix high temperature self-lubricating composites", *Tribology International*, Vol 44, 2011, pp. 445–453.

جدول ۱: ترکیب شیمیایی نمونه های ریخته گری شده

عناصر	Ni	Cr	Al	Mo	Nb	Ti	Co	Fe	Zr	W
درصد وزنی	Base	12.02	5.99	3.90	1.80	0.63	0.27	0.18	0.10	0.08
عناصر	C	Ta	Si	Sb	Cu	Mg	B	As	Zn	P
درصد وزنی	0.07	0.06	0.03	0.02	0.02	0.01	0.01	0.01	0.06	0.01

جدول ۲: عملیات حرارتی و سیکل پوشش دهی

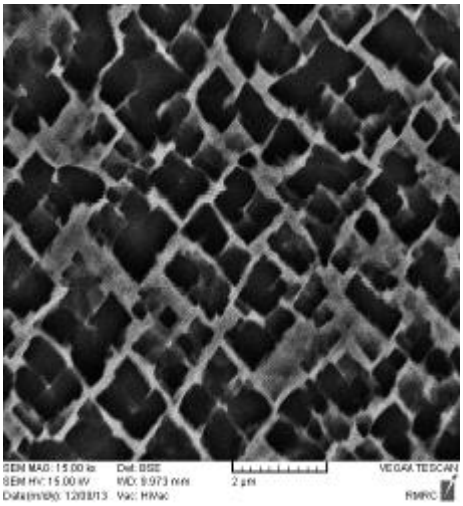
شماره نمونه	عملیات حرارتی و پوشش دهی
نمونه ۱	بعد از ریخته گری
نمونه ۲	ریخته گری شده و سپس اعمال سیکل ۴ ساعته پوشش کاری در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد
نمونه ۳	ریخته گری شده و سپس آنیل انحلالی در دمای ۱۱۸۰ درجه سانتی گراد و سپس اعمال سیکل ۴ ساعته پوشش کاری در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد
نمونه ۴	ریخته گری شده و سپس آنیل انحلالی در دمای ۱۱۹۰ درجه سانتی گراد و سپس اعمال سیکل ۴ ساعته پوشش کاری در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد
نمونه ۵	ریخته گری شده و سپس آنیل انحلالی در دمای ۱۲۱۰ درجه سانتی گراد و سپس اعمال سیکل ۴ ساعته پوشش کاری در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد



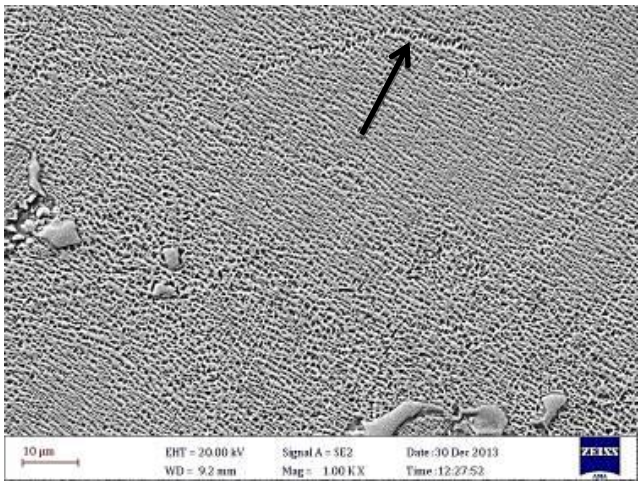
شکل۱: تصویر SEM از ریز ساختار ریختگی سوپرآلیاژ IN-713LC در مناطق بین دندریتی.

www.SID.ir

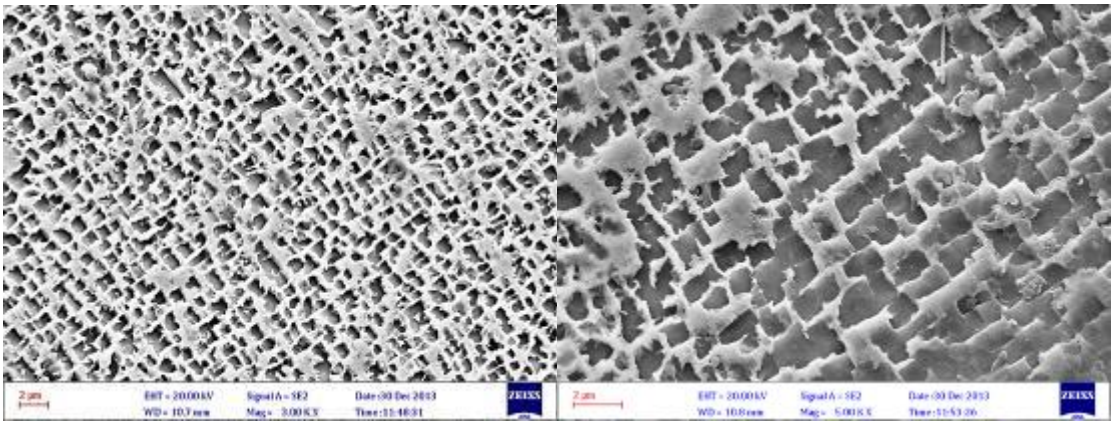
Archive of SID



شکل۲: تصویر SEM از ریز ساختار ریختگی سوپرآلیاژ IN-713LC در مناطق درون دندریتی.



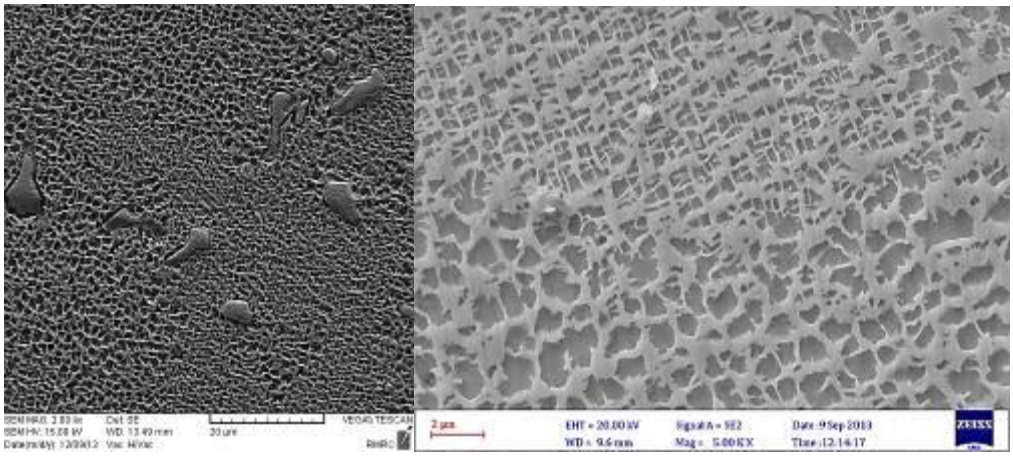
شکل۳: تصویر SEM از ریز ساختار سوپرآلیاژ IN-713LC که بعد از ریخته گری تحت سیکل پوشش دهی در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد به مدت ۴ ساعت قرار گرفته است (پیکان مرزدانه را نشان می دهد).



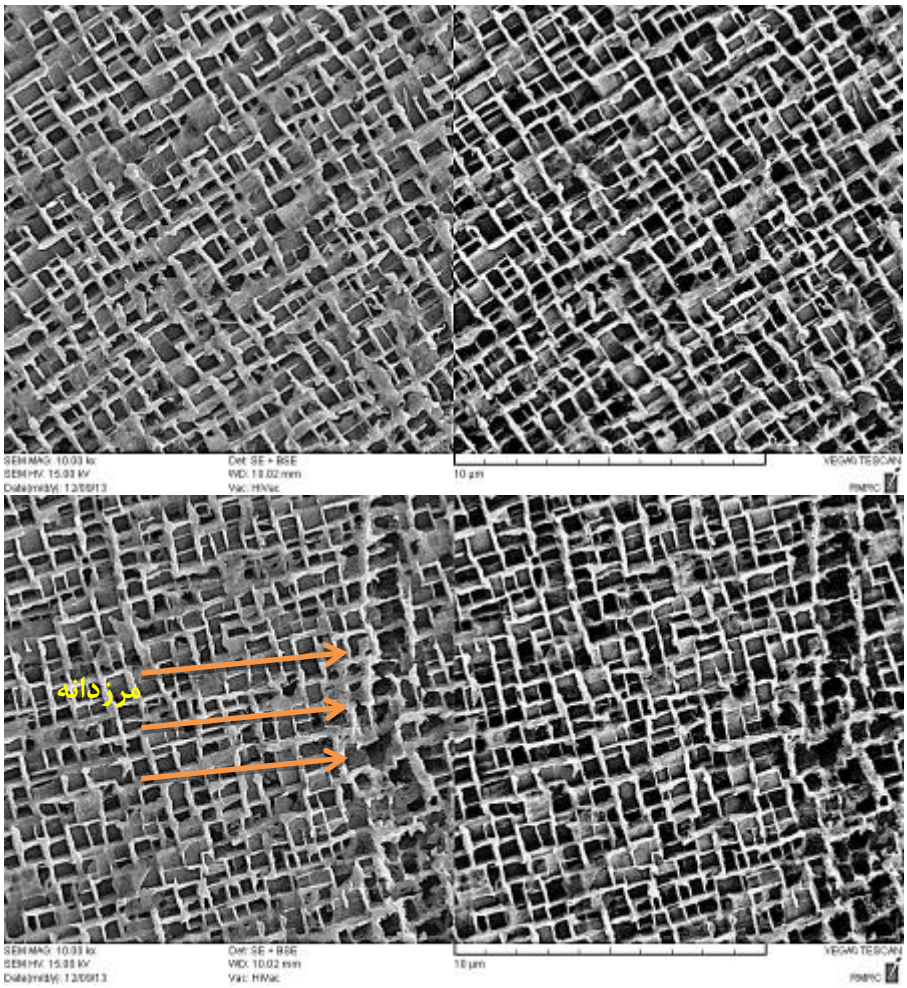
شکل ۴:ریزساختار سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۳ بعداز قرارگیری در سیکل پوشش‌دهی نفوذی به‌مدت چهار ساعت.
(آگلومره‌شدن فازثانویه در منطقه‌بین‌دندریتی)

www.SID.ir

Archive of SID



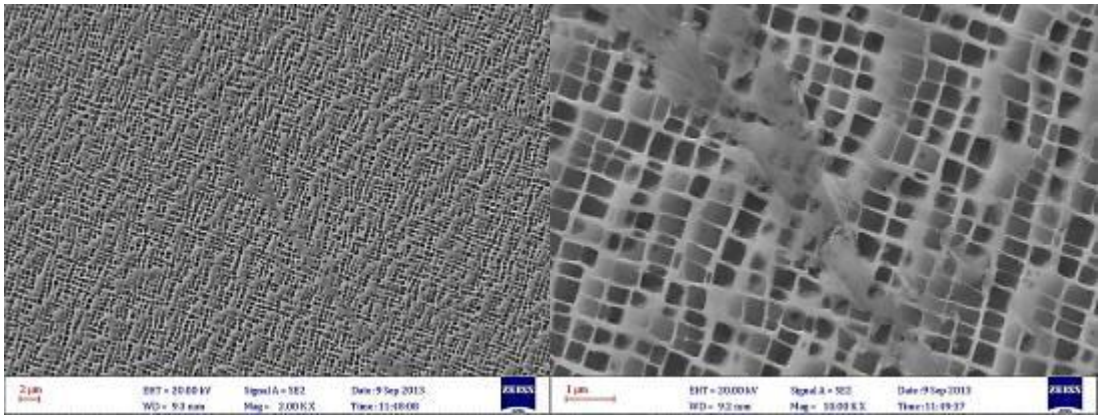
شکل ۵: ریزساختار نمونه آنیل انحلال شده در دمای ۱۱۸۰ درجه سانتی گراد که تحت سیکل پوشش دهی به مدت چهار ساعت در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد قرار گرفته است.



شکل ۶: ریزساختار نمونه آنیل انحلال شده در دمای ۱۱۹۰ درجه سانتی گراد که تحت سیکل پوشش دهی به مدت چهار ساعت در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد قرار گرفته است الف) مرکزدانه، ب) مرزدانه.

www.SID.ir

Archive of SID



شکل۷: شکل حرکت ذوب ابتدایی در مرزمجاور آن در نمونه همگن شده در دمای ۱۲۱۰ درجه سانتی گراد که تحت سیکل پوشش دهی قرارداده شده است.

www.SID.ir