

بررسی تغییرات ریزساختار جوش سوپرآلیاژ پایه نیکل ۵۲۰ UDIMET

در روش GTAW

فردین نعمت‌زاده (دانشجوی دکتری)

امیرحسین کوکبی (استاد)

دانشکده‌ی مهندسی و علم‌مواد، دانشگاه صنعتی شریف

سید محمد مهدی هادوی (استادیار)

فرامرز عادل‌لی (کارشناس ارشد)

مرکز تحقیقات گروه صنایع تسلیحاتی

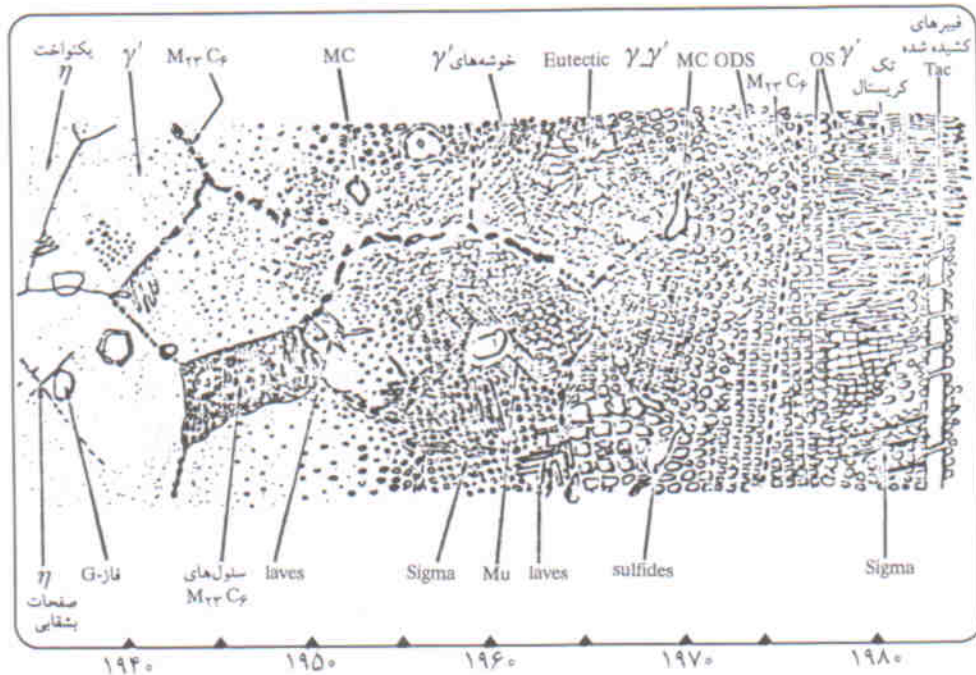
در این تحقیق خواص جوش سوپرآلیاژ پایه نیکل ۵۲۰ UDIMET با سوپرآلیاژ پایه نیکل کار شده ۵۲۰ UDIMET از لحاظ مطالعات فازشناسی و پراش اشعه‌ی X (XRD) مورد مقایسه قرار گرفته است. نتایج حاصل از مطالعات فازشناسی تشکیل کاربیدهای MC ریز در بین و داخل بازوهای دندریتی و تشکیل فاز زمینه مستحکم γ' غنی از Mo و W است. نتایج حاصل از مطالعات XRD بیانگر عدم شناسایی فازهای موجود در ساختار جوش به دلیل حجم کم فازهای موجود در آن و فقدان ساختار کریستالی مناسب فازها می‌باشد.

مقدمه

شکل ۱ پیشرفت ریزساختار ابرآلیاژهای پایه نیکلی را نشان

می‌دهد.^[۱] در این شکل فازهای مفید در بالا و فازهای مضر در پائین تصویر واقع شده‌اند. عموماً این آلیاژها سه‌تایی‌اند و بررسی انجام‌دهی آنها نیز مستلزم تعیین ضریب تعادلی از نمودارهای فازی است

ابرآلیاژهای پایه نیکلی پیچیده‌ترین و پر مصرف‌ترین آلیاژها برای کار در دمای بالا هستند. متالورژی فیزیکی این آلیاژها پیچیده و دقیق است.^[۱]



شکل ۱. ریزساختار سوپرآلیاژهای پایه نیکلی، فازهای مفید بالای تصویر و فازهای مضر پائین تصویر.

سرعت انجام بسیار زیاد و شیب دمایی بیشتر در جبهه‌ی انجماد از جمله تفاوت‌های عمده‌ی انجماد در فرایند جوشکاری نسبت به ریخته‌گری است.^[۷]

اغلب در جوش دانه‌های هم‌محور دیده نمی‌شود. دلیل عمده‌ی آن این است که برای تشکیل ناحیه‌های هم‌محور تکه‌های دندریتی (که در اثر ذوب مجدد و یا شکستن به وجود آمده‌اند باید بدون ذوب شدن در فصل مشترک جامد و مایع باقی بمانند) دمای بسیار زیاد مرکز حوضچه‌ی جوش این موضوع را دشوار می‌کند.^[۸]

هیچ ناحیه‌ی سرد شده‌ی در ساختار میکروسکوپی جوش دیده نمی‌شود، زیرا دانه‌هایی که قسمتی از آنها ذوب شده است در مرز ناحیه‌ی ذوب شده به‌عنوان محل‌های رشد ستونی ابتدایی عمل می‌کنند. این رشد به محض دور شدن از منبع گرما اتفاق می‌افتد و نیازی به پدیده‌ی تشکیل جوانه ندارد.^[۹]

انجماد جوش به‌طور خلاصه دارای مراحل زیر می‌باشد.^[۱۰]
الف) انجماد در ابتدا به‌صورت رونشست بر روی دانه‌های ذوب شده‌ی فلز پایه صورت می‌گیرد.

ب) رشد بلوری در آغاز نسبتاً آرام انجام می‌شود و نخست ساختار بلوری مسطح، و سپس سلولی ظریف ایجاد خواهد شد.

ج) رشد بلوری در مراحل میانی به‌صورت سلولی - دندریتی است که به سمت رشد ستونی درشت در جهت $> 10^\circ$ در بلورهای مکعبی به پیش می‌رود.

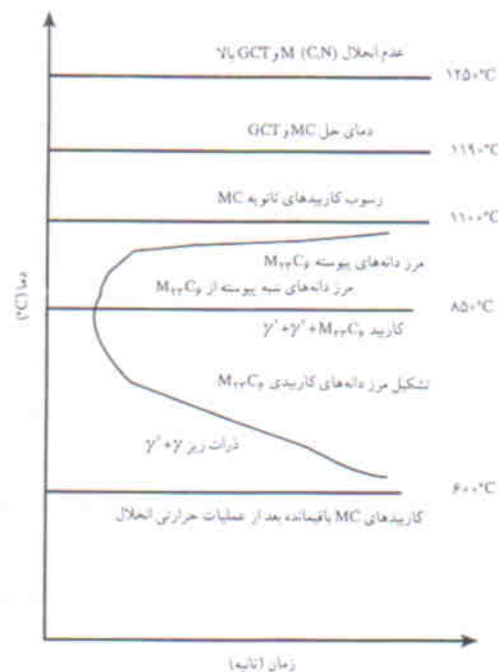
د) انجماد نهایی در محور مرکزی. با رشد سریع بلورها و تجمع موضعی ذرات همراه است و متناسب با شرایط جوشکاری ساختار دندریتی نهایی تشکیل می‌شود.

برای آن که قالب‌های آهنگری شعاعی در دمای بالا خواص خستگی و حرارتی مطلوبی داشته باشند، ابتدا به شیوه‌ی جوش برق بالکتروود روپوش دار^۱ (SMAW) یک لایه‌ی واسطه و انعطاف‌پذیر روی سطح قالب‌های مذکور رسوب داده می‌شود.

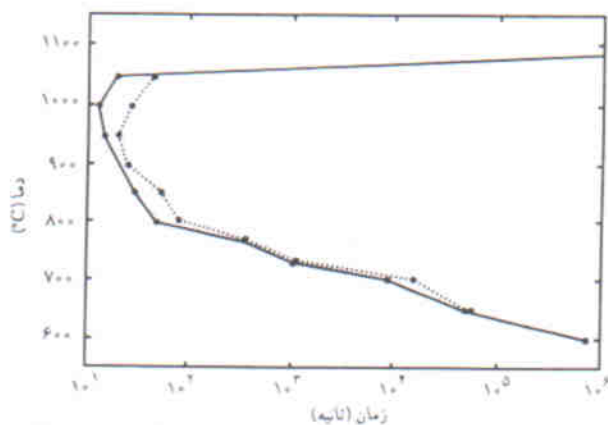
لایه‌ی دوم با شیوه‌ی جوش برق با تنگستن و گاز محافظ^۲ (GTAW) و با سیم جوش پایه‌نیکل Udimet ۵۲ روی سطح لایه‌ی اول رسوب داده می‌شود. به دلیل سرد شدن غیرتعادلی جوش، ساختار جوش از لحاظ نوع، میزان و ریخت‌شناسی فازها دچار تغییرات بسیار زیاد، به‌خصوص در سوپرآلیاژهای پایه‌نیکلی می‌شود.

هدف از این پژوهش بررسی تغییر و تحولات ساختاری و فازی در حین انجماد جوش سوپرآلیاژ پایه‌نیکل Udimet ۵۲ در روش GTAW (در لایه‌ی دوم) است.

که این امر نیز نیازمند شناخت خطوط بسته‌ی فاز سه‌گانه است و این خطوط برای چند سیستم تعیین شده‌اند.^[۱۱] برای اطلاعات کافی در مورد انجماد سوپرآلیاژ پایه‌نیکل Udimet ۵۲ که جزو آلیاژهای پایه‌نیکلی با ترکیب پایه $(Ni-Co-Cr)$ موجود است.^[۱۲] شکل ۲ نمودار کلی TTT سوپرآلیاژ پایه‌نیکل Udimet ۵۲ و شکل ۳ سنتیک رسوب فاز $M_{23}C_6$ آن را نشان می‌دهد.^[۱۳] البته اطلاعات کلی در مورد انجماد جوش آلیاژ مذکور در روش‌های مختلف جوشکاری، به‌خصوص فرایندهای ذوبی موجود است.^[۱۴] ولی اطلاعات دقیق و جزئی و موردی درباره‌ی موضوع فوق کم‌تر یافت می‌شود.



شکل ۲. نمودار TTT آلیاژ پایه‌نیکل Udimet ۵۲.



شکل ۳. بخشی از نمودار TTT آلیاژ Udimet ۵۲ برای رسوب فاز $M_{23}C_6$.

روش تحقیق

ابتدا یک نمونه مکعب مستطیل به ابعاد (۲۴×۲۵×۴cm^۳) از جنس پایه‌ی قالب آهنگری شعاعی (فولاد ۱/۲۷۱۴) انتخاب شد. سپس عملیات پیش‌گرم کردن به مدت ۲ ساعت و به منظور رساندن سطح قالب به دمای مناسب برای جوشکاری (۳۲۰°C - ۴۰۰°C) توسط شعله گاز مخصوص صورت گرفت؛ دما در حین جوشکاری با ترمومتر کنترل می‌شد. سپس سطح مکعب مستطیل مذکور به مناطقی به مساحت حدود ۴۰cm^۲ و به فواصل حدود ۲cm تقسیم‌بندی شد تا تنش در هنگام جوشکاری مناطق مختلف متعادل باشد. لایه‌ی اول که یک لایه‌ی واسطه و انعطاف‌پذیر است، به روش جوش برق با الکتروود روپوش‌دار (SMAW)، و لایه‌ی دوم که یک لایه‌ی بسیار مقاوم در برابر حرارت و بارهای خستگی است به روش جوش برق با تنگستن و گاز محافظ (GTAW) انجام گرفت. ضمناً پس از جوشکاری لایه‌ی اول تمیزکاری یا برس پنوماتیکی انجام شد و در حین جوشکاری لایه‌ی دوم عملیات چکش‌کوبی با چکش پنوماتیکی برای شکل‌گیری مناسب جوش و ایجاد تنش پسماند فشاری در جوش انجام شد. شرایط جوشکاری و مواد مصرفی مورد استفاده در آنها در جدول ۱ تا ۴ ارائه شده است.

جدول ۳. ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پرکننده‌ی مصرفی در لایه‌ی دوم جوشکاری.

فلز پایه Fox.Saca (Weld)	فلز پرکننده Udimet ۵۲۰	
۰/۱۲	۰/۰۳	C
۰/۴۲	۰/۳۵	Si
۰/۶۸	۰/۳۵	Mn
۱۱/۶	۱۸/۵	Cr
۱۳/۴	۵/۵	Mo
۴۷/۷	۵۵/۹۷	Ni
۰/۰۲	۳	Ti
۳/۹	۱	W
۰/۰۹	۱۲/۵	Co
۰/۰۱	۲/۲	Al
۲۲/۰۳	۰/۷	Fe

جدول ۴. شرایط جوشکاری GTAW لایه‌ی دوم.

شدت جریان I(A)	۲۳۰
شدت ولتاژ V(v)	۳۶
حرارت ورودی جوش H.I(J/mm)	۴۰۰۰
سرعت جوشکاری S(mm/sec)	۲/۵
دمای بین پاس‌های جوش I.P.T(°C)	۳۸۰
دمای پیش‌گرم P.H(°C)	(۳۲۰-۴۰۰)
دبی‌گاز آرگون (Lit/min)	۱۰-۱۴

آماده‌سازی نمونه‌ها

به دلیل قابلیت بسیار پائین ماشین‌کاری لایه‌های جوش، به خصوص لایه‌ی دوم، عملیات تهیه و آماده‌سازی نمونه‌های مورد نیاز برای بررسی‌هایی چون متالوگرافی و XRD به وسیله‌ی سنگ‌های فیبری و مغناطیسی معمولی دستی و مکانیزه صورت گرفت و به منظور تسهیل در مطالعات مذکور، سطح این لایه‌ها صیقلی شد.

متالوگرافی

به منظور بررسی ریزساختار کار شده و جوش سوپر آلیاژ پایه نیکل Udimet ۵۲۰، ابتدا نمونه‌ها گرم شدند. پولیش نمونه‌های فوق با استفاده از خمیر الماسه در اندازه‌های مختلف از ۶۰μm به پائین تا ۰/۰۲۵mm انجام گرفته است. نمونه‌های آماده شده بدین طریق، با محلول استون تمیز شدند و برای مطالعات متالوگرافی آماده شدند. محلول اچ مورد استفاده (۱۰ grCuSo_۴, ۵۰ ccHCL, ۵۰ ccH_۲O) بود.^[۶] به منظور مطالعات میکروسکوپ نوری از دستگاه میکروسکوپ نوری مجهز به Video print، و برای مطالعات میکروسکوپ الکترونیکی روبشی (SEM) مجهز به سیستم EDS و چاپ ویدیویی استفاده شده است.

تعیین نوع و میزان کاربیدها و ریخت‌شناسی آنها

برای بررسی کاربیدها، بعد از طی مراحل آماده‌سازی که قبلاً ذکر شد،

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پرکننده‌ی مصرفی در لایه‌ی اول جوشکاری.

فلز پایه ۱/۲۷۱۴	فلز پرکننده Fox.Saca	
۰/۰۶	۰/۰۱	C
۰/۲۹	-	Si
۰/۷۱	-	Mn
۱/۱۰	۱۷	Cr
۰/۵۲	۱۷	Mo
۱/۵۱	۵۶	Ni
۰/۲۱	-	Cu
۰/۰۱	-	Ti
۰/۰۹	-	V
۰/۰۶	۵	W
۰/۰۱	-	Co
۰/۰۱	-	Al
۹۲/۹	۵	Fe

جدول ۲. شرایط جوشکاری SMAW لایه‌ی اول.

شدت جریان I(A)	۲۴۰
شدت ولتاژ V(v)	۳۶
حرارت ورودی جوش H.I(J/mm)	۱۳۰۰
سرعت جوشکاری S(mm/sec)	۲
دمای بین پاس‌های جوش I.P.T(°C)	۳۵۰
دمای پیش‌گرم P.H(°C)	(۳۲۰-۴۰۰)

توزیع درجه حرارت در جوش

به منظور بررسی توزیع درجه حرارت در هنگام جوشکاری، از حرارت‌سنج، گرم‌سنج و ترموکوپل استفاده شده است.

بحث و بررسی نتایج

شکل ۴ ریز ساختار سوپرآلیاژ پایه نیکل Udimet ۵۲۰ کار شده شامل زمینه γ و کاربیدهای MC کروی شکل را با بزرگ‌نمایی $150\times$ نشان می‌دهد. در این شکل به دلیل بزرگ‌نمایی پائین فازهای دیگر از جمله فاز γ' (گاما پریم ثانویه) قابل تشخیص نیستند. در شکل ۵ با بزرگ‌نمایی $(32000\times)$ به نظر می‌رسد نقاط سیاه رنگ گاما پریم ثانویه (γ' s) با درصد حجمی حدود ۳۰٪ باشد. شکل‌های ۶ و ۷ تصاویر میکروسکوپی مربوط به ساختار دندرتی جوش آلیاژ پایه نیکل Udimet ۵۲۰ را نشان می‌دهد، که تلفیقی از ساختار

نمونه برش‌نهایی شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفت.

بررسی اندازه، شکل و میزان فاز

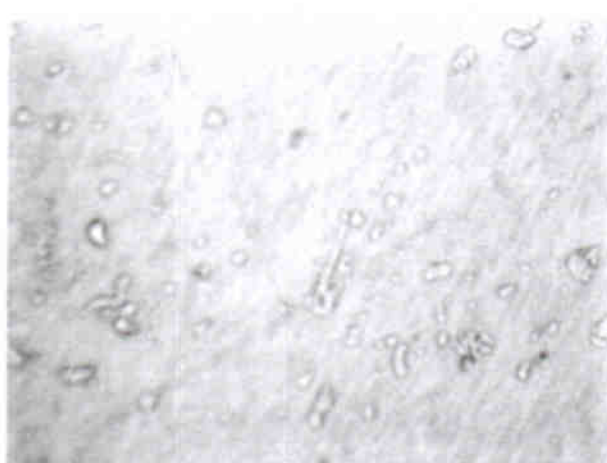
برای بررسی فاز γ' بعد از طی مراحل آماده‌سازی که قبلاً ذکر شد، از محلول اچ مخصوص $(\text{HNO}_3) + \text{HF}(\%48) + 15\text{cc}$ (اسید لاکتیک) 25cc استفاده شده است.^[۶]

تعیین نوع فازهای تشکیل شده

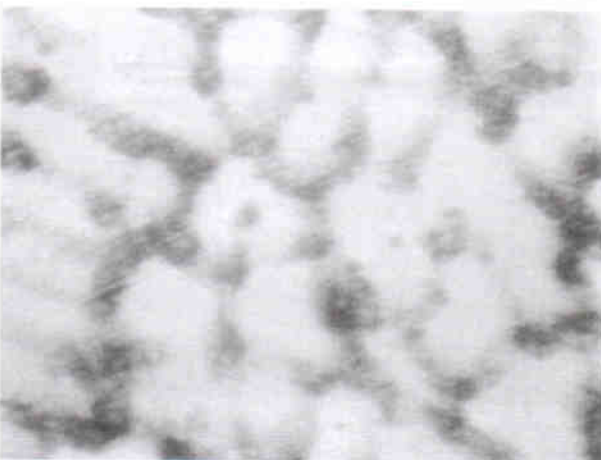
به منظور تعیین نوع فازهای تشکیل شده در ساختار جوش آلیاژ Udimet ۵۲۰ بعد از آماده‌سازی نمونه‌ها و صیقلی کردن سطح آن در حد مطلوب برای مطالعات XRD از دستگاه XRD با سیستم کاملاً رایانه‌ای استفاده شد.



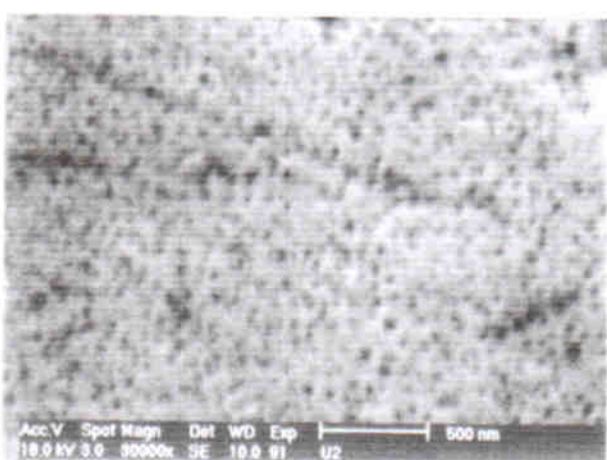
شکل ۶ تصویر میکروسکوپ نوری ریزساختار جوش Udimet ۵۲۰ شامل دندرتی‌های حاصل از انجماد جوش به روش GTAW ($100\times$).



شکل ۴ تصویر میکروسکوپ نوری ریزساختار سیم جوش Udimet ۵۲۰ شامل فاز زمینه γ و کاربیدهای MC کروی ($150\times$).



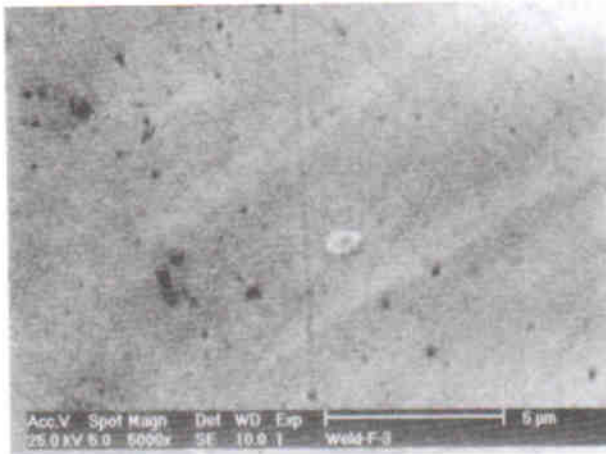
شکل ۷ تصویر میکروسکوپ نوری بین بازوهای دندرتی ساختار جوش در شکل ۶ ($750\times$).



شکل ۵ تصویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) ریزساختار سیم جوش Udimet ۵۲۰ ($30000\times$).



شکل ۹. تصویر میکروسکوپ الکترونی بین بازوهای دندریتی ساختار جوش در شکل ۸ (۵۰۰۰X).



شکل ۱۰. تصویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) داخل دندریت‌های ساختار جوش در شکل ۸ (۵۰۰۰X).

به شکل هشت‌وجهی اند که چون مرزهای فوق غنی از عناصر جدایش یافته‌اند، فاز زمینه قوی و مستحکم شده از طریق تشکیل محلول جامد در حین جوشکاری با W, Mo, Cr به همراه فاز MC کاربیدی تشکیل شده در حین انجماد جوش، ساختار جوش آلیاژ پایه نیکل Udimet ۵۲۰ در شرایط جوشکاری انجام شده را نشان می‌دهد.

مطالعه در دندریت‌ها (شکل ۱۰) نیز بیانگر ساختار همگن زمینه‌ی γ غنی از Cr, Mo و W به عنوان عناصر مستحکم کننده از طریق تشکیل محلول جامد و همچنین کاربیدهای بسیار ریز MC سیاه رنگ و بعضاً کوچک سفید رنگ را نشان می‌دهد. به نظر می‌رسد نقاط سیاه رنگ γ/p اولیه باشند که نیاز به بررسی دقیق‌تری دارد.

طبق شکل‌های ۲ و ۳، نمودار TTT آلیاژ پایه نیکل

سلولی - دندریتی و بعضاً دندریتی را نشان می‌دهد. کلاً در جوش ساختار تمایل به رشد سلولی - ستونی دارد [۷ و ۳] ولی در اینجا به دلیل شرایط سرد شدن و نحوه‌ی پیشروی، فصل مشترک جامد و مایع ساختار از سلولی به دندریتی تبدیل می‌شود. بازوهای فرعی و دندریتی که در حین انجماد و رشد دندریتی به وجود می‌آید، اگر تحت شیب دمای مناسبی قرار بگیرند ذوب شده و دانه‌های هم‌محور را به وجود می‌آورند. البته در اینجا بازوهای فرعی دندریتی بسیار کم بوده و شرایط برای ذوب مجدد موجود نبوده است تا احتمال تشکیل دانه‌های هم‌محور تقویت شود. عمده‌ی شرایط انتقال حرارت در هنگام جوشکاری در لایه‌ی دوم، که همان جوشکاری سوپر آلیاژ پایه نیکل Udimet ۵۲۰ است، عبارت‌اند از: انتقال حرارت هدایتی^۳ از جهات مختلف به لایه‌ی اول، که آن نیز سوپر آلیاژ پایه نیکل محلول جامد جوش داده شده است، و انتقال حرارت تشعشعی^۴ به بیرون (هوا). و با توجه به پائین بودن هدایت حرارتی آلیاژهای پایه نیکل امکان خیلی سریع و جهت‌دار سرد شدن جوش وجود ندارد. و عملاً انتقال حرارت در جهات مختلف صورت می‌گیرد و رشد را از حالت دندریتی تبدیل به سلولی می‌کند. البته انتقال حرارت هدایتی از لایه‌ی اول جوش به فولاد پایه صورت می‌گیرد و به دلیل بالا بودن ضریب هدایت حرارتی فولاد نسبت به آلیاژهای نیکل شرایط انتقال حرارتی به گونه‌ی است که انتقال حرارت جهت‌دار نبوده و در نهایت تمایل به رشد سلولی دندریتی تقویت می‌شود.

مطالعه بین بازوهای دندریتی جوش (شکل‌های ۷ و ۹) بیانگر ساختار همگن زمینه‌ی γ است و به نظر می‌رسد درصد بسیار پائینی از کاربیدهای نوع MC باشد. در این شکل‌ها مرز دانه‌ها مشخص و



شکل ۸. تصویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) ریزساختار جوش Udimet ۵۲۰ شامل دندریت‌های حاصل از انجماد جوش به روش GTAW (۱۰۰۰X).

صورت بگیرد فاز σ است.^[۹] سازوکار رسوب این فاز (σ) به طور کلی برای آلیاژ $Udimet 520$ طبق نمودار TTT آن مشخص است.^[۱۰] ولی سازوکار دقیق متالوژیکی آن از لحاظ ریزساختاری دقیقاً مشخص نیست.^[۱۱] از آنجا که ساختار جوش $Udimet 520$ با ساختار کار شده‌ی آن تفاوت دارد، تعیین نمودار تجربی برای تحلیل امکان رسوب فاز σ در ساختار جوش نیاز به تحقیق دقیق و جداگانه‌ی دارد.^[۱۱] مطالعات متالوگرافی و XRD و نمودار TTT این آلیاژ در موقع انجماد جوش چنین فازی را به ما نشان نداد، ولی تعیین دقیق امکان رسوب آن به تحقیق دقیق و جداگانه‌ی نیاز دارد.^[۱۱]

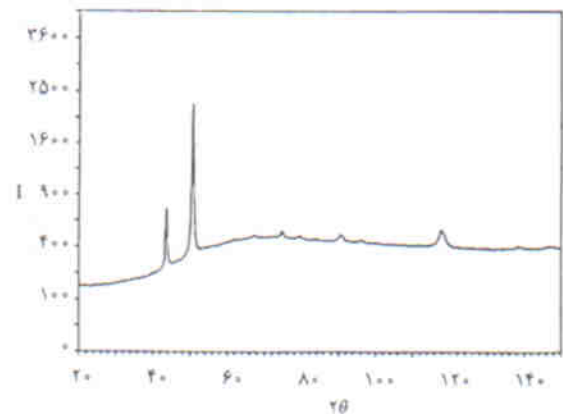
تأثیر کاربیدها از نظر شکل و توزیع آنها بر عمر خستگی ترمومکانیکی بسیار مهم است. هر قدر شکل آنها ناهمگن و نامنظم، و مقدارشان زیاد و توزیعشان غیریکنواخت باشد عمر خستگی ترمومکانیکی پائین تر می‌آید و هر قدر شکل آن‌ها منظم (کروی شکل) و مقدارشان بپینه و توزیعشان یکنواخت و بسیار ریز باشند عمر خستگی ترمومکانیکی افزایش می‌یابد.^[۵]

ساختار جوش سوپرآلیاژ پایه نیکل $Udimet 520$ با داشتن خواص زمینه‌ی γ و غنی از Cr، Mo، W به عنوان عناصر مستحکم‌کننده‌ی زمینه از طریق تشکیل محلول جامد و درصد پائینی از MC با شکل منظم و توزیع نسبتاً یکنواخت به همراه پایداری ذاتی این آلیاژ در برابر حرارت یکی از بهترین شرایط را در مقابل خستگی ترمومکانیکی دارد.^[۱۲، ۱۳، ۱۴]

در هنگام جوشکاری به دلیل سریع سرد شدن جوش، حجم کاربیدهای MC تشکیل شده بسیار کم، شکل آنها اغلب کروی و بسیار ریز (در بین و داخل بازوهای دندرتی)، و توزیعشان نسبتاً یکنواخت است. در نتیجه ساختار جوش آلیاژ $Udimet 520$ شرایط مناسبی در برابر عملیات خستگی ترمومکانیکی دارد.^[۱۴]

نتیجه‌گیری

۱. طبق مطالعات فلزشناسی، پراش اشعه‌ی X و نمودار TTT آلیاژ $Udimet 520$ ساختار نهایی حاصل از انجماد جوش سوپرآلیاژ پایه نیکل با زمینه‌ی γ و MC‌های ریز در بین و داخل دندرتی‌های جوش است.
۲. ساختار جوش سوپرآلیاژ پایه نیکل $Udimet 520$ در روش GTAW با داشتن فاز زمینه γ مستحکم و غنی از Cr، Mo، W، و کاربیدهای MC غنی از W، Mo، Ti ریز پخش شده در ساختار زمینه به همراه پایداری ذاتی این آلیاژ در برابر حرارت یکی از مناسب‌ترین شرایط را در برابر خستگی ترمومکانیکی دارد.



شکل ۱۱. پیک پراش اشعه‌ی X (XRD) از ساختار جوش $Udimet 520$.

$Udimet 520$ ^[۱۴] و نیز شکل‌های ۶ تا ۹ ساختار جوش به دلیل غیرتعادلی سرد شدن به طور کلی دماغهی دیاگرام TTT را قطع نمی‌کند. لذا ساختار جوش باید یک فاز زمینه‌ی γ و تعداد بسیار محدودی کاربیدهای MC ناشی از انجماد باشد که مطالب و اسناد فوق این موضوع را تأیید می‌کنند. لذا ایجاد فاز گاما پریم اولیه و سایر فازها در هنگام انجماد جوش نامحتمل است. چون عملیات حرارتی صورت نگرفته و عمدتاً گاما پریم اولیه از عملیات حرارتی به وجود می‌آید، لذا قطعاً فاز γ p رسوب نخواهد کرد، زیرا باید در محدوده‌ی دمایی عملیات حرارتی حدود $1250^{\circ}C$ برای آلیاژ $Udimet 520$ ^[۱۴] و زمانی بیشتر از 10^3 ثانیه عملیات فوق صورت بگیرد تا طبق نمودار TTT آلیاژ مذکور^[۱۴] رسوب γ p ایجاد شود.

همچنین رسوب فاز γ p به دلایل عمده‌ی نامحتمل است، از جمله: سریع و غیرتعادلی سرد شدن جوش، ممانعت W و Mo از رسوب آن به دلیل اینکه W و Mo باعث کندی فرایند نفوذ و در نتیجه کندی رسوب کردن فاز γ می‌شود^[۱۸]؛ مطالعات متالوگرافی و XRD نیز مؤید این موضوع‌اند.

طبق شکل ۵ فاز γ 's (گاما پریم ثانویه) نیز در هنگام جوشکاری حل می‌شود و در نتیجه، به دلیل غیرتعادلی و سریع سرد شدن جوش امکان رسوب پیدا نمی‌کند. البته مطالعات XRD که در شکل ۱۱ آمده است، پیکی که ارائه دهنده‌ی فاز مشخصی باشد، به ما نداد. این موضوع می‌تواند به دلیل این باشد که فاز زمینه (γ) فاقد یک فاز ترکیبی مشخص است، و لذا در این روش قابل شناسایی نیست. نکته‌ی دیگر اینکه چون درصد حجمی فاز MC بسیار پائین است، قابل شناسایی نیست. از طرفی ساختار دندرتی غیر یکنواخت و غیرتعادلی جوش امکان شناسایی را بسیار مشکل کرده است.

تنها تحلیل فشرده‌ی که می‌تواند برای آلیاژ $Udimet 520$

پانوشت

1. shielded metal arc welding (SMAW)
2. gas tungsten arc welding (GTAW)
3. conduction heat transfer
4. radiation heat transfer

منابع

1. Vander Voort, G.T. "Wrought heat resistant alloy", *Metals Handbook, Asm*, 2 (1996).
2. Ross, E.W. and Sims, C.T. "Nickel - base superalloys, superalloy II", *Metals Handbook, ASM*, 1996.
3. Porter, D.A. K.E.E. aster Line. Phase. Transformation in Metals and Alloys, pp 318-321 (1992).
4. Xu, S. Dickson, J.I. and Koul, A.K. "Grain growth and carbide precipitation in superalloy, Udimet 520", *Metallurgical and Materials Transactions A*, 204, pp 2687-2695 (November 1998).
5. زمانی، احمد. «بررسی عملیات حرارتی سوپرآلیاژ Udimet 520». پایان نامه کارشناسی ارشد، دانشگاه تربیت مدرس (۱۳۷۸).

6. رودبازی، سیدعلی. «بررسی فاز گاما پیرامین در سوپرآلیاژ های پایه نیکل - زوش های بررسی و آثار آن در سوپرآلیاژ Udimet 500»، اولین کنفرانس علمی کاربردی سازمان صنایع هوا و فضا (۷الی ۱۰ شهریور، ۱۳۷۹).
7. منشی، احمد. مرادی، رضا. «انجماد فلزات». اصفهان، انتشارات ارکان اصفهان (۱۳۷۸).
8. Thamburaj, R. Walce, W. and Golak, J.A. "Post-weld heat - treatment cracking in superalloys", *International Metals Review*, 28 (1), pp 1-22 (1983).
9. Sims, C.T. "prediction of phase composition", *Superalloys II*, pp 217-240 (1987).
10. Harry chandler Editor, Heat treaters guide practice and procedure for nonferrous alloys, ASM (1996).
11. Na, Y.S. Park, N.K. and Reed, R.C. "SIGMA morphology and precipitation mechanism in udimet 720 li", *Scripta materialia*, pp 585-590 (2000).
12. Affinn, R. and Trojanm, P.K. *Engineering Materials and Their Applications*, 3rd Ed. Houghton mi fllinco, (1996).
13. Raghaavan, V. *Physical Metallurgy Principles and Praticce 4at Printing*, Prentice Hell of India, private Linmited (1991).