

## بررسی تشکیل ترک‌های انجمادی و ذوبی جوشکاری پرتو الکترونی سوپرآلیاژ Zhs6u در حرارت‌های ورودی مختلف

آرش خاکزاد شاهاندشتی<sup>۱</sup>، محمدرضا رحیمی پور<sup>۱\*</sup>، کوروش شیروانی<sup>۲</sup>، منصور رضوی<sup>۱</sup>

<sup>۱</sup>گروه سرامیک، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران.

<sup>۲</sup>پژوهشکده مواد پیشرفته و انرژی‌های نو، سازمان پژوهش‌های علمی و صنعتی ایران، تهران، ایران.

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۷/۰۷/۰۱، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۸/۰۳/۰۳، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۸/۰۵/۰۶

**چکیده** در این پژوهش به بررسی جوش‌پذیری سوپرآلیاژ پایه نیکل رسوب‌سخت‌شونده Zhs6u از طریق مطالعه میزان ترک‌ها و تغییرات ریزساختاری در فلز جوش و منطقه HAZ پرداخته شد. هدف این پروژه دست‌یابی به پارامترهای بهینه جوشکاری تعمیری پرتو الکترونی و بررسی تأثیر مقادیر مختلف حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص فلز جوش است. لذا تمامی نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی پیش از جوشکاری با سیکل بهینه با مقادیر متفاوت جریان و سرعت‌های مختلف، تحت ولتاژ ثابت جوشکاری شدند. نتایج مشاهدات ریزساختاری نشان داد که افزایش حرارت ورودی در جوشکاری تعمیری سوپرآلیاژ Zhs6u منجر به افزایش حساسیت به ترک‌های انجمادی در منطقه جوش خواهد شد. همچنین مشاهدات ریزساختاری در نمونه‌های جوشکاری شده با حرارت‌های ورودی متفاوت نشان داد که منطقه جوش مشابه بخش پایه از فاز زمینه شامل فاز  $\gamma$  و رسوبات  $\gamma'$ ، فاز یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  و فاز کاربید با مورفولوژی حروف‌چینی تشکیل شده است که مورفولوژی این فازها در جوش با زمینه متفاوت است اما از نظر ترکیب شیمیایی و نوع فاز، مشابه فلز پایه می‌باشد.

**کلمات کلیدی:** جوشکاری تعمیری EBW، سوپرآلیاژ پایه نیکل Zhs6u، حرارت ورودی، ترک ناشی از گدازش، ترک انجمادی.

## Analysis of Solidification and liquation Cracks formation of Zhs6u Superalloy Electron Beam Welding at Different Heat Inputs.

Arash Khakzadshahandashti<sup>1</sup>, Mohammad Reza Rahimpour<sup>1\*</sup>, Kouros Shirvani<sup>2</sup>, Mansour Razavi<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Department of Ceramic, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran.

<sup>2</sup>Department of Material and Renewal Energy, Iranian Research Organization for Science and Technology (IROST), Tehran, Iran.

**Abstract** In this research, susceptibility of the formation of liquation and solidification cracks during the electron beam welding of the Zhs6u superalloy was investigated. The aim of this research is obtaining of the desirable parameters of the electron beam welding for the repair process and investigation of the effect of different values of heat input on properties and microstructure of HAZ and weld area. After the pre-weld heat treatment cycle, all test samples were welded by different values of current and welding speed and by the constant value of voltage. Microstructural investigations revealed the detrimental effect of the increase in the heat input on the susceptibility of the formation of the solidification cracks in the weld region of the samples. The microstructure of the weld region was consisted of the matrix phase including  $\gamma$  and  $\gamma'$  phase,  $\gamma-\gamma'$  eutectic phase and the carbide phase with Chinese scripts morphology. Chemical composition of these phases was similar to the chemical composition of the equivalent phases in the base material, but the morphology of the phases was completely different.

**Keywords** EBW repair welding, Zhs6u superalloy, Heat Input, liquation cracks, Solidification cracks.

## ۱- مقدمه

میزان جدایش عنصری در بخش میانی جوش حداقل باشد. هم- چنین باید ترکیب شیمیایی فازهای موجود در منطقه جوش دارای تغییرات کمی نسبت به فازهای مشابه در فلز پایه باشد [۲]. حساسیت به ترک خوردن در جوشکاری سوپرآلیاژ Zhs6u به مقدار قابل توجهی به تنش‌های حرارتی تولید شده ناشی از فرایند جوشکاری وابسته است. میزان این تنش‌های حرارتی به شیب دمایی و حالت انتقال حرارت در جوشکاری وابسته است. پارامترهایی از پروسه جوشکاری مانند میزان حرارت ورودی و سرعت انجماد بر فرایند انتقال حرارت و سرعت انجماد منطقه جوش تأثیرگذار است. لذا این پارامترها می‌تواند بر میزان تنش- های کششی ایجاد شده در مرزخانه‌های گدازش یافته و در نتیجه ترک‌های ناشی از گدازش مؤثر باشد [۳]. در فرایند جوشکاری EBW حوضچه جوشکاری بر اساس انرژی پرتو ورودی و نحوه انتقال حرارت به قطعه کار به دو حالت مختلف عمیق به شکل سوراخ کلید<sup>۲</sup> و کم عمق با انتقال حرارت از طریق رسانایی<sup>۳</sup> تقسیم می‌شود که به‌طور معمول در جوشکاری قطعات صنعتی ساخته شده از سوپرآلیاژ ایجاد می‌شود. حالت انتقال حرارت از طریق رسانایی به‌طور معمول با توان کمتر پرتو الکترون و به- صورت حوضچه جوش با عمق نفوذ کم و عرض بالا ایجاد می‌شود. درحالی‌که توان و حرارت ورودی بالاتر سبب تشکیل حوضچه جوش عمیق و به شکل سوراخ کلید خواهد شد. هندسه جوش با حالت عریض به‌طور معمول به‌صورت نیم‌کره است که دارای نسبت اندازه پایینی است. نتایج پژوهش‌های پیشین در مورد نحوه تأثیر میزان حرارت ورودی و هم‌چنین تأثیر نوع منطقه جوش (عریض و یا عمیق) بر حساسیت به تشکیل ترک‌های ناشی از گدازش و یا انجمادی در جوش و اگر است و با هم تفاوت دارد. به‌طور مثال ایدو<sup>۴</sup>، آگیلان<sup>۵</sup> و منتزری [۶] نشان دادند که با افزایش حرارت ورودی حساسیت به تشکیل ترک‌های ناشی از گدازش در منطقه HAZ کاهش می- یابد. در پژوهش انجام شده توسط آگبوانده<sup>۶</sup> نشان داده شد که افزایش سرعت جوشکاری منجر به کاهش در میزان ترک‌های ناشی از گدازش خواهد شد [۷]. اما نتایج پژوهش انجام شده توسط ریچاردز<sup>۷</sup> خلاف این ادعا را نشان داد [۸]. هم‌چنین

آلیاژهای پایه نیکل اغلب در دماهای بالا و در محیط‌های خورنده استفاده می‌شوند که در معرض تخریب تدریجی به شکل فرسایش و ترک خوردن هستند. به‌علت پرهزینه بودن فرایند تولید پره‌های توربین از سوپر آلیاژ Zhs6u به روش ریخته‌گری، هر ساله کشورها به منظور خرید قطعات گران‌قیمت مبالغ زیادی را صرف می‌کنند تا فرایند تعمیر و نگهداری انجام شود. امروزه دستیابی به روش تعمیری به منظور نیل به اهدافی از قبیل افزایش عمر قطعات و کاهش هزینه‌های تعمیر و نگه- داری از اولویت‌های کاربران این صنایع است [۱]. یکی از این روش‌ها که هم عملی و مناسب است و هم می‌تواند مشخصات ریزساختاری مناسب و پایداری فازی مناسب را تأمین کند، جوشکاری تعمیری است. فرایند جوشکاری تعمیری سوپرآلیاژ پایه نیکل رسوب‌سخت‌شونده با چالش‌های بسیاری از قبیل ترک در حین جوشکاری و عملیات حرارتی پس‌گرمی، تغییرات ریزساختاری و استحکام در فلز جوش و منطقه HAZ<sup>۱</sup> مواجه است. جوشکاری سوپرآلیاژ Zhs6u مشکلات زیادی را به نسبت سایر سوپرآلیاژهای پایه نیکل مطرح می‌کند؛ زیرا آلیاژ فوق‌الذکر دارای ماهیت پرالیاژ و حضور بیشتر فازهای رسوب‌سخت‌شونده پیچیده است که برای دستیابی به استحکام دمای بالا در طول شرایط کاری مورد نیاز است. در فرایند جوشکاری ذوبی سوپرآلیاژها اغلب حرارت و نیروهای مکانیکی اعمال شده توسط منبع حرارتی، با ماهیت ذاتی این آلیاژها (وجود سازوکار- های سختی) بر خواص جوش‌پذیری به‌طور مخربی اثرگذار است [۱].

دستیابی به پارامترهای بهینه فرایند جوشکاری تعمیری پره‌های کارکرده بسیار کلیدی و حساس بوده و جوش‌نهایی باید شامل شرایط و خواص ریزساختاری خاصی باشد. ریزساختار نهایی فلز جوش نسبت به ریزساختار بخش پایه باید تغییرات کمی داشته باشد و فاقد تنش پسماند در منطقه جوش و HAZ باشد؛ منطقه جوش و HAZ فاقد هرگونه ترک باشد و

<sup>5</sup> Agilan<sup>6</sup> Egbewande<sup>7</sup> Richards<sup>1</sup> Heat affected zone<sup>2</sup> Keyhole<sup>3</sup> Conduction<sup>4</sup> Idowu

با توجه به آنالیز شیمیایی و ماهیت پرالیاز سوپراآلیاز Zhs6u و درصد بالای عناصر استحکام‌دهنده مرزانه مانند تنگستن (حدود ۱۰-۱۱ درصد وزنی) و درصد بالای آلومینیوم و تیتانیوم به‌عنوان عناصر تشکیل‌دهنده فاز استحکام‌بخش  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) (در مجموع هفت درصد وزنی) در ریزساختار سوپراآلیاز Zhs6u به میزان زیادی از فازهای  $\gamma'$  و کاربیدی تشکیل شده است و لذا با توجه به دیاگرام جوش‌پذیری سوپراآلیازها به‌شدت به پیدایش ترک و فازهای ناخواسته پس از جوشکاری تعمیر حساس است. از این رو بهبود خواص جوش و دستیابی به خواص مکانیکی و ریزساختار بهینه پس از جوشکاری از اهداف اصلی پژوهش پیش رو بوده است. هدف این پروژه بررسی تأثیر مقادیر مختلف حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص فلز جوش در روش EBW است. لذا تمامی نمونه‌ها پس از عملیات حرارتی پیش از جوشکاری با سیکل بهینه با مقادیر متفاوت جریان و سرعت‌های مختلف، تحت ولتاژ ثابت جوشکاری شدند.

دنيس<sup>۱</sup> در پژوهشی نشان داد که تأثیر سرعت جوشکاری بر میزان ترک‌ها اندک است و توان پرتو تأثیر بیشتری از سرعت جوشکاری دارد و با کاهش توان و حرارت ورودی میزان ترک‌ها کاهش می‌یابد [۹]. به همین دلیل در پژوهش فعلی به منظور بررسی تأثیر حرارت ورودی سعی شد تا سرعت جوشکاری تقریباً ثابت بماند و تغییرات توان پرتو الکترون مورد بررسی قرار گیرد. هم‌چنین نتایج راش<sup>۲</sup> نشان داد که یک مقدار بهینه برای ضریب شکل حوضچه جوش در جوشکاری سوپراآلیاز Rene 80 وجود دارد و با تغییر حالت جوشکاری از عریض به عمیق (افزایش عمق حوضچه جوش) میزان ترک‌های جوش افزایش می‌یابد [۱۰ و ۱۱]. هم‌چنین در پژوهش انجام شده توسط منتظری اعلام شد که در بررسی تأثیر پارامترهای جوشکاری و حرارت ورودی بر میزان ترک‌ها، در نظر گرفتن شکل مقطع عرضی گرده جوش (حالت عریض و یا عمیق) اهمیت زیادی دارد. ریچاردز و بوچر<sup>۳</sup> نشان دادند که با افزایش نسبت ابعادی حوضچه جوش<sup>۴</sup> (نسبت عمق به عرض حوضچه جوش) میزان ترک‌ها افزایش می‌یابد [۸ و ۱۲].

جدول ۱. ترکیب شیمیایی سوپراآلیاز Zhs6u

Zr	C	Nb	Ti	Al	W	Mo	Co	Cr	Ni
۰/۰۵	۰/۱۵	۰/۹	۲/۰	۵/۰	۱۰/۳	۱/۶	۹/۵	۸/۷	باقی مانده

۱۱۶۰°C حرارت داده شد و پس از دو ساعت نگهداری در این دما، در کوره خنک و تا دمای محیط سرد شد. سپس با نرخ قبلی (۵°C/min) تا دمای ۱۰۵۰°C به مدت ۱۶ ساعت حرارت داده شد. نمونه‌ها پس از مرحله دوم تا دمای محیط در کوره خنک شدند. پیش از جوشکاری سطح نمونه‌های عملیات حرارتی شده توسط سنباده و استون تمیزکاری شد. نمونه‌های عملیات حرارتی شده به منظور دستیابی به پارامترهای بهینه جوشکاری و بررسی تأثیر مقادیر مختلف حرارت ورودی بر ریزساختار و خواص فلز جوش، به‌صورت خط جوش روی صفحه<sup>۶</sup> و با

## ۲- روش تحقیق

ترکیب شیمیایی سوپراآلیاز Zhs6u به‌کار رفته در پژوهش با استفاده از روش XRF را نشان می‌دهد.

به منظور بررسی جوش‌پذیری سوپراآلیاز Zhs6u، به حداقل رساندن میزان ترک‌ها و حفظ خواص منطقه جوش، ابتدا نمونه‌هایی از بخش شروید<sup>۵</sup> پره با استفاده از وایرکات بریده شدند. ابعاد این نمونه‌ها 5cm × 1cm بود. نمونه با استفاده از کوره تیوبی تحت گاز آرگون با نرخ دمایی ۵°C/min تا دمای

<sup>4</sup> Aspect Ratio

<sup>5</sup> Shroud

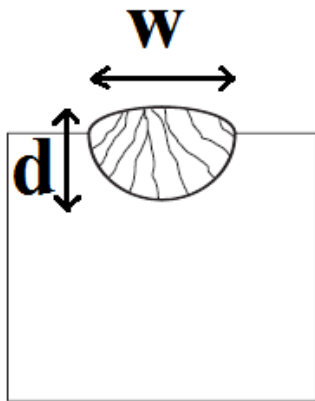
<sup>6</sup> Bead-on-plate

<sup>1</sup> Danis

<sup>2</sup> Rush

<sup>3</sup> Boucher

$$\text{Aspect Ratio} = \frac{d}{w} \quad (\text{رابطه } ۲)$$



شکل ۱. تصویر شماتیک منطقه جوش و معیارهای مورد استفاده در محاسبه ضریب شکل حوضچه جوش، عرض (w) و عمق جوش (d).

جدول ۲ جوشکاری شدند. فشار محفظه خلأ جوشکاری torr<sup>-3</sup> بود و هر نمونه جوشکاری شده از سه مقطع عرضی به منظور تهیه نمونه آنالیز تصویری بریده شدند. به منظور محاسبه میزان حرارت ورودی از رابطه ۱ استفاده شد [۱۳].

$$\text{Heat Input} = \eta \frac{V \times I}{v} \quad (\text{رابطه } ۱)$$

در این رابطه  $\eta$  بازده، V ولتاژ، I جریان و v سرعت جوشکاری می‌باشد. مطابق پژوهش‌های پیشین بازده در جوشکاری پرتو الکترونی برابر با یک فرض می‌شود [۵]. هم‌چنین به منظور بررسی تأثیر حرارت ورودی بر حوضچه جوش از معیار نسبت اندازه حوضچه جوش استفاده شد که این معیار از طریق شکل ۱ و رابطه ۲ به دست می‌آید [۱].

جدول ۲. پارامترهای جوشکاری نمونه ۱ تا ۴.

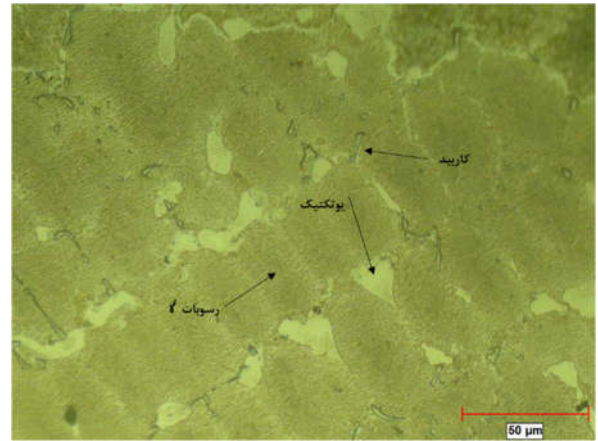
نمونه	سیکل عملیات حرارتی	ولتاژ جوشکاری (کیلو-ولت)	جریان جوشکاری (میلی آمپر)	سرعت جوشکاری (میلی متر بر ثانیه)	حرارت ورودی (ژول بر میلی متر)
۱	دوم	۱۵۰	۱	۶	۲۵
۲	دوم	۱۵۰	۲	۴	۷۵
۳	دوم	۱۵۰	۴	۵	۱۲۰
۴	دوم	۱۵۰	۱۰	۵	۳۰۰

### ۳- نتایج و بحث

دست‌یابی به پارامترهای بهینه فرایند جوشکاری تعمیراتی پره‌های کارکرده بسیار کلیدی و حساس است و جوش نهایی باید شامل شرایط و خواص ریزساختاری خاصی باشد [۲]. شکل ۲ نشان‌دهنده ریزساختار فلز پایه نمونه ۴ پس از عملیات حرارتی پیش از جوشکاری با سیکل دوم است. ریزساختار با دانه‌بندی هم‌محور به‌طور کلی از سه بخش شامل فاز زمینه (فاز  $\gamma$  و رسوبات  $\gamma'$ )، فاز یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  و فاز روشن درشت، سوزنی و گاهی بلوکی شکل کاربرد تشکیل شده است.

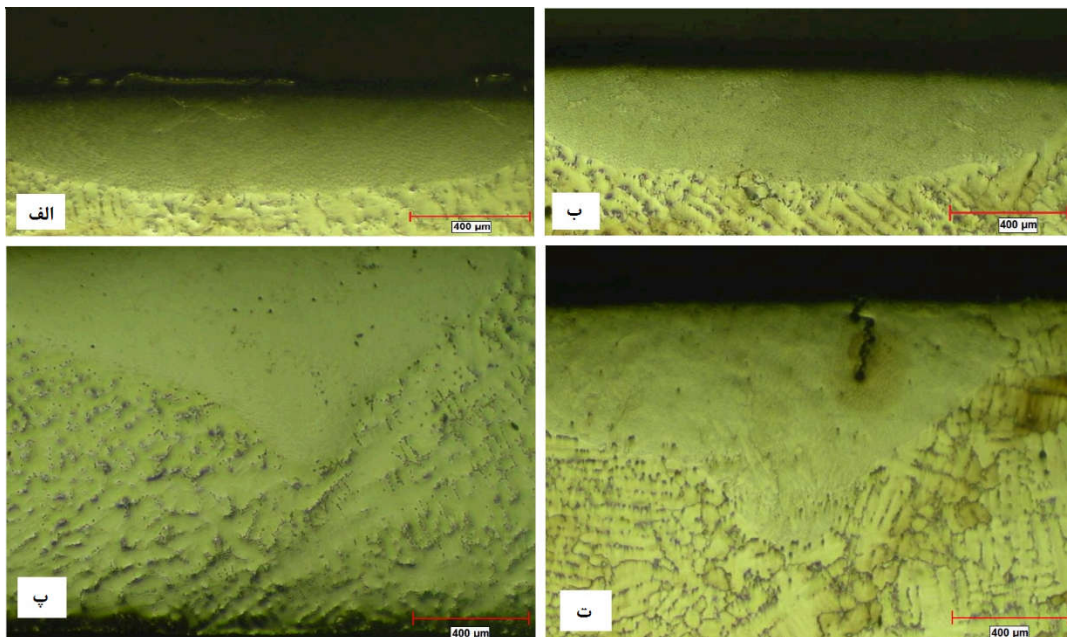
به منظور بررسی ریزساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ نوری و میکروسکوپ FESEM مدل MIRA3 ساخت شرکت TE-SCAN برای تهیه تصاویر ریزساختاری استفاده شد. نمونه‌ها پس از برش و آماده‌سازی سطحی (سنباده و پولیش)، تحت فرایند الکترواچ توسط محلول شیمیایی اگزالیک اسید ده درصد قرار گرفتند. هم‌چنین آنالیز تصاویر ریزساختاری میکروسکوپ الکترونی و نوری از طریق نرم‌افزار آنالیز تصویری Image J انجام شد.

از فلز پایه هستند. همان‌طور که در تصاویر ریزساختاری مشخص است، منطقه جوش نمونه ۱، ۲ و ۳ فاقد هرگونه ترک انجمادی می‌باشد. ترک انجمادی در نمونه ۴ جوشکاری شده با پارامترهای موجود در جدول ۲ و حرارت ورودی  $300 \text{ J/mm}$  در شکل ۳ (ت) نشان داده شده است. این ترک که به سطح فلز جوش رسیده و از نوع ترک میانی است با بازرسی چشمی قابل تشخیص است. ترک‌های مرکزی اغلب در قطعات سوپرآلیاژی به شکل ورق‌های نازک یافت می‌شود. این ترک به دلیل تشکیل مرزخانه پیوسته در طول مرکز گرده جوش در انرژی حرارتی ورودی و سرعت جوشکاری بالا تشکیل می‌شود. در این حالت یک ساختار دانه ستونی درشت در عرض گرده جوش و مقادیر زیادی از فازهای یوتکتیک و ترد در طول خط مرکزی تشکیل می‌شود. این جدایش منجر به ذوب این مناطق از گرده جوش در عملیات حرارتی بعدی و یا شرایط کاری دما بالا می‌شود که موجبات تشکیل ترک را فراهم می‌آورد [۱۴].



شکل ۲. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه ۴ عملیات حرارتی شده.

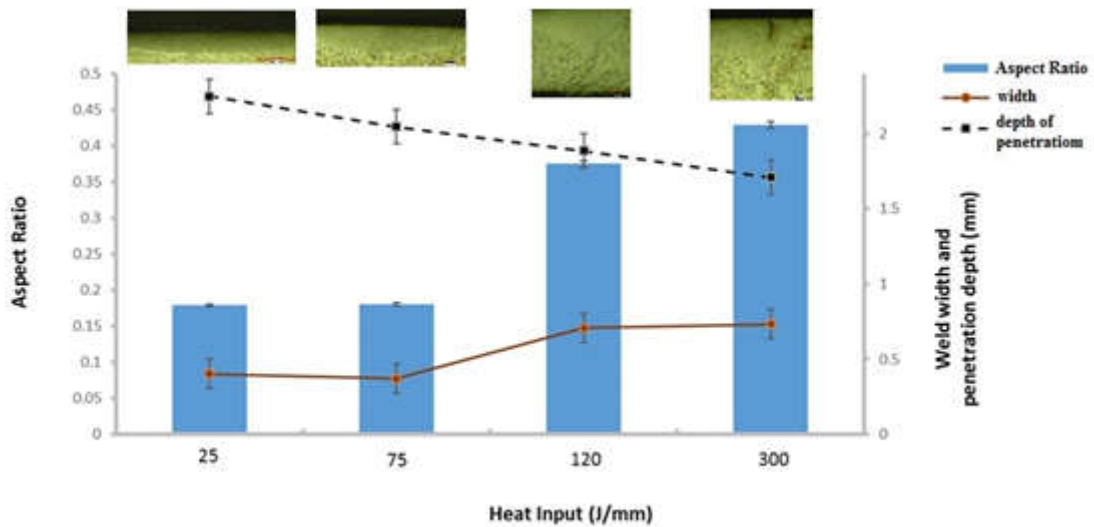
شکل ۳ تصاویر ریزساختاری از منطقه جوش نمونه‌های ۱ تا ۴ را نشان می‌دهد. ریزساختار منطقه جوش دارای ساختار هم‌محور است و اجزای ریزساختاری به نحو قابل توجهی ریزتر



شکل ۳. تصویر متالوگرافی از ریزساختار منطقه جوش (الف) نمونه ۱ (ب) نمونه ۲ (پ) نمونه ۳ (ت) نمونه ۴.

پژوهش‌های انجام شده توسط Richards, Boucher و Rush است [۸، ۱۱ و ۱۲].

همان‌طور که در شکل ۴ مشخص است با افزایش میزان حرارت ورودی و ضریب شکل حوضچه جوش به میزان  $0/428$  در نمونه ۴ ترک‌های جوشکاری پدیدار می‌شوند که در تطابق با



شکل ۴. تغییرات عرض، عمق و ضریب شکل حوضچه جوش با حرارت ورودی در نمونه ۱ تا ۴.

$$L = \frac{\Delta T \eta V I}{2\pi k(T_1 - T_0)^2} \quad \text{رابطه (۴)}$$

رابطه (۴) به وضوح وابستگی مستقیم اندازه منطقه خمیری و همچنین بیشینه طول ترک متناظر را به جریان جوشکاری نشان می‌دهد. لذا تغییرات مشاهده شده در شکل ۴ با توجه به رابطه ۴ توجیه می‌یابد. به نحوی که حرارت‌های ورودی کمتر، حساسیت به تشکیل ترک انجمادی در منطقه جوش را کاهش می‌دهد.

شکل حوضچه جوش نیز می‌تواند بر حساسیت به تشکیل ترک‌های انجمادی در منطقه جوش تأثیرگذار باشد. شکل حوضچه جوش (عریض و یا عمیق) بر ریزساختار و دانه‌بندی شکل گرفته در منطقه جوش مؤثر است. با تغییر ضریب شکل حوضچه جوش ساختار دانه‌بندی این منطقه تحت تأثیر قرار می‌گیرد. از آنجایی که دانه‌ها تمایل دارند عمود بر فصل مشترک جامد- مذاب (به دلیل انتقال حرارت بالاتر) رشد کنند، جوش‌هایی با نسبت عمق به عرض کم (حالت عریض)، حوضچه جوش بیضی شکل و ساختار دانه‌بندی شعاعی را تشکیل خواهند داد (شکل ۵ الف). زمانی که نسبت عمق به عرض و ضریب شکل حوضچه جوش افزایش می‌یابد (حالت عمیق)، شکل حوضچه به شکل قطره اشک تغییر می‌کند و یک خط مرکزی جوش بسیار مشخص شکل خواهد گرفت به صورتی که دانه‌ها تمایل خواهند داشت به سوی خط مرکزی جوش رشد کنند و

به‌طور کلی چندین عامل وجود دارد که سبب تشکیل ترک‌های انجمادی در ساختار منطقه جوش می‌شود. در میان این عوامل دو عامل مهم، ترکیب شیمیایی آلیاژ و پارامترهای فرایند جوشکاری هستند. در حالت کلی استفاده از شرایط و فرایندهای جوشکاری با حرارت ورودی کم برای جلوگیری از تشکیل ترک انجمادی در جوش مطلوب است [۱]. از نقطه نظر تشکیل ترک‌های انجمادی در منطقه جوش، حرارت ورودی کمتر سبب تشکیل منطقه جوش با اندازه کوچک‌تر شده که در حقیقت کرنش‌های انقباضی ناشی از انجماد را کاهش می‌دهد [۱۵]. این امر را می‌توان از روی معادلات ساده انتقال حرارت درک کرد. شیب دمایی (G) در خط مرکزی جوش، جایی که به‌طور معمول بیشینه طول ترک اتفاق می‌افتد، به وسیله معادله رزنتال<sup>۱</sup> به صورت زیر بیان می‌گردد [۱].

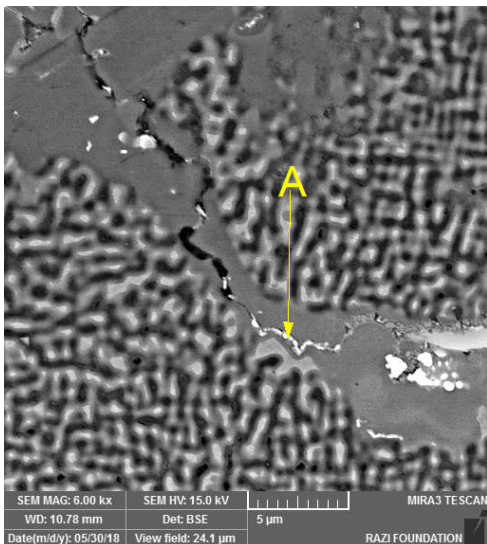
$$G = \frac{2\pi k(T_1 - T_0)^2}{\eta V I} \quad \text{رابطه (۳)}$$

در این معادله k ضریب هدایت حرارتی،  $T_L$  دمای لیکوییدوس،  $T_0$  دمای اولیه،  $\eta$  راندمان انتقال منبع حرارتی<sup>۲</sup>، V ولتاژ و I جریان است. طول منطقه خمیری (L) با فرض شیب دمایی خطی در سراسر دامنه دمایی انجماد از نسبت دامنه دمایی انجماد ( $\Delta T$ ) به شیب دمایی (G) به دست می‌آید [۱۶]. بنابراین طول منطقه خمیری که مستعد تشکیل ترک‌های انجمادی است از طریق رابطه زیر حاصل می‌شود.

<sup>2</sup> Heat source transfer efficiency

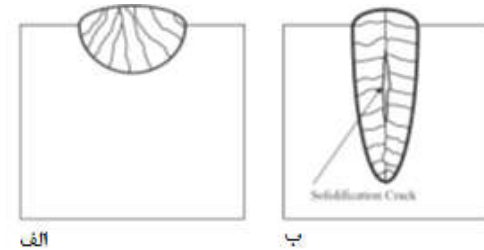
<sup>1</sup> Rosental equation

توسط آگوانده در جوشکاری لیزر سوپرآلیاژ IN738، منتظری در جوشکاری لیزر سوپرآلیاژ IN738 و آگیلان در جوشکاری پرتو الکترونی IN718 مشاهده شده است. در جوشکاری ذوبی سوپرآلیاژهای پایه نیکل رسوب‌سخت‌شونده پدیده گدازش فازهای یوتکتیکی و کاربیدی در منطقه HAZ به میزان زیادی توسط محققان و پژوهشگران گزارش شده است. این پدیده به دلیل جدایش عناصر حل‌شونده و یا ناخالصی رخ می‌دهد. در حین جوشکاری ذوبی در سوپرآلیاژ پایه نیکل در منطقه HAZ، فازهای یوتکتیکی و کاربیدی موجود در مرزخانه به علت قرارگیری در معرض حرارت ناشی از جوشکاری در شرایط انحلال در فاز زمینه قرار خواهند گرفت. این فازها به دلیل حرارت‌دهی سریع در جوشکاری EBW در سوپرآلیاژ Zhs6u اغلب قادر به انحلال کامل در فاز زمینه نبوده و لذا تشکیل فاز یوتکتیک با دمای ذوب پایین و ذوب بخشی از اطراف مرزخانه را می‌دهند. در حقیقت عدم وجود زمان کافی جهت نفوذ عناصر اصلی تشکیل‌دهنده فاز کاربیدی به زمینه سبب تشکیل فازهای با دمای ذوب پایین و ذوب و انجماد مجدد این فازها در منطقه HAZ خواهد شد. سپس تنش‌های کششی ناشی از فرایند جوشکاری سبب جدایش این فاز از زمینه و تشکیل ترک‌های ناشی از گدازش خواهد شد [۱].



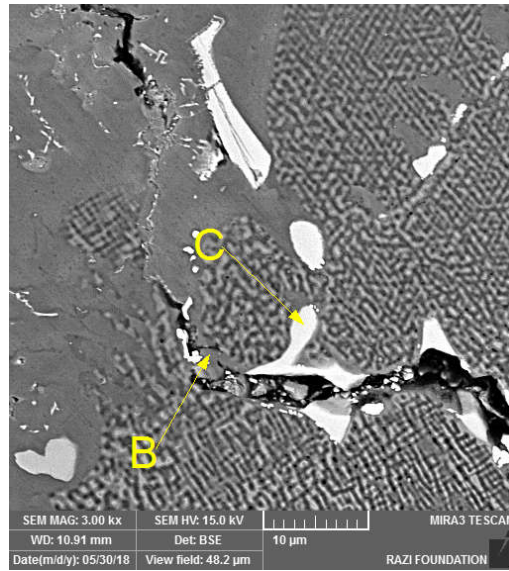
شکل ۶. تصویر ترک ناشی از گدازش تشکیل شده در ریزساختار نمونه ۴ ناشی از گدازش فاز کاربید MC.

به آن همگرا شوند (شکل ۵ (ب)). در این حالت کرنش انقباضی حداکثر عمود بر امتداد خط مرکزی است که شامل فیلم‌های مذاب در این منطقه است. لذا با افزایش حرارت ورودی، ضریب شکل حوضچه جوش و تشکیل منطقه جوش با حالت عمیق، حساسیت به تشکیل ترک زیاد می‌شود که شاهد این ادعا نتایج نشان داده شده در شکل‌های ۵ و ۶ هستند [۱۷ و ۱۸].

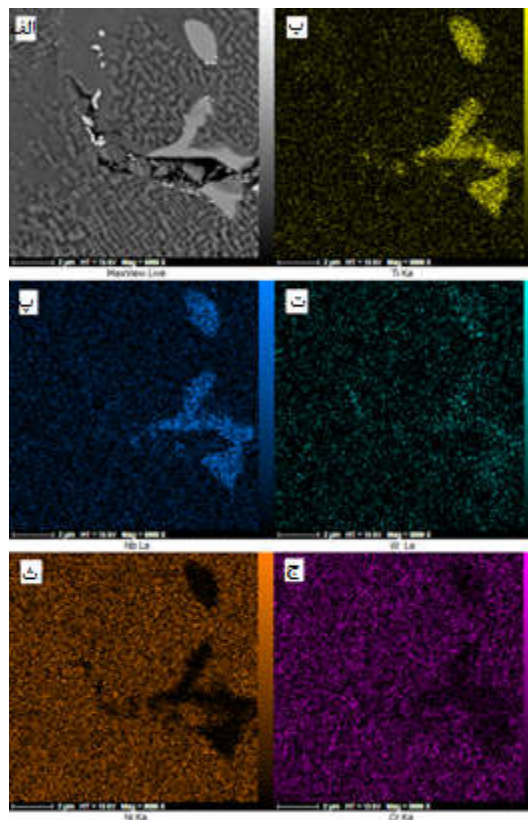


شکل ۵. شماتیک نحوه تأثیر شکل حوضچه جوش بر مورفولوژی دانه‌ها و حساسیت به تشکیل ترک (الف) ضریب شکل پایین و (ب) ضریب شکل بالا [۱].

تشکیل ترک‌های ناشی از گدازش مربوط به تغییرات متالورژیکی است که در منطقه HAZ در نتیجه گدازش اجزای ریزساختاری مانند یوتکتیک‌ها و کاربیدهای MC رخ می‌دهد. شکل ۶ و ۷ نشان‌دهنده دو ترک ناشی از گدازش در منطقه HAZ و در مرز منطقه جوش و فلز پایه نمونه ۱ را نشان می‌دهد. هم-چنین در جدول ۳ و ۴ نتایج آنالیز EDS در نقطه A، B و C مشخص شده است. توزیع عناصر W، Ti، Nb، Cr و Ni در مجاورت ترک موجود در شکل ۷ (فازهای B و C) در شکل ۸ نشان داده شده است. همان‌طور که در نتایج آنالیز EDS نشان داده شده، ترک‌های تشکیل شده در شکل ۶ و ۷ به ترتیب ناشی از گدازش کاربید MC (جدول ۳ و نقطه A)، یوتکتیک  $\gamma - \gamma'$  (جدول ۴ و نقطه B) و کاربید  $M_{6}C$  (جدول ۴ و نقطه C) هستند. توزیع عناصر در شکل ۸ به وضوح ثابت می‌کند که تشکیل ترک به دلیل ذوب‌شدگی کاربید با ترکیب پیچیده و از نوع  $M_{6}C$  است که غنی از تیتانیوم، نایوبیوم و اندکی تنگستن است. این مشاهدات نقش مخرب فازهای استحکام‌دهنده مرزخانه (همانند کاربیدهای MC و  $M_{6}C$  غنی از تنگستن، تیتانیوم و نایوبیوم) در پدیده ذوب‌شدگی در جوشکاری تعمیری پره‌های ساخته شده از سوپرآلیاژ Zhs6u را نشان می‌دهد. ترک‌های ناشی از گدازش مشابهی، در اثر عوامل ذکر شده در پژوهش‌های انجام شده



شکل ۷. تصویر ترک ناشی از گذارش در ریزساختار نمونه ۴ ناشی از گذارش فاز یوتکتیک  $\gamma$ - $\gamma'$  و کاربید  $M_6C$ .



شکل ۸. (الف) تصویر ترک ناشی از گذارش به همراه کاربید و توزیع عناصر (ب) تیتانیوم (پ) نایوبیوم (ت) تنگستن (ث) نیکل و (ج) کروم.



جدول ۳. نتایج آنالیز EDS از نقطه A (شکل ۶).

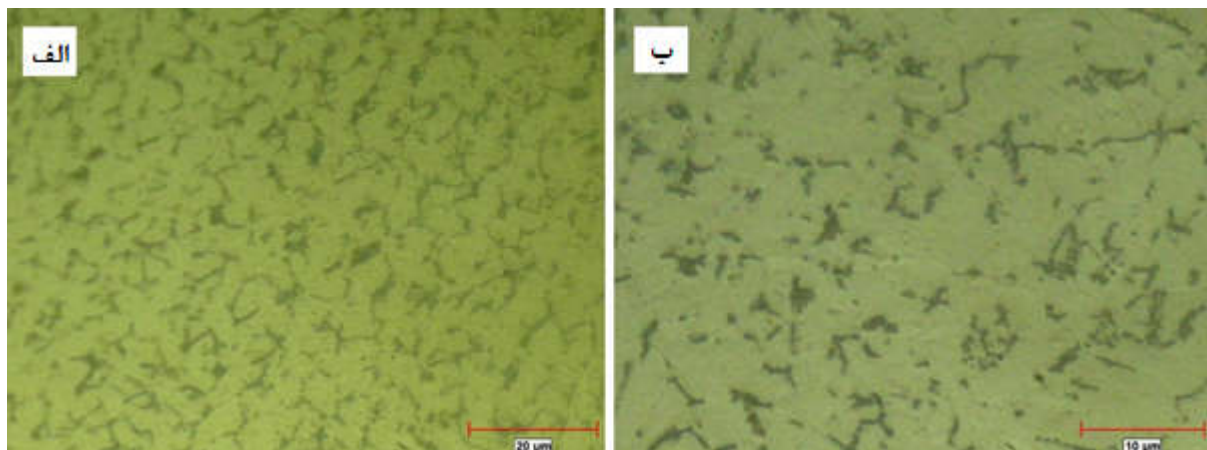
عنصر	Co	Cr	Mo	Ni	W	Nb	Ti	C
درصد اتمی A	۴/۳	۴/۲	۳/۵	۳۵/۷	۱۷/۷	۶/۲	۵/۵	۲۲/۹

جدول ۴. نتایج آنالیز EDS از نقطه B و C (شکل ۷).

عنصر	Co	Al	Cr	Mo	Ni	W	Nb	Ti	C
درصد اتمی B	۵/۱	۱۷/۱	۵/۶	۳/۶	۶۲/۱	۱/۴	۱/۷	۲/۲	۱/۲
درصد اتمی C	۱/۱	۲/۳	۱/۸	۶/۱	۴/۹	۱۰/۹	۴۲/۲	۱۶/۲	۱۴/۵

شکل تصویر متالوگرافی از منطقه جوش دو نمونه ۱ و ۲ است. همانطور که در شکل مشخص است منطقه جوش دو نمونه دارای مشخصات ریزساختاری یکسان و دارای ساختار هم‌محور است. اندازه و مورفولوژی فازهای کاربیدی در منطقه جوش تمامی نمونه‌ها مشابه هم است. اما فاز یوتکتیک  $\gamma - \gamma'$  و رسوبات  $\gamma'$  در تصویر میکروسکوپ نوری در منطقه جوش مشاهده نمی‌شود. به منظور بررسی بیشتر مورفولوژی فازهای کاربیدی، یوتکتیک  $\gamma - \gamma'$  و هم‌چنین فاز  $\gamma'$  از میکروسکوپ الکترونی SEM با بزرگنمایی بالاتر استفاده شد.

ترک‌های انجمادی و ناشی از گدازش در منطقه جوش و HAZ و هم‌چنین تشکیل خط مرکزی در گرده جوش شامل فازهای یوتکتیک و ترکیبات بین‌فلزی ترد که مستعد تشکیل ترک‌های انجمادی است از جمله ویژگی‌های ریزساختاری مهم در جوشکاری تعمیری سوپرآلیاژ Zhs6u است که مورد بررسی قرار گرفت. علاوه بر این موارد تغییرات در ریزساختار منطقه جوش نسبت به فلز پایه باید مورد بررسی قرار گیرد. این تغییرات شامل نوع، مورفولوژی و ترکیب شیمیایی فازها است.



شکل ۹. تصویر متالوگرافی از ریزساختار منطقه جوش الف (نمونه ۳) ب (نمونه ۴).

مشاهده شده است [۱۹ و ۲۰]. همانطور که ذکر شد کاربرد نوع MC در انتهای انجماد از طریق واکنش یوتکتیکی با زمینه  $\gamma$  تشکیل می‌شود. کربن در طی انجماد به‌همراه عناصر آلیاژی تشکیل‌دهنده  $\gamma'$  مانند آلومینیوم و تیتانیوم به‌شدت در مذاب

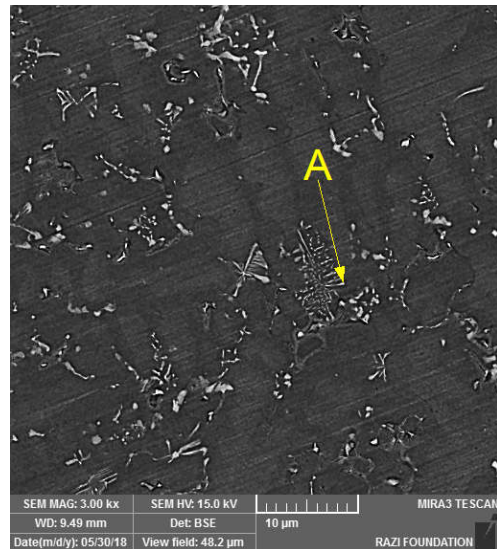
شکل تصویر ریزساختار از منطقه جوش نمونه ۳ است. در ریزساختار منطقه جوش حضور کاربیدهایی با ساختار پیچیده حروف‌چینی<sup>۱</sup> مشاهده می‌شود. این مورفولوژی کاربیدهای MC در پژوهش‌های پیشین صورت گرفته توسط آنجلا<sup>۲</sup> و ویگو<sup>۳</sup> نیز

<sup>3</sup> Weigou<sup>1</sup> Chinese script (CS) morphology  
<sup>2</sup> Angella

تعمیری با استفاده از روش EBW متفاوت از زمینه بوده ولی ترکیب شیمیایی مشابه کاربیدهای بخش پایه است.

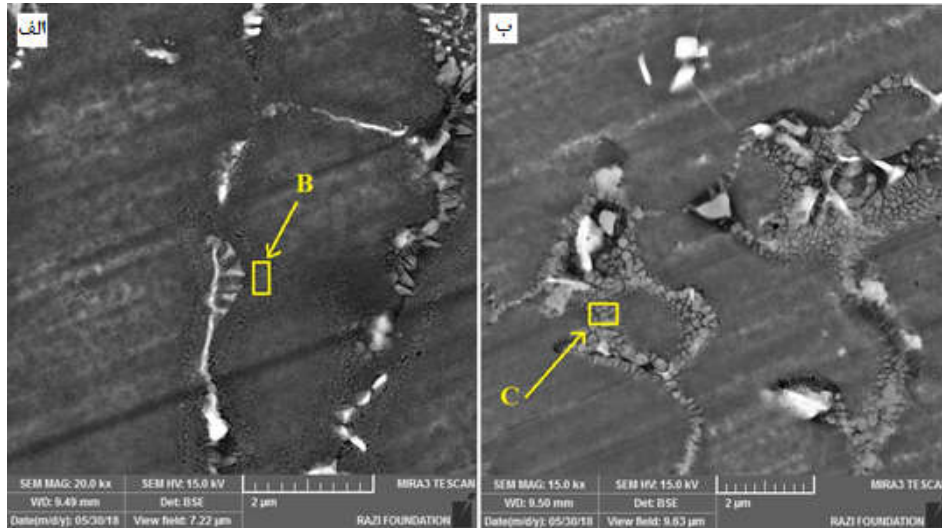
همچنین به منظور بررسی فاز یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  در منطقه جوش از تصاویر میکروسکوپ الکترونی با بزرگنمایی بالاتر استفاده شد. همانطور که در شکل ۱۱ مشخص است مورفولوژی فاز یوتکتیک به طور کامل با مورفولوژی فاز یوتکتیک زمینه متفاوت است. در فرایند انجماد سوپرآلیاژ Zhs6u تیتانیوم و آلومینیوم در مذاب جدایش می‌یابند تا فرایند انجماد به سمت واکنش یوتکتیک  $\gamma-\gamma'$  میل کند و فازهای  $\gamma$  و  $\gamma'$  طی یک واکنش یوتکتیک در فضاها بین‌دندریتی تشکیل شوند. دندریتهای اولیه  $\gamma$  با سرد شدن بیشتر به منطقه دوفازی  $\gamma+\gamma'$  وارد می‌شود و رسوب‌گذاری فاز یوتکتیکی از نظر ترمودینامیکی امکان‌پذیر می‌شود [۱۸، ۲۳ و ۲۴]. نرخ‌های سرد شدن بالا و زمان انجماد کوتاه که منطقه جوش طی جوشکاری EBW با آن مواجه است، سبب ریزجدایش عناصر آلیاژی در این منطقه خواهد شد. این امر احتمال جوانه‌زنی فاز یوتکتیک را بیشتر می‌کند و از آنجایی که زمان انجماد بسیار کوتاه است شاهد رشد چندانی در فازهای یوتکتیک نخواهیم بود. لذا مورفولوژی فازهای یوتکتیک از حالت بلوکی درشت در فلز پایه به بلوک‌های ریز در جوش تغییر می‌کند [۱]. اندازه فاز یوتکتیک در منطقه جوش از حدود ۴۰ نانومتر تا ۲۰۰ نانومتر است. هم‌چنین نتایج آنالیز EDS از فاز یوتکتیک منطقه جوش نمونه ۳ (نقاط B و C) در جدول ۶ ذکر شده است. نتایج نشان می‌دهد که مورفولوژی فاز یوتکتیک در منطقه جوش و پایه دست‌خوش تغییر شده ولی ترکیب شیمیایی این فاز در فلز جوش مشابه بخش پایه می‌باشد که در تطابق با یافته‌های حاصل از پژوهش انجام شده توسط آنجلا می‌باشد [۲].

جدایش می‌یابد که موجب افزایش غلظت این عناصر در مذاب بین‌دندریتی می‌شود. لذا فرایند انجماد به سمت واکنش یوتکتیک  $\gamma/\text{MC}$  میل کند و فازهای  $\gamma$  و MC طی یک واکنش یوتکتیک در فضاها بین‌دندریتی تشکیل می‌شوند [۲۰، ۲۱]. کاربیدهای تشکیل‌شده در ریزساختار جوش که با سرعت بالا سرد شده باشد با مورفولوژی حروف‌چینی تشکیل خواهد شد. این کاربیدها به طور معمول غنی از عناصر تیتانیوم و تانتالیوم است. در حالی که در جوش‌هایی که با سرعت‌های پایین‌تر سرد می‌شود کاربیدها با شکل بلوک درشت و یا کشیده تشکیل خواهد شد که دارای مقادیر بالاتری از مجموع عناصر تیتانیوم و تانتالیوم است [۲۲].



شکل ۱۰. تصویر ریزساختار منطقه جوش نمونه ۵ از مورفولوژی کاربیدها.

هم‌چنین نتایج حاصل از آنالیز EDS کاربیدهای موجود در ریزساختار جوش نمونه ۳ در جدول ۵ نشان داده شده است. همان‌طور که از نتایج آنالیز EDS مشخص است کاربید A نشان داده شده در شکل ۱۰ کاربید MC است که ترکیب شیمیایی مشابهی با ترکیب شیمیایی کاربیدهای موجود در فلز پایه دارد. لذا مورفولوژی کاربیدها در منطقه جوش در فرایند جوشکاری



شکل ۱۱. تصویر میکروسکوپ SEM از ریزساختار منطقه جوش نمونه ۵ از فاز یوتکتیک  $\gamma - \gamma'$  (الف) فاز B از نمونه ۳ (ب) فاز C از نمونه ۳.

جدول ۵. نتایج آنالیز EDS از نقطه A (شکل ۱۰).

عنصر	Co	Cr	Mo	Ni	W	Nb	Ti	C
....	۴/۲	۴/۶	۲/۹	۲۳/۳	۱۸/۸	۶/۹	۱۰/۲	۲۹/۱

جدول ۶. نتایج آنالیز EDS از نقطه B و C (شکل ۱۱).

عنصر	Co	Cr	Al	Ni	W	Nb	Ti
.	۹/۱	۸/۷	۱۱/۷	۵۷/۸	۵/۹	۳/۹	۲/۹
درصد اتمی C	۱۰/۱	۹/۹	۸/۲	۵۸/۲	۴/۸	۵/۴	۲/۴

#### ۴- نتیجه گیری

با افزایش حرارت ورودی، عرض حوضچه جوش کاسته شده و عمق آن افزایش یافته است و لذا میزان نسبت اندازه حوضچه جوش افزایش یافت. با اتخاذ پارامترهای جوشکاری در نمونه ۳ (جریان جوشکاری ۴ mA) حوضچه جوش از حالت عریض به عمیق تغییر می‌یابد. به علاوه با افزایش میزان حرارت ورودی و ضریب شکل حوضچه جوش به میزان ۰/۴۲۸ در نمونه جوشکاری شده با جریان ۱۰ میلی‌آمپر ترک‌های جوشکاری پدیدار می‌شوند.

مشاهدات ریزساختاری از منطقه جوش نمونه جوشکاری شده با جریان چهار میلی‌آمپر نشان‌دهنده حضور کاربیدهایی با ساختار پیچیده حروف چینی در این منطقه بود.

با توجه به مباحث ارائه شده در بررسی جوش‌پذیری سوپرآلیاژ Zhs6u با روش EBW می‌توان به صورت خلاصه به نتایج ذیل اشاره کرد:

منطقه جوش نمونه‌های جوشکاری با جریان ۱، ۲ و ۴ میلی‌آمپر فاقد هرگونه ترک انجمادی است. ترک‌های انجمادی در نمونه جوشکاری شده با جریان ۱۰ میلی‌آمپر و حرارت ورودی  $300 J/mm$  مشاهده شده است. با توجه به دستورالعمل کیفی قطعه، بهره‌گیری از پارامترهای جوشکاری این نمونه تأمین‌کننده نیازهای کیفی قطعه نمی‌باشد.

- mechanical properties of inconel-718 EB Welds, *Procedia Materials Science*, 2014, 5, 656-662.
6. Montazeri, M., Ghaini, F. M., Ojo, O. A., Heat Input and the liquation Cracking of Laser Welded IN738LC Superalloy, *Welding Journal*, 2013, 92, 258-s.
  7. Egbewande, A. T., Buckson, R. A., Ojo, O. A., Analysis of laser beam weldability of Inconel 738 superalloy, *Materials Characterization*, 2010, 61 (5), 569-574.
  8. Richards, N. L., Nakkalil, R., & Chaturvedi, M. C., The influence of electron-beam welding parameters on heat-affected-zone microfissuring in INCOLOY 903, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1994, 25 (8), 1733-1745.
  9. Danis, Y., Arvieu, C., Lacoste, E., Larrouy, T., Quenisset, J. M., An investigation on thermal, metallurgical and mechanical states in weld cracking of Inconel 738LC superalloy, *Materials & Design*, 2010, 31 (1), 402-416.
  10. Min, D., Shen, J., Lai, S., Chen, J., Xu, N., Liu, H., Effects of heat input on the low power Nd:YAG pulse laser conduction weldability of magnesium alloy AZ61, *Optics and Lasers in Engineering*, 2011, 49 (1), 89-96.
  11. Rush, M. T., Colegrove, P. A., Zhang, Z., Broad, D., liquation and post-weld heat treatment cracking in Rene 80 laser repair welds, *Journal of Materials Processing Technology*, 2012, 212 (1), 188-197.
  12. Boucher, C., Varela, D., Dadian, M., Granjon, H., fissuration à chaud et progrès récents en soudabilité des alliages de nickel, type Inconel 718 et Waspaloy, *Rev. Met. Paris*, 1976, 73 (12), 817-832.
  13. Phillips, D.H., *Welding Engineering: An Introduction*, John Wiley & Sons, 2016.
  14. Hunziker, O., Dye, D., Reed, R. C., On the formation of a centreline grain boundary during fusion welding, *Acta Materialia*, 2000, 48 (17), 4191-4201.
  15. Yamaguchi, S., Kobayashi, H., Matsumiya, T., & Hayami, S., Effect of minor elements on hot workability of nickel-base superalloys, *Metals Technology*, 1979, 6 (1), 170-175.
  16. Kurz, W. and D.J. Fisher, *Fundamentals of solidification*, Trans Tech Publications, 1986.
  17. Miller, W. A., Chadwick, G. A., On the magnitude of the solid/liquid interfacial energy of pure metals and its relation to grain boundary melting, *Acta Metallurgica*, 1967, 15 (4), 607-614.
  18. DuPont, J. N., Notis, M. R., Marder, A. R., Robino, C. V., Michael, J. R., Solidification and weldability of Nb-bearing superalloys, *Welding Journal*, 1998, 77, 417-431.
  19. Weiguo, Z., Lin, L., Hengzhi, F., Effect of cooling rate on MC carbide in directionally solidified nickel-based superalloy under high thermal gradient. *Research & Development*, 2012.
  20. DuPont, J. N., Notis, M. R., Marder, A. R., Robino, C. V., Michael, J. R., Solidification of Nb-bearing superalloys: Part I. Reaction sequences, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, 29 (11), 2785-2796.

کاربدهای با مورفولوژی حروف چینی در ریزساختار جوش که با سرعت بالا سرد شده باشد تشکیل خواهد شد.

در منطقه جوش نمونه جوشکاری شده با جریان چهار میلی آمپر مورفولوژی فاز یوتکتیک به طور کامل با مورفولوژی فاز یوتکتیک زمینه متفاوت است. نرخ های سرد شدن بالا و زمان انجماد کوتاه که منطقه جوش طی جوشکاری EBW با آن مواجه است، سبب تغییر مورفولوژی فازهای یوتکتیک از حالت بلوکی درشت در بخش فلز پایه به بلوک های ریز در منطقه جوش شد. اندازه فاز یوتکتیک در منطقه جوش از حدود ۴۰ نانومتر تا ۲۰۰ نانومتر می باشد. هم چنین نتایج آنالیز EDS نشان می دهد که ترکیب شیمیایی این فاز در فلز جوش مشابه بخش پایه می باشد. مشاهدات ریزساختاری در نمونه های جوشکاری شده با حرارت های ورودی متفاوت نشان داد که منطقه جوش از اجزای ریزساختاری مشابه بخش پایه و فاز کاربید با مورفولوژی حروف چینی تشکیل شده است که مورفولوژی این فازها در جوش با زمینه متفاوت است اما از نظر ترکیب شیمیایی و نوع فاز مشابه فلز پایه می باشد.

#### سپاسگزاری

از زحمات و مساعدت های جناب آقای مهندس طالبی پور در طول انجام پروژه برای در اختیار قرار دادن آلیاژ و تجهیزات آزمایشگاهی کمال تشکر را داریم.

#### مراجع

1. John C. Lippold, S.D.K., John N. DuPont *Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys*, Wiley, 1996.
2. Angella, G., Barbieri, G., Donnini, R., Montanari, R., Richetta, M., Varone, A., Electron Beam Welding of IN792 DS: Effects of Pass Speed and PWHT on Microstructure and Hardness, *Materials*, 2017, 10 (9), 1033-1051.
3. Ojo, O.A., Richards, N.L., Chaturvedi, M.C., Study of the fusion zone and heat-affected zone microstructures in tungsten inert gas-welded INCONEL 738LC superalloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2006, 37 (2), 421-433.
4. Idowu, O. A., Ojo, O. A., Chaturvedi, M. C., Effect of heat input on heat affected zone cracking in laser welded ATI Allvac 718Plus superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 454, 389-397.
5. Agilan, M., Venkateswaran, T., Sivakumar, D., Pant, B., Effect of heat input on microstructure and

21. Ojo, O. A., Richards, N. L., Chaturvedi, M. C., liquation of various phases in HAZ during welding of cast Inconel 738LC, *Materials science and technology*, 2004, 20 (8), 1027-1034.
22. Seo, S. M., Kim, I. S., Lee, J. H., Jo, C. Y., Miyahara, H., Ogi, K., Microstructural evolution in directionally solidified Ni-base superalloy IN792+Hf, *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE AND TECHNOLOGY-SHENYANG-*, 2008, 24 (1), 110.
23. DuPont, J. N., Marder, A. R., Notis, M. R., Robino, C. V., Solidification of Nb-bearing superalloys: Part II. Pseudoternary solidification surfaces, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1998, 29 (11), 2797-2806.
24. DuPont, J. N., Robino, C. V., & Marder, A. R., MODELING SOLUTE REDISTRIBUTION AND MICROSTRUCTURAL DEVELOPMENT IN FUSION WELDS OF NB-BEARING SUPERALLOYS, *acta materialia*, 1998, 46 (13), 4781-4790.