

مقایسه اثر لیزر پالسی Nd:YAG و لیزر پیوسته فیبری بر ریزساختار، هندسه اتصال و

جوش پذیری سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸

محمدعلی رضایی، همام نفاخ موسوی*

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه تربیت مدرس، تهران، ایران

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۷/۰۵/۰۳، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۷/۰۶/۲۳، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۷/۰۷/۰۲

چکیده اینکونل ۷۱۸ که یک سوپرآلیاژ پایه نیکلی رسوب سخت‌شونده محسوب می‌شود و به وسیله رسوبات γ'' -Ni₃Nb مستحکم می‌شود، به صورت گسترده برای کاربردهای دمای متوسط و بالا در صنایع مختلفی به کار می‌رود. با وجود اینکه این آلیاژ مقاومت بالایی در برابر ترک خوردن پیرکرنشی از خود نشان می‌دهد، اما حساسیت بالایی نسبت به ترک‌های انجمادی و ترک‌های ذوبی در حین جوش کاری دارد. هدف از انجام این تحقیق مقایسه اثر لیزر پالسی Nd:YAG و لیزر پیوسته فیبری بر ریزساختار، هندسه اتصال و سازوکار ترک‌های داغ در اینکونل 718 می‌باشد. برای این منظور از یک دستگاه لیزر پالسی Nd:YAG و یک دستگاه لیزر موج پیوسته فیبری استفاده شد. برای تعیین درصد عناصر تشکیل‌دهنده آزمایش کوانتومتری، جهت بررسی ریزساختار از میکروسکوپ نوری (OM) و میکروسکوپ الکترونی (SEM) و همچنین جهت آنالیز شیمیایی از میکروسکوپ الکترونی مجهز به EDS استفاده شد.

کلمات کلیدی: اینکونل ۷۱۸، لیزر پالسی Nd:YAG، لیزر پیوسته فیبری، ترک ذوبی HAZ، جوش پذیری.

Comparison of the Effect of Pulsed Nd:YAG and Continuous Wave Fiber Laser on the Microstructure, weld Geometry and Weldability of Inconel 718 Superalloy

Mohammad Ali Rezaei¹, Homam Naffakh-moosavy^{1*}

¹ Department of Materials Engineering, Tarbiat Modares University, Tehran, Iran

Abstract Inconel 718 is precipitation strengthened Ni-base superalloy that is strengthened by γ'' precipitate with the Ni₃Nb chemical composition, widely used for medium and high temperature applications in different industries. Despite high resistance to strain aging cracking for Inconel 718, this alloy is more sensitive to solidification and liquation cracking. The main purpose of this investigation is to compare the effect of Nd:YAG pulsed laser and fiber continuous laser on the Microstructure, Connection Geometry and Hot cracking Mechanism in Inconel 718. For this purpose, an Nd: YAG pulsed laser device and a continuous wave fiber laser device were used. To determine the percentage of the elements, using the quantum test and an electron microscope and optical microscope (OM) was used to investigate the microstructure and electron microscopy (SEM) equipped with EDS also used for chemical analysis.

Keywords: Inconel 718, Nd:YAG pulsed laser, continuous wave Fiber laser, HAZ liquation cracking, Weldability

۱- مقدمه

روش‌های متنوعی برای جوش‌کاری این آلیاژ پیشنهاد شده است که از این جمله می‌توان به انواع جوش‌کاری های قوسی، جوش‌کاری پرتوی لیزر و جوش‌کاری پرتوی الکترونی اشاره کرد. اما استفاده از لیزر، یک راه بسیار مناسب جهت انجام جوش‌کاری در آلیاژهای مختلف است که به دلیل ویژگی‌های خود از قبیل حفاظت عالی حوضچه‌ی مذاب، جوش‌های با مقاومت خستگی بالا، حرارت ورودی^۶ کم، منطقه‌ی متأثر از حرارت^۷ باریک، سهولت جوش‌کاری در حالت سوراخ کلیدی^۸، اعوجاج کم قطعه کار، نسبت عمق به عرض بالا در حوضچه‌ی جوش و سرعت و دقت بالا در فرآیند جوش‌کاری مورد توجه مهندسان و طراحان قرار گرفته است.

در جوش‌کاری اینکونل ۷۱۸ به کمک فرآیندهای جوش-کاری قوسی، تحقیقات زیادی صورت گرفته و در جوش‌کاری ورق‌های نازک این آلیاژ به کمک روش جوش‌کاری با قوس تنگستن^۹، همچنان مشکلاتی نظیر اعوجاج بالا و استحکام کم در ناحیه‌ی اتصال وجود دارد. ژین لی^{۱۰} و همکاران [۵] گزارش کردند که در جوش‌کاری ورق ریختگی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ به وسیله روش GTAW با افزایش حرارت ورودی جوش‌کاری، فاصله بازوهای دندریته‌های ستونی، اندازه فاز غنی از Nb لاوه و تنش جوش‌کاری و در نتیجه حساسیت به ترک‌های انجمادی افزایش می‌یابد.

اغلب ترک ذوبی HAZ در جوش‌کاری پرتوی الکترونی می‌تواند به وسیله انتخاب فلز پایه ریزدانه برطرف شود. البته در جوش‌هایی با حرارت ورودی بالا این امر کمتر موثر واقع می‌شود زیرا واکنش‌های متالورژیکی مرزخانه‌ها را به سمت ذوب‌شدگی سوق می‌دهند. یانپنگ^{۱۱} و همکاران [۶] با بررسی اثر فلرپایه و سرعت جوش‌کاری بر ریزساختار و ترک ذوبی HAZ به روش پرتوی الکترونی بر روی آلیاژ ۷۱۸ گزارش کردند که کاهش سرعت جوش‌کاری باعث پیشرفت ریزجدایش در منطقه نزدیک حوضچه مذاب می‌شود که در آنجا میزان فاز لاوه

سوپرآلیاژهای پایه نیکل با توجه به خصوصیات منحصر-به‌فرد خود از جمله استحکام کششی، استحکام خزشی و ضربه-پذیری در دمای محیط و در دماهای بالای کاری، مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون در دماهای بالا به صورت گسترده در صنایع مختلفی مانند صنایع نیروگاهی، صنایع نفت و گاز و پتروشیمی، صنایع هسته‌ای، صنایع شیمیایی و دیگر صنایع مهم استفاده می‌شود [۱ و ۲].

در این میان، اینکونل ۷۱۸ که یک سوپرآلیاژ پایه نیکلی رسوب سخت‌شونده است و استحکام خود را به وسیله رسوبات $\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$ به دست می‌آورد در هر دو حالت ریختگی و کار شده به طور گسترده‌ای در ساخت قطعات ثابت (نه چرخنده) موتورهای توربین استفاده می‌شود [۳]. یکی از کاربردهای اصلی اینکونل ۷۱۸ در ساخت شافت توربین گاز در هوافضا و مهارکننده‌های فشار است [۴]. این آلیاژ مقاومت بالایی در برابر ترک خوردن پیرکرنتی^۱ از خود نشان می‌دهد و تا دمای 650°C استحکام بالای خود را تقریباً حفظ می‌کند. مقاومت به ترک خوردن پیرکرنتی ناشی از جانشین‌سازی نیوبوم به جای عوامل استحکام‌دهنده تیتانیوم و آلومینیوم و شکل‌گیری رسوب $\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$ می‌باشد که کندتر از $\gamma'\text{-Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ شکل می‌گیرد. اگرچه اینکونل ۷۱۸ به ترک‌های پیرکرنتی مقاوم است، اما وجود رسوبات و فازهای ثانویه $\gamma''\text{-Ni}_3\text{Nb}$ و $\delta\text{-Ni}_3\text{Nb}$ و هم-چنین فاز لاوه^۲ در آن سبب حساسیت به ترک‌های انجمادی^۳ و ترک‌های ذوبی^۴ شده است که این مسأله باعث کاهش جوش-پذیری آلیاژ در منطقه ذوب جزئی^۵ و HAZ گردیده است. دراصل دمای تشکیل فاز لاوه و هم‌چنین مقدار و مورفولوژی فاز لاوه و NbC تعیین‌کننده حساسیت به ترک انجمادی در آلیاژهای رسوب سخت‌شونده نسل سوم که با γ'' مستحکم می‌شوند می‌باشد.

⁷ Heat Affected Zone (HAZ)

⁸ Keyhole

⁹ Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)

¹⁰ Xin Ye

¹¹ Yunpeng Mei

¹ Strain Age Cracking (SAC)

² Laves Phase

³ Solidification Cracking

⁴ Liquation Cracking

⁵ Partially Melted Zone (PMZ)

⁶ Heat Input

۲- روش تحقیق

در این پژوهش ابتدا تسمه‌هایی با ابعاد $۱۱۵ \times ۲۵ \times ۴$ میلی‌متر از شمش کار شده (فورج داغ) اینکونل ۷۱۸ تهیه شد و به منظور تعیین ترکیب شیمیایی فلز پایه آزمونکواتومتری انجام گرفت که نتایج آن در جدول ۱ آمده است.

جهت انجام جوش کاری ابتدا از یک دستگاه لیزر پالسی Nd:YAG با حداکثر توان متوسط ۳۰۰ وات که قادر به تولید پالس‌هایی با توان حداکثری ۱۰۰۰۰ وات و انرژی کل ۱۰۰ ژول است استفاده شد. در گام بعد جهت انجام جوش کاری با لیزر موج پیوسته فیبری، از چشمه لیزر فیبر مدل YFL-600 با موج پیوسته و حداکثر توان ۶۰۰ وات استفاده شد. طول موج پرتوی این لیزر ۱۰۸۰ نانومتر، بازدهی نوری ۷۸٪، فاصله کانونی ۱۰۰ میلی‌متر و کیفیت پرتویی نزدیک به یک دارد. در انتخاب کدهای جوش کاری حرف NY برای لیزر Nd:YAG و حرف F برای لیزر فیبر استفاده شده است.

با توجه تعدد پارامترهای لیزر پالسی و محدود بودن آن در لیزر فیبر، برای رسیدن به عمق نفوذ کافی پس از دست‌یابی به پارامترهای بهینه، دو خط جوش برای لیزر پالسی Nd:YAG و دو خط جوش برای لیزر فیبر جوش به صورت خودزا^۴ و بر روی سطح ورق^۵ اعمال شد که اطلاعات آن در جدول ۲ آمده است. در این پژوهش ملاک بهینه شدن پارامترها، به دست آوردن جوش سالم عاری از ترک داغ و حفره با هندسه مناسب و عمق نفوذ مورد نظر می‌باشد. در ضمن شکل پالس انتخاب شده برای لیزر پالسی Nd:YAG به صورت پالس آنیلی (annealing Pulse) بوده است که باعث کاهش هرچه بیشتر چرخه‌های گرمایی منتقل شده به ناحیه اتصال می‌شود.

برای اچ کردن نمونه‌ها از دو نوع محلول اچ متفاوت برای فلز پایه و فلز جوش استفاده گردید. برای مشاهده ریزساختار فلز پایه از محلول اچ ماربل^۶ ($\text{CuSO}_4, 50\text{ml H}_2\text{O}, 50\text{ml HCl}$) 10 g به مدت ۲۵ ثانیه و برای مشاهده ریزساختار فلز جوش از مخلوط سه اسید $\text{HNO}_3, \text{CH}_3\text{COOH}, \text{HCl}$ با نسبت‌های مساوی به مدت ۱۰ ثانیه استفاده شد. جهت بررسی ریزساختار

بیشترین مقدار است. اما اندازه دانه درشت برای فلز پایه و افزایش سرعت جوش کاری (به دلیل افزایش تنش‌های حرارتی) حساسیت به ترک ذوبی HAZ را افزایش می‌دهد

سانگ^۱ و همکاران [۷] در تحقیق بر روی جوش کاری سوپرآلیاژ ۷۱۸ گزارش کردند که با انجام جوش کاری به روش FSW با پارامترهای بهینه و عملیات حرارتی پس از جوش کاری علاوه بر بهبود استحکام کششی و سختی با کاهش میانگین اندازه دانه در فلز جوش و ناحیه هم‌زده شده که ناشی از تبلور مجدد دینامیکی بوده است توانسته‌اند تا حدی از به وجود آمدن ترک‌های گرم جلوگیری کنند.

در ارتباط با جوش کاری لیزری این آلیاژ توسط لیزر موج پیوسته فیبری^۲ تاکنون در ایران تحقیقی گزارش نشده است. هم-چنین در رابطه با تأثیر جوش کاری به وسیله دو لیزر Nd:YAG^۳ پالسی و لیزر موج پیوسته فیبری [۸] بر روی ریزساختار و سازوکار ترک‌های داغ این آلیاژ تحقیقات بسیار کمی صورت گرفته است. از طرفی برخی از قطعات صنعتی بعد از عملیات پیرسازی دارای تلورانس ابعادی مشخص و تغییرناپذیری هستند، لذا امکان عملیات آنیل انحلالی قبل از جوش کاری و سپس پیرسازی برای آنها وجود ندارد. بنابراین این‌گونه قطعات باید بلافاصله بعد از عملیات پیرسازی، جوش کاری شوند. لذا بررسی ریزساختار و سازوکار ترک‌های داغ حاصل از این دو فرآیند جوش کاری بر روی سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ که در حالت پیرسخت شده قرار دارد و امکان عملیات آنیل قبل از جوش-کاری توأم با پیرسازی بعدی برای آن وجود ندارد امری مهم و ضروری به نظر می‌رسد که در این پژوهش به آنها پرداخته خواهد شد. این برای اولین بار است که اثر لیزر پالسی Nd:YAG و لیزر پیوسته فیبری بر هندسه اتصال و سازوکارهای ترک خوردگی آلیاژ اینکونل ۷۱۸ بررسی می‌شود.

⁴ Autogenous

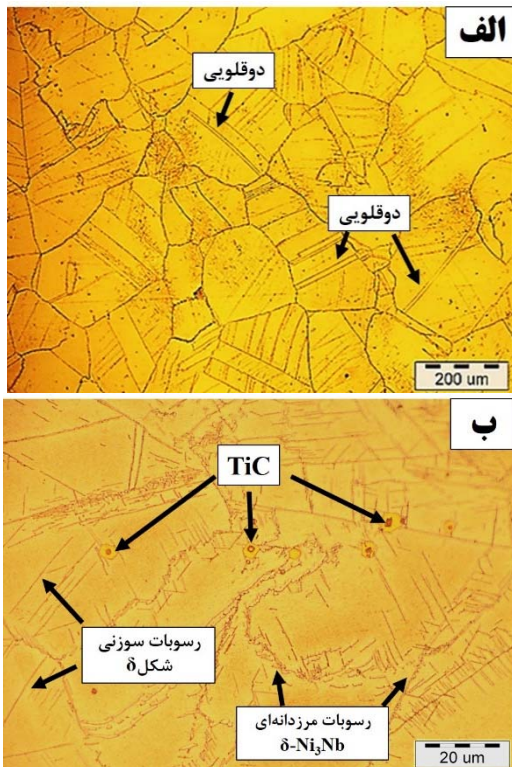
⁵ Bead on plate

⁶ Marbel

¹ Song

² Continuous Wave Fiber Laser

³ Neodymium-doped Yttrium-Aluminum-Garnet (Nd:YAG)



شکل ۱. (الف) ریزساختار اینکونل ۷۱۸ شامل دانه‌های هم‌محور آستنیتی و دوقلویی‌های مکانیکی (ب) مورفولوژی‌های مختلف رسوبات δ به‌همراه کاربیدهای غنی از Ti.

۳-۲- بررسی ماکروسکوپی و هندسه اتصال

درشت ساختار مقاطع عرضی^۳ جوش لیزر پالسی Nd:YAG و پیوسته فیبری در شکل ۲ الف تا د نشان داده شده است. مناطق مختلف حوضچه جوش شامل FZ، HAZ، BM، سطح رویی جوش (W_{TOP}) و عرض ناحیه میانی (W_{NECK}) به صورت نمونه در شکل ۲ الف نشان داده شده است. منطقه متأثر از حرارت با اختلاف رنگ ایجاد شده با اچ شدن در اثر عبور منبع حرارتی لیزر و انحلال رسوباتی نظیر TiC، NbC، γ' و γ'' در طی فرآیند جوش کاری، به‌طور کامل مشخص است.

نمونه‌ها از میکروسکوپ نوری مدل الیمپوس^۱ و میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل فیلیپس^۲ و جهت آنالیز شیمیایی از میکروسکوپ الکترونی روبشی مدل TESCAN MRA2 مجهز به EDS استفاده شد.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی اینکونل ۷۱۸ (درصد وزنی)

Ni	Fe	Cr	Nb	Mo	Ti	C	Al
۵۲٫۸۲	۱۷٫۴۱	۱۸٫۶۴	۵٫۱۷	۳٫۴	۰٫۹۵	۰٫۱۳	۰٫۴۹

جدول ۲. پارامترهای بهینه لیزر Nd:YAG پالسی مورد استفاده در این تحقیق

شماره نمونه	فرکانس (S ^{-۱})	عرض پالس (ms)	سرعت جوش کاری (mm/s)	توان حداکثری (kW)	توان متوسط (W)	حرارت ورودی (J/mm ^۲)
NY 1	۳	۱۴	۰٫۵	۶٫۲	۲۷۶	۵۵۲
NY 2	۷	۱۴	۰٫۲	۲٫۷	۲۷۱	۱۳۶
F1	-	۱۴	۳٫۸	-	۵۰۰	۱۳۲
F2	-	۱۴	۳٫۸	-	۳۴۵	۷۹

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختار فلز پایه

در شکل ۱ ریزساختار فلز پایه اینکونل ۷۱۸ در حالت کارگرم شده در دو بزرگنمایی آورده شده است. شکل ۱ (الف) نشان می‌دهد که ساختار شامل دانه‌های هم‌محور آستنیتی است و وجود دوقلویی‌های مکانیکی در ریزساختار نشان از اعمال تغییر شکل پلاستیک (فورج داغ) برای تولید آلیاژ می‌باشد. در شکل ۱ (ب) رسوبات δ -Ni₃Nb با مورفولوژی‌های مختلف به‌همراه رسوبات مکعبی شکل و زرد رنگ که غنی از Ti می‌باشند، مشاهده می‌شود که در کل دانه‌های هم‌محور آستنیتی توزیع شده‌اند. گفتنی است بخش قابل توجهی از رسوبات غنی از نیوبیم و یا رسوبات δ با سایر مورفولوژی‌ها در مرز دانه‌ها تجمع یافته‌اند و باعث ضخیم شدن آنها شده‌اند.

^۳ Cross Section

^۱ OLYMPUS

^۲ Philips-XL30

تفاوت در نوع کارکرد و نوع خروجی لیزر در دو لیزر پالسی Nd:YAG و موج پیوسته فیبری سبب بروز تفاوت‌های اساسی در ریزساختار و هندسه اتصال حاصل از جوش کاری با این دو لیزر می‌گردد. برخلاف جوش کاری با لیزر پالسی Nd:YAG، در جوش کاری با لیزر موج پیوسته فیبری تعداد کمی از پارامترها را می‌توان تغییر داد. در واقع در این روش تنها می‌توان سرعت، توان و ارتفاع لیزر تا سطح ورق را تغییر داد. از مقایسه حوضچه‌های جوش لیزر پالسی Nd:YAG و لیزر فیبر می‌توان این‌گونه دریافت که عمق نفوذ جوش در لیزر پالسی Nd:YAG حتی با وجود توان بالاتر در لیزر فیبر، به مراتب بیشتر است که به دلیل وجود پارامتری به نام توان حداکثری در لیزر پالسی Nd:YAG است. در ضمن همان‌گونه که مشاهده می‌شود حالت جوش کاری در نمونه F1 به صورت سوراخ کلیدی و در نمونه F2 به صورت هدایتی می‌باشد.

هم‌چنین ملاحظه می‌شود عرض سطح رویی جوش W_{TOP} نسبت به عرض ناحیه میانی W_{NECK} (به جز نمونه F2 که جوش آن در حالت هدایتی قرار دارد) بیشتر است که سبب ایجاد ناحیه گلوبی در این قسمت شده است. مورفولوژی حوضچه جوش میزان تنش‌های کششی در جهت نفوذ جوش را تعیین می‌کند که در حقیقت بر تعداد ریزترک‌هایی که در HAZ تشکیل می‌شوند مؤثر است. اشاره شده است که تعداد ترک‌ها با افزایش نسبت پهنا به عمق (W/D) کاهش می‌یابد که به دلیل تنش‌های کمتری است که به‌طور موضعی در لبه‌های نواحی جامد گسترش می‌یابند. مشخصات هندسی هر چهار نمونه در جدول ۳ آورده شده است. اعداد همگی بر حسب μm هستند (به غیر از نسبت عرض به عمق). با توجه به جدول ۳ و شکل ۴ ملاحظه می‌شود که نمونه NY1 با کمترین نسبت W/D، دارای ترک‌های انجمادی و ذوبی بیشتری نسبت به سایر نمونه‌ها می‌باشد. نسبت W_{TOP}/W_{NECK} برای نمونه F1 از سایر نمونه‌ها بیشتر است که در این نمونه هیچ‌گونه ترک ذوبی و یا انجمادی مشاهده نشده است. از طرفی نوع لیزر مورد استفاده نیز بر رخداد ترک‌ها مؤثر است که در بخش بعدی به آن پرداخته می‌شود.



شکل ۲. درشت ساختار مقاطع عرضی جوش لیزر پالسی

Nd:YAG و پیوسته فیبری (الف) نمونه NY1. (ب) نمونه NY2، (ج) نمونه F1، (د) نمونه F2.

۳-۳- ریزساختار ناحیه ذوبی^۲ و HAZ

۳-۳-۱- ریزساختار ناحیه ذوبی

به صورت کلی مسیر انجمادی^۳ در اینکونل ۷۱۸ بدین صورت است که در ابتدا واکنش تبدیل مذاب به آستنیت را داریم $(L \rightarrow \gamma)$ و در ادامه واکنشهای $(L \rightarrow \gamma + NbC)$ و $(L \rightarrow \gamma + \delta)$ Laves به ترتیب در مراحل پایانی انجماد در شرایط تعادلی رخ می‌دهد. در واقع در آلیاژ ۷۱۸ ترکیب یوتکتیک γ/NbC ، ریزجزء اصلی است که شکل می‌گیرد و γ/NbC تنها در مقادیر کمی تشکیل می‌شود [۱۱]. اما در جوش کاری با لیزر به دلیل نرخ سرد شدن بالای ناحیه ذوب، دندریتهای ستونی در کناره‌های جوش و دندریتهای هم‌محور در مرکز جوش هر دو نوع لیزر مشاهده می‌شود که ریزساختار ناحیه ذوبی نمونه NY2 به صورت انتخابی از لیزر Nd:YAG در شکل ۳ الف آورده شده است. از آنجاکه نحوه توزیع مجدد حل‌شونده و توزیع نهایی عناصر آلیاژی در آلیاژهای پایه نیکل توسط مقادیر وابسته K (ضریب توزیع تعادلی) و D_s (نفوذپذیری در جامد) برای عناصر آلیاژی مورد نظر کنترل می‌شود؛ با توجه به مقادیر K کمتر از یک برای Nb و Mo، این عناصر در مراحل پایانی انجماد جدایش می‌یابند و به‌طور عمده در مرز دندریتهای مشاهده می‌شوند. با توجه به اختلاف رنگ مشاهده شده بین مغز و بازوهای دندریتهای در شکل ۳ ب، می‌توان نتیجه گرفت که جدایش به‌طور قطع رخ داده است اما چون زمان جهت نفوذ کم بوده است، یوتکتیک‌های بسیار موضعی و کوچک، مناطق جدایش یافته (شکل ۳ ج) و هم‌چنین فازهای ثانویه را در پایان انجماد وجود دارد. منظور از فازهای ثانویه همان یوتکتیک‌های γ/NbC و $\gamma/Lave$ می‌باشند که به دلیل نرخ سرمایش بالا و عدم زمان کافی برای رشد، فرصت تشکیل لایه‌های یوتکتیک را نداشته‌اند. از طرفی به علت سرعت سرد شدن بالاتر لیزر Nd:YAG نسبت به لیزر فیبر که سرعت بالاتر انجماد را به‌همراه دارد، زمان کافی برای توزیع مجدد عناصر محلول^۴ وجود ندارد و لذا جدایش کمتری را شاهد هستیم.

جدول ۳. مشخصات هندسی نمونه‌های جوش کاری شده

شماره نمونه	W _{TO P} (μm)	W _{NEC K} (μm)	W _{TOP/ WNEC K}	عمق نفوذ (μm)	(W/D)	مساحت HAZ (mm ²)
NY 1	۲۳۷۷	۱۷۹۸	۱٫۳۲	۲۵۱	۰٫۹۴	۱٫۲۸
NY 2	۱۸۰۹	۱۳۴۸	۱٫۳۴	۱۴۵	۱٫۲	۰٫۴۶
F1	۱۳۹۴	۱۲۱۱	۱٫۹	۱۳۰	۱٫۸	۰٫۱۹
F2	۲۳۵۶	-	-	۵۲۷	۲٫۶	۰٫۱۳

رابطه ۱ حرارت ورودی را برحسب توان متوسط و سرعت جوش کاری به دست می‌آورد که V سرعت جوش کاری می‌باشد [۹]. این رابطه به صورت خاص برای لیزر پالسی و پیوسته قابل استفاده است. زیرا در صورت رابطه از میانگین توان استفاده شده است که یکی در هر دو نوع لیزر، توسط مانیتور دستگاه نمایش داده می‌شود.

$$\text{Heat Input} = \frac{P_{AVG}}{V} \quad \text{معادله (۱)}$$

با توجه به پارامترهای به‌کار گرفته شده در لیزر فیبر و لیزر Nd:YAG که در جدول ۲ آمده است، ملاحظه می‌شود که حرارت ورودی در نمونه NY1 بیش از سایر نمونه‌ها است. این امر نیز بر رخداد ترک‌های داغ در FZ و HAZ و عدم توانایی مذاب در ترمیم آنها کمک می‌کند. هم‌چنین حرارت ورودی بر روی شکل حوضچه مذاب و گسترش ناحیه متأثر از حرارت نیز مؤثر است. آکین^۱ و همکاران [۱۰] در تحقیق بر روی جوش کاری لیزر اینکونل ۷۱۸ دریافتند که با افزایش حرارت ورودی جوش کاری از 74 J/mm^1 تا 126 J/mm^1 شکل جوش از نیم‌بیضی به شبه‌مخروطی تغییر می‌کند. درضمن گزارش شده است که با افزایش حرارت ورودی ترک‌ها در HAZ مشاهده نشدند.

³ Solidification Path⁴ Solute Redistribution¹ Akin Odabasi² Fusion Zone (FZ)

برحسب x ، رابطه‌ی نهایی برای گرادیان حرارتی به صورت زیر است [۱۲]:

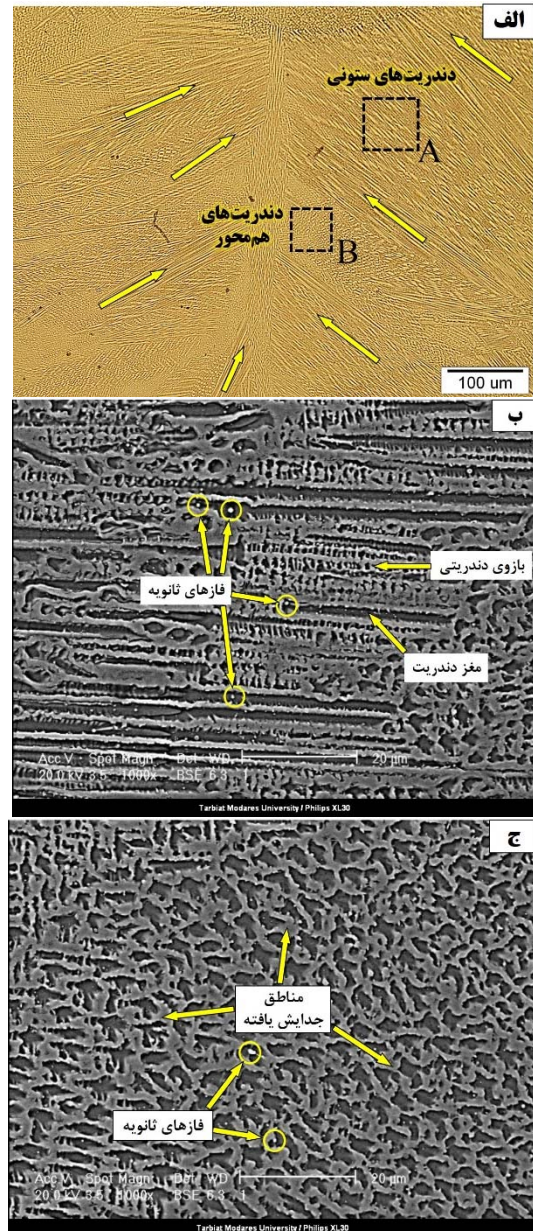
$$G = \frac{2\pi k(T_L - T_0)^2}{Q} \quad \text{معادله (۲)}$$

ذکر این نکته ضروری است که در جوش کاری با پرتو لیزر راندمان منبع حرارتی بسیار کم است که دلیل این امر انعکاس زیاد پرتو لیزر از روی سطح فلزات است. لذا با توجه به مراجع، راندمان منبع حرارتی ۰/۱ در نظر گرفته و Q بر مبنای آن محاسبه می‌شود.

به‌طور کلی ریزساختار FZ شامل دندریت‌های ستونی و هم‌محور با اندازه‌های مختلف است. همان‌طور که می‌دانیم G/R مد انجمادی یا به عبارتی شکل دانه‌های تشکیل شده در ساختار جوش را تعیین می‌کند. با کاهش G/R میزان تحت انجماد ترکیبی افزایش یافته و شکل دانه‌ها از سلولی به دندریتی تغییر می‌کند. هم‌چنین $G \times R$ (سرعت سرد شدن) اندازه ریزساختار را مشخص می‌کند که با افزایش آن اندازه ریزساختار سلول‌ها و دندریت‌های ستونی و هم‌محور کوچکتر خواهد شد. گرادیان حرارتی در مرکز ذوب^۱ بیشترین مقدار و در خط مرکزی جوش^۲ کمترین مقدار را دارا است. همین امر باعث می‌شود تا در فصل مشترک FZ/HAZ ساختار دندریت‌های ستونی و در مرکز جوش دندریت‌های هم‌محور را شاهد باشیم که در شکل ۳ الف نشان داده شد. در ضمن سرعت انجماد در CL برابر با سرعت جوش-کاری در نظر گرفته می‌شود و در FL به‌طور تقریبی برابر صفر است. در جدول ۴ مقادیر G/R و $G \times R$ به همراه گرادیان حرارتی برای هر چهار نمونه در مرکز جوش آورده شده است.

جدول ۴. مقادیر محاسبه شده برای $G \times R$ و G/R در مرکز جوش.

شماره نمونه	G (°C/mm)	R (mm/s)	G×R (°C/s)	G/R (°C.s/mm ²)
NY1	۴۵۶۸	۰.۵	۲۲۸۴	۹۱۳۶
NY2	۴۶۵۲	۰.۲	۹۳۰.۵	۲۳۲۶
F1	۲۵۲۲	۳.۸	۹۵۸۲	۶۶۴
F2	۴۲۰۳	۳.۸	۱۵۹۷۰	۱۱۰۶



شکل ۳. (الف) ریزساختار ناحیه ذوبی نمونه NY2 (ب) مغز و بازوهای دندریتی به‌همراه فازهای ثانویه در دندریت‌های ستونی، (ج) مناطق جدایش یافته به‌همراه فازهای ثانویه در دندریت‌های هم‌محور.

جهت بحث در مورد ریزساختار FZ از منظر ماکروسکوپی باید پارامترهای انجمادی نظیر گرادیان حرارتی G و سرعت انجماد R را در نظر گرفت. با استفاده از رابطه رزنتال و بازنویسی آن می‌توان گرادیان، مد انجمادی و سرعت سرد شدن را به‌دست آورد. برای این منظور با استفاده از رابطه رزنتال و در امتداد محور x مقدار $z=y=0$ در نظر گرفته شد، بنابراین مقدار $R=x$ می‌باشد و در سمت راست، $\exp(0)=1$ را خواهیم داشت. با بازنویسی رابطه بر حسب $T-T_0$ و مشتق‌گیری از آن

² Center Line (CL)

¹ Fusion Line (FL)

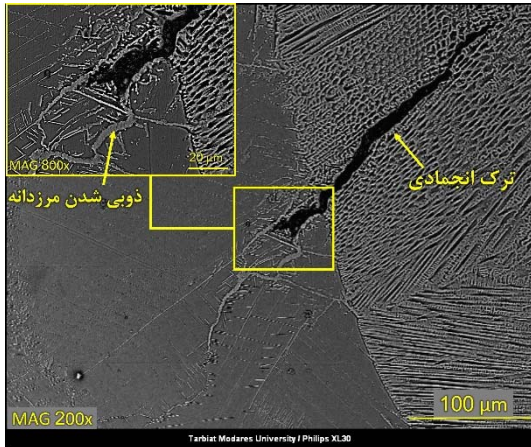
۳-۳-۲- ترک انجمادی

در جوش کاری لیزر به خاطر سرعت بالای انجماد، محدوده انجماد غیرتعادلی گسترده تر شده و حساسیت به ترک انجمادی افزایش می یابد. جوش کاری لیزر پالسی به علت سرعت سرد شدن بالاتر آن در مقایسه با لیزرهای پیوسته، تنش ها و کرنش های حرارتی بیشتری به فلز جوش وارد می شود که این امر سبب ایجاد کرنش های حرارتی بالا و افزایش تنش ها شده و در این شرایط کمبود بازپرکنندگی دیده می شود [۱۳]. لذا در نمونه های لیزر فیبر هیچ گونه ترک انجمادی مشاهده نشده است اما در نمونه NY1 از لیزر Nd:YAG ترک انجمادی مشاهده می شود.

در طی انجماد، مناطق بین دندریتی که مقدار مشخصی از فیلم مذاب را شامل می شوند دارای دمای انجماد پایین تری نسبت به دندریت های منجمد شده می باشند. بنابراین تنش های انقباضی کافی بر روی این مناطق با فیلم مذاب، ترک های بین-دندریتی را ایجاد می کنند. فیلم مذاب با نقطه ذوب پایین نتیجه جدایش عناصر آلیاژی مانند S و P در مذاب در حال انجماد است که با کاهش دمای انجماد باعث تر شدن این مناطق می شود و در ادامه می تواند با جاری شدن بین دانه ها، یک لایه نازک در مرزدانه ها تشکیل دهد [۱۴]. از طرفی ترک های انجمادی به طور معمول در مراحل نهایی انجماد و هنگامی که فلز جوش در حالت نیمه جامد قرار دارد رخ می دهد. در واقع در شرایطی که کسر مولی جامد نزدیک به یک است، به هنگام انقباض مناطق انجماد یافته و نیز انقباض فلز پایه موجب وارد شدن تنش های کششی از دو طرف به لایه های مذاب شده و در صورتی که مقادیر تنش های انقباضی از استحکام فلز جوش به طور کامل انجماد یافته تجاوز کند این تنش ها می تواند لایه های نازک مذاب موجود در مرزدانه ها را باز کند و ترک انجمادی را تشکیل دهد.

حرارت ورودی بالاتر در این نمونه NY1 می تواند از طریق تأثیر بر میزان جدایش، فاصله بازوهای دندریت اولیه و میزان تنش و کرنش ناشی از نرخ بالای سرد شدن بالای آن نسبت به نمونه های لیزر فیبر بر ترکیبگی انجمادی تأثیرگذار باشد. در شکل ۴ که به عنوان نمونه ای از ترک های انجمادی فلز جوش در لیزر Nd:YAG آورده شده است، مشاهده می گردد

که ترک انجمادی به داخل HAZ کشیده شده است. دلیل این امر این است که هنگامی که یک ترک انجمادی در نزدیکی حوضچه جوش رشد می کند و به خط ذوب می رسد، در صورت وجود شرایط مناسب رشد کرده و به HAZ وارد می شود. منظور از شرایط مناسب، وجود مرزدانه های ذوب شده در HAZ است که به دلیل مقاومت کمتر فاز مذاب و یا به دلیل ترد بودن در حالت جامد مسیر مناسبی برای رشد ترک به حساب می آید.



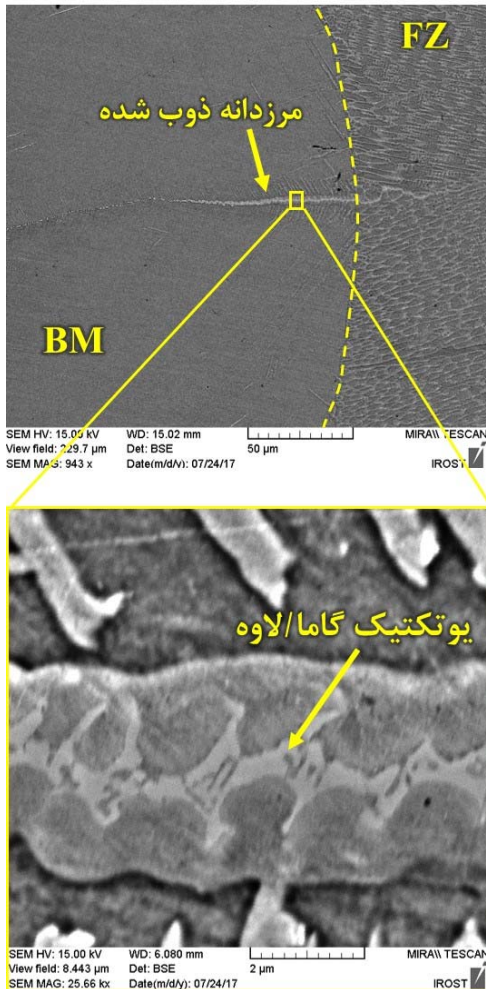
شکل ۴. ترک انجمادی در نمونه NY1.

۳-۳-۳- ریزساختار HAZ

تبلور مجدد، رشد دانه، انحلال و تشکیل رسوبات، جدایش مرزدانه ای و در نهایت میعان (ذوب) مرزدانه ای که می تواند ناشی از سه سازوکار جدایش، ذوب-ترکیبی^۲ (TiC, NbC) و یا ذوب یوتکتیک باشد همگی از تحولات ریزساختاری HAZ برای آلیاژهای پایه نیکل رسوب سخت-شونده هستند. ذوبی شده مرزدانه ها در HAZ ناشی از حرارت ورودی اعمال شده بر قطعه یکی از محتمل ترین پدیده ها در ریزساختار این ناحیه می باشد. در تمامی نمونه های هر دو نوع لیزر، ذوبی شدن HAZ مشاهده می شود. با توجه به حرارت ورودی اعمال شده عرض HAZ متغیر می باشد. جهت مقایسه بهتر و دقیق تر نمونه ها با یکدیگر، مساحت HAZ با نرم افزار Image J محاسبه گردید که مقادیر آن در جدول ۳ آمده است. قبل از اندازه گیری، جهت افزایش دقت و مشخص شدن مرز HAZ نمونه ها یکبار اور اچ شدند. با افزایش حرارت ورودی، عرض HAZ نیز افزایش می یابد و میزان ذوبی شدن مرزدانه نیز افزایش خواهد یافت. زیرا طول بیشتری از مرزدانه داخل HAZ

² Constitutional liquation

¹ Segregation

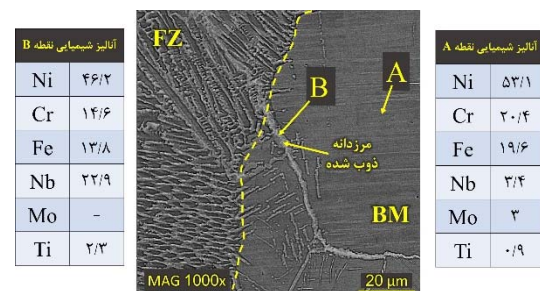


شکل ۶. انجماد یوتکتیکی گاما/لاوه که ساختار غالب در مرزدانه‌های ذوب شده می‌باشد.

در مرز FZ/HAZ رشد رونشستی^۱ را شاهد هستیم. دلیل این امر نیز خودزا بودن جوش کاری و ماهیت یکسان بودن ترکیب شیمیایی FZ و HAZ می‌باشد. بنابراین با رسیدن به مرزدانه (یعنی با تغییر جهت گیری اتم‌ها از دانه‌ای به دانه دیگر) جهت دندریت-ها داخل FZ تغییر می‌کند. فصل مشترک FZ/HAZ دارای بالاترین گرادیان حرارتی می‌باشد و ساختار دندریت‌های ستونی در این قسمت، خلاف جهت گرادیان‌های دمایی که ناشی از سرعت سرد شدن بالا در اثر جوش کاری با پرتو لیزر می‌باشد ایجاد شده‌اند. اما کمی دورتر از فصل مشترک FZ/HAZ رشد رقابتی^۲ در بین دندریت‌ها قابل مشاهده است.

قرار می‌گیرد و مستعد ذوب شدن می‌باشد. در اینکونل ۷۱۸ که حاوی مقادیر بالای Nb می‌باشد، ذوب‌شدگی بدون جدایش تقریباً غیرممکن است.

با عبور منبع حرارتی، افزایش سریع دما به دمای یوتکتیک را شاهد هستیم که در این مرحله واکنش یوتکتیک بین مرزدانه و زمینه رخ می‌دهد و منجر به تشکیل فاز مذابی با ترکیب یوتکتیک می‌شود. در واقع واکنش‌های ذوب ترکیبی ذرات کاربیدی منجر به تر شدن مرزدانه‌ها می‌گردد و مرزدانه به صورت جزئی ذوب می‌شود. حضور ناخالصی‌ها و عناصر آلیاژی که باعث ترد شدن مرزدانه می‌شود بر تشدید این امر مؤثر هستند. در نهایت به هنگام انجماد، مرزدانه به صورت یوتکتیکی منجمد می‌شود که با توجه به آنالیز شیمیایی گرفته شده و جدایش عناصر با ضریب جدایش کمتر از یک، یوتکتی-ک Laves/ γ ساختار غالب در مرزدانه‌ها می‌باشد. مثالی از ذوبی شدن مرزدانه در HAZ برای نمونه F2 از لیزر فیبر در شکل ۵ نشان داده شده است. آنالیز شیمیایی نقطه‌ای از مرزدانه ذوب شده برحسب درصد وزنی که از محصولات انجماد مجدد یافته در مرزدانه گرفته شده، آورده شده است نشان‌دهنده از جدایش Nb در مرزدانه می‌باشد. همچنین در شکل ۶ تصویری با بزرگنمایی بالا از ساختار مرزدانه ذوب شده که یوتکتیک گاما/لاوه می‌باشد آورده شده است.



شکل ۵. ذوبی شدن مرزدانه در HAZ نمونه F2 به همراه آنالیز شیمیایی نقطه‌ای از محصولات انجماد مجدد یافته در مرزدانه (برحسب درصد وزنی).

² Competitive Growth

¹ Epitaxial Growth

۳-۳-۴- ترک ذوبی HAZ و سازوکار آن

در سوپرآلیاژهای پایه نیکل دو عامل حساسیت ماده به ترک و تنش‌های جوش کاری (به‌خصوص در لیزرهای پالسی) در رخداد ترک‌های ذوبی نقش بسیار زیادی دارند [۱۵]. منظور از حساسیت ماده به ترک، کاهش انعطاف‌پذیری به واسطه ذوب شدن مرزخانه‌ها می‌باشد که وابستگی زیادی به ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز جوش و همچنین حضور ناخالصی‌ها و عناصر آلیاژی که باعث ترد شدن مرزخانه می‌شود دارد. از طرفی منظور از تنش‌های جوش، تنش‌های انقباضی حین انجماد است که نتیجه چرخه‌های گرمایشی و سرمایشی (پارامترهای فرآیند) و مهارها (هندسه جوش) می‌باشد.

به‌طور کلی ذوبی شدن مرزخانه که تحت شرایطی می‌تواند به ترک خوردن ذوبی در HAZ منجر شود توسط یکی از چهار مکانیزم زیر صورت می‌گیرد [۴، ۱۱، ۱۵، ۱۶]:

- ۱- ذوب ترکیبی ذرات فاز ثانویه مانند NbC
- ۲- جدایش عناصر آلیاژی مانند B، P و S که نقطه ذوب را کاهش می‌دهند
- ۳- نفوذ نیوبوم از مرزخانه‌های منجمد شده غنی از نیوبوم در ناحیه ذوبی
- ۴- نفوذ مذاب غنی از نیوبوم در امتداد مرزخانه‌های γ از ناحیه ذوبی در HAZ

سازوکارهای ذکر شده به‌طور اساسی تابع ریزساختار آلیاژ قبل از جوش کاری و هم‌چنین ریزساختار HAZ در طی سیکل-های حرارتی جوش کاری می‌باشند. اما لازم به ذکر است که جلوگیری از رخداد ترک به واسطه همین ذوبی شدن مرزخانه بسیار مشکل است. ترک در نتیجه ترکیبی از پدیده‌ها رخ می‌دهد. باسکاک^۱ و همکاران [۱۷] ذوب فازه لاوه در ناحیه بین دندریتی را عامل اصلی ترک ذوبی HAZ در آلیاژ ۷۱۸ ریختگی می‌دانند. این فاز که در پایان فرآیند انجماد شکل می‌گیرد به راحتی در ناحیه HAZ ذوب می‌شود. تامسون هم‌چنین گزارش کرده است که تشکیل فیلم مرزخانه‌ای در آلیاژ ۷۱۸ مربوط به فاز لاوه است؛ این فاز محصول فرآیند انجماد بوده و به شدت بر حساسیت به ترک گرم موثر است.

عملیات حرارتی پیش و پس از جوش کاری نیز می‌تواند بر روی جوش‌پذیری سوپرآلیاژهای پایه نیکلی رسوب سخت-شونده مؤثر باشد. برای آلیاژ ۷۱۸ عملیات حل‌سازی موجب کاهش حساسیت به ترک ذوبی می‌شود در حالی که عملیات پیرسختی حساسیت به ترک ذوبی را افزایش می‌دهد. پیشنهاد شده است که با انجام عملیات تمپر قبل از جوش کاری حساسیت به ترک ذوبی کاهش می‌یابد. انجام عملیات تمپر بالای ۸۵۰ باعث رسوب فاز دلتا و پایداری Nb می‌شود و میزان Nb نفوذ کننده برای ایجاد ترک ذوبی HAZ را کاهش می‌دهد.

در جوش کاری لیزر، در PMZ ذوب شدن مرزخانه^۲ و انجماد مجدد به‌همراه تنش‌های جوش کاری می‌تواند سبب ازهم گسیختگی مرزهای مذاب شده و ترک را ایجاد کند. ذوبی شدن مرزخانه یک رخداد معمول طی جوش کاری سوپرآلیاژهای حاوی نیوبوم می‌باشد [۱۳][۱۳]. ترک ذوبی در HAZ نمونه‌های جوش کاری شده با لیزر Nd:YAG این ترک مشاهده نشدند اما در نمونه‌های جوش کاری شده با لیزر Nd:YAG این ترک مشاهده شده است. ذوبی شدن مرزخانه که تحت شرایطی می‌تواند به ترک خوردن ذوبی در HAZ منجر شود توسط سازوکارهای مختلفی صورت می‌گیرد. اوزارسکی و همکاران دریافتند که واکنش‌های ذوب ترکیبی شامل ذرات کاربیدی از نوع MC یا M_۶C که در طی حرارت دادن سریع تجزیه می‌شوند، منجر به تر شدن مرزخانه‌ها و ایجاد یک PMZ می‌شوند که در نهایت ترک خوردن را به-همراه دارد. در هنگام جوش کاری ذوبی همانند جوش کاری لیزر، در PMZ ذوب شدن مرزخانه و انجماد مجدد به‌همراه تنش‌های جوش کاری می‌تواند سبب از هم گسیختگی مرزهای مذاب شده و ترک را ایجاد کند. با توجه به ضریب توزیع کمتر از یک برای Nb و Mo این عناصر میل زیادی به جدایش در مرزخانه را دارند. ضمن آنکه نفوذ Nb، Mo و یا عناصر ناخالصی به سمت مرزخانه‌های HAZ سبب کاهش موضعی دمای ذوب (سالیدوس) می‌شوند و در نتیجه لایه مذاب تشکیل می‌گردد. از طرفی وجود عناصر ناخالصی می‌تواند با افزایش بازه دمایی انجماد، حساسیت به ترک را افزایش دهد.

به‌طور اساسی در اینکونل ۷۱۸ رسوب δ برای کنترل ساختار مرزخانه (اندازه) و تثبیت آن استفاده و در دمای نزدیک

² Grain Boundary Liquation¹ Baeslack

با فرکانس هفت هرتز) حذف شود. لذا حذف این سیکل‌ها موجب می‌شود تا هیچ‌گونه افت دمایی را بین دو پالس متوالی وجود نداشته باشد که سبب کاهش چشم‌گیری در میزان تنش-های حرارتی می‌شود و می‌تواند ترک‌ها را به‌طور قابل ملاحظه‌ای کاهش دهد. علاوه بر این همانند لیزر Nd:YAG پالسی، در لیزر فیبر نیز با توجه به نرخ گرمایش بسیار بالا و به دنبال آن سرعت سرد شدن بالا به‌خصوص در فصل مشترک FZ/HAZ کاربرد-های غنی از Nb که فرصت انحلال را نیافته‌اند مشاهده می‌شود. هم‌چنین در جوشکاری لیزری پیوسته، میزان حرارت ورودی در نقطه‌ی ذوب شده بیش‌تر و پیوسته‌تر است. این موضوع باعث می‌شود تا عمل پیش‌گرم و پس‌گرم برای مناطق مجاور در مسیر خط جوش بهتر انجام شود. البته ذکر این موضوع ضروری است که مقدار حرارت ورودی در جوشکاری لیزری پیوسته از فرآیند پالسی بسیار بیش‌تر است [۲۰]. این امر به نوبه‌ی خود سبب افزایش حجم حوضچه‌ی جوش و لذا افزایش حجم مذاب شود که نتیجه مستقیم آن کاهش سرعت انجماد و تنش‌های حرارتی است.

۴- نتیجه‌گیری

با بررسی مقایسه اثر لیزر پالسی Nd:YAG و لیزر پیوسته فیبری بر ریزساختار، هندسه اتصال و سازوکار ترک‌های داغ در اینکونل ۷۱۸ نتایج زیر به‌دست آمد:

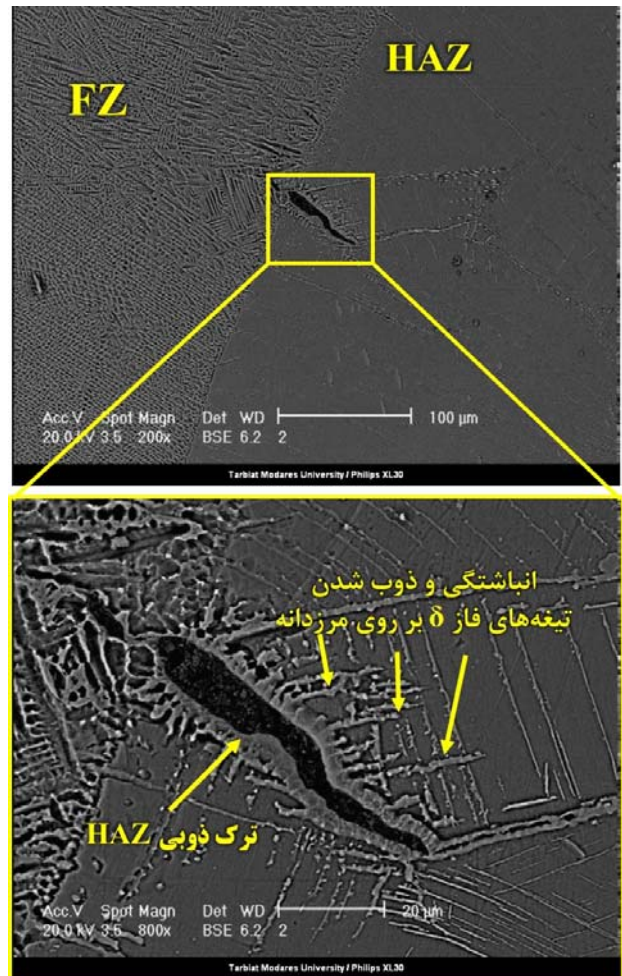
۱- در جوشکاری با لیزر پالسی Nd:YAG، ذوب شدن مرزدانه و به دنبال آن ترک ذوبی HAZ در تمامی نمونه‌ها مشاهده گردید. اما در جوشکاری با لیزر موج پیوسته فیبری اثری از ترک ذوبی در HAZ نبود و فقط ذوبی شدن مرزدانه‌ها در این قسمت مشاهده شد.

۲- در اینکونل ۷۱۸ مشاهده شد که حضور کسر بالایی از فاز دلتا، حساسیت به ترک خوردن را افزایش می‌دهد. این حساسیت شاید به دلیل ذوب ترکیبی فاز دلتا در HAZ و جدایش بعدی Nb در مرزدانه‌ها است که تشکیل فیلم مذاب را ترغیب می‌کند.

به 871°C (بسته به زمان قرارگیری) پس از عملیات انحلالی و سرد کردن در هوا تشکیل می‌شود. انباشتگی فاز δ در ریزساختار کار شده جوش‌پذیری اینکونل ۷۱۸ را تحت تأثیر قرار می‌دهد [۱۸]. همان‌طور که در شکل ۷ ملاحظه می‌شود ذوبی شدن مرزدانه به‌همراه انباشتگی فاز δ در مرزدانه توانسته اثر مخربی داشته باشد. با افزایش سریع دمای جوشکاری در HAZ، تیغه-های فاز δ و برخی رسوبات ریز NbC که بر روی مرزدانه قرار گرفته‌اند به صورت موضعی و ناقص حل شده و با آزاد شدن نیوبوم و نفوذ آن به اطراف میدان غلظتی همراه می‌شود. به دلیل اینکه فاز δ تنها در دماهای بالای 1010°C حل می‌شود، آزاد شدن نیوبوم به یک محدوده باریک بسیار نزدیک به مرز ذوب (این ناحیه در بالای 1010°C حرارت می‌بیند) محدود می‌شود و فقط برای یک دوره زمانی کوتاهی وجود دارد. بنابراین ذوب شدن مرزدانه در نتیجه نفوذ نیوبوم به منطقه بسیار باریکی از HAZ محدود می‌شود و بستگی به نرخ حل شدن فاز δ دارد. از طرفی با توجه به دیاگرام دوتایی نیکل و نیوبوم که در 22.5% نیوبوم تشکیل یوتکتیک می‌دهند [۱۹]، حرارت جوشکاری باعث می‌شود تا مرزدانه ذوب شده و فیلم مذاب در آن گسترش یابد (تجاوز غلظت نیوبوم از $CE(22.5\%$ نیوبوم) وجود دارد). در مرحله بعد کرنش‌های ناشی از جوشکاری باعث به‌وجود آمدن ریزترک‌هایی در داخل این فیلم مذاب می‌شود. انحلال فاز δ (که جدایش نیوبیم به مرزدانه را تشویق می‌کند) و رشد دانه (که باعث افزایش پیوستگی مذاب در مرزدانه می‌شود)، می‌تواند استحکام مرزدانه‌های PMZ را کاهش دهد. ضمن آنکه لایه مذاب ضخیم‌تر در مرزدانه نیاز به زمان نسبی طولانی‌تری برای انجماد مجدد در طی سرد شدن دارد که تجمع بیشتر کرنش در PMZ و احتمال بیشتر برای تشکیل ترک را ممکن می‌سازد. در نهایت در صورت وجود مذاب مرزدانه‌ای، انجماد فاز لایه را به صورت یوتکتیک گاما-لاوه از همان فیلم مذاب خواهیم داشت. مطابق انتظار، در HAZ ذوب شدن مرزدانه و انحلال جزئی فاز δ به چشم می‌خورد. اما ترک ذوبی HAZ در نمونه-های جوشکاری شده با لیزر فیبر مشاهده نمی‌شود. دلیل این امر می‌تواند به ماهیت لیزر فیبر مربوط باشد [۲۰]. پیوسته بودن خروجی لیزر فیبر سبب می‌شود تا سیکل‌های تکراری سرد و گرم شدن که در لیزر پالسی وجود داشت (به‌عنوان مثال هفت چرخه گرمایش و سرمایش در هر ثانیه برای جوشکاری پالسی

مراجع

1. R.C. Reed, The superalloys: fundamentals and applications, Cambridge university press, 2008.
2. Roger, Fundamental of superalloy, n.d.
3. C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel, S. II, High-temperature materials for aerospace and industrial power, A Wiley-Interscience Publ. John Wiley Sons, New York. (1987).
4. J.C. Lippold, S.D. Kiser, J.N. DuPont, Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys, John Wiley & Sons, 2011.
5. X. Ye, X. Hua, M. Wang, S. Lou, Controlling hot cracking in Ni-based Inconel-718 superalloy cast sheets during tungsten inert gas welding, J. Mater. Process. Technol. 222 (2015) 381–390.
6. Y. Mei, Y. Liu, C. Liu, C. Li, L. Yu, Q. Guo, et al., Effects of cold rolling on the precipitation kinetics and the morphology evolution of intermediate phases in Inconel 718 alloy, J. Alloys Compd. 649 (2015) 949–960.
7. K.H. Song, K. Nakata, Microstructural and mechanical properties of friction-stir-welded and post-heat-treated Inconel 718 alloy, J. Alloys Compd. 505 (2010) 144–150.
8. H.N. Moosavy, M.-R. Aboutalebi, S.H. Seyedein, M. Goodarzi, M. Khodabakhshi, C. Mapelli, et al., Modern fiber laser beam welding of the newly-designed precipitation-strengthened nickel-base superalloys, Opt. Laser Technol. 57 (2014) 12–20.
9. M. Montazeri, F.M. Ghaini, O.A. Ojo, Heat input and the liquation cracking of laser welded IN738LC superalloy, Weld. J. 92 (2013) 258s–264s.
10. A. Odabaşı, N. Ünlü, G. Göller, M.Ni. Eruslu, A study on laser beam welding (LBW) technique: effect of heat input on the microstructural evolution of superalloy Inconel 718, Metall. Mater. Trans. A. 41 (2010) 2357–2365.
11. B. Radhakrishnan, R.G. Thompson, A phase diagram approach to study liquation cracking in alloy 718, Metall. Mater. Trans. A. 22 (1991) 887–902.
12. S. Ku, WELDING METALLURGY, n.d.
13. D. Cornu, D. Gouhier, I. Richard, V. Bobin, C. Boudot, J. Gaudin, et al., Weldability of superalloys by Nd: YAG laser, Weld. Int. 9 (1995) 802–811.
14. M.P. Seah, E.D. Hondros, Grain boundary segregation, in: Proc. R. Soc. London A Math. Phys. Eng. Sci., The Royal Society, 1973: pp. 191–212.
15. T. Böllinghaus, Hot Cracking Phenomena in Welds, n.d.
16. T. Böllinghaus, H. Herold, C.E. Cross, J.C. Lippold, Hot cracking phenomena in welds II, Springer Science & Business Media, 2008.
17. W.A. Baeslack, D.E. Nelson, Morphology of weld heat-affected zone liquation in cast alloy 718, Metallography. 19 (1986) 371–379.
18. M. Sundararaman, P. Mukhopadhyay, S.



شکل ۷. ذوبی شدن رسوبات δ و ایجاد ترک ذوبی HAZ.

۳- مد انجمادی در فصل مشترک FZ/HAZ سوپرآلیاژ اینکونل ۷۱۸ با توجه به خودزا بودن فرآیند جوش کاری به صورت رونشستی و در مناطق دورتر از مرز ذوب، جوانه زنی و رشد، تابع سازوکار رشد رقابتی است.

۴- نمونه NY1 با کمترین نسبت W/D، دارای ترک‌های انجمادی و ذوبی بیشتری نسبت به سایر نمونه‌ها می‌باشد. نسبت W_{TOP}/W_{NECK} برای نمونه F1 از سایر نمونه‌ها بیشتر است که در این نمونه هیچ‌گونه ترک ذوبی و یا انجمادی مشاهده نشده است. از طرفی نوع لیزر مورد استفاده نیز بر رخداد ترک‌ها مؤثر است.

۵- با افزایش حرارت ورودی از ۷۹ به ۱۳۲ در لیزر فیبر و ۱۳۶ به ۵۵۲ در لیزر Nd:YAG، مساحت ناحیه HAZ از ۰/۱۳ به ۰/۱۹ در لیزر فیبر و از ۰/۴۶ به ۱/۲۸ در لیزر Nd:YAG افزایش یافته است. افزایش مساحت HAZ موجب افزایش حساسیت به ترک ذوبی در مرزدانه‌ها می‌شود.

- Banerjee, Precipitation of the δ -Ni₃Nb phase in two nickel base superalloys, Metall. Trans. A. 19 (1988) 453–465.
19. H. Baker, H. Okamoto, ASM handbook (vol. 3): alloy phase diagram, ASM Int. (1992).
 20. A. Salminen, H. Piili, T. Purtonen, The characteristics of high power fibre laser welding, Proc. Inst. Mech. Eng. Part C J. Mech. Eng. Sci. 224 (2010) 1019–1029.