

# بررسی ترک ناشی از عملیات حرارتی بعد از جوشکاری (PWHT)

## سوپر آلیاژ پایه نیکل ۵۲۰ UDIMET در روش جوشکاری

### برقی با تنگستن و گاز محافظ (GTAW)

امیرحسین کوکبی (دانشیار)

فردین نعمت‌زاده (دانشجوی دکتری)

دانشکده‌ی مهندسی و علم‌مواد، دانشگاه صنعتی شریف

در این تحقیق سازوکار و علل و راه‌های حذف یا کاهش ترک ناشی از عملیات حرارتی بعد از جوشکاری<sup>۱</sup> (PWHT) در جوش سوپرآلیاژ پایه نیکل (۵۲۰ UDIMET) در روش جوشکاری برقی با تنگستن و گاز محافظ<sup>۲</sup> (GTAW) مورد بررسی قرار گرفته است. برای این بررسی از آزمایش‌های پراش اشعه ایکس<sup>۳</sup> و کوانتومتری استفاده شده است. افزایش درصد Ti و Al و تنش‌های پسماند از عوامل عمده‌ی ایجاد ترک PWHT است. نتایج حاصل از آزمایش‌های کوانتومتری بیانگر کاهش تمایل به ترک PWHT به دلیل کاهش درصد Ti و Al جوش، و نتایج حاصل از آزمایش‌های XRD بیانگر افزایش تمایل به ترک PWHT به دلیل وجود تنش‌های پسماند کششی در جوش است. در نهایت چنین نتیجه می‌شود که جوش آلیاژ ۵۲۰ Udimet در روش (GTAW) به ترک PWHT خیلی حساس نیست.

#### مقدمه

سوپرآلیاژهای پایه نیکلی پیچیده‌ترین و پرمصرف‌ترین آلیاژها برای کار در دمای بالا هستند. متالورژی فیزیکی این آلیاژها پیچیده و دقیق است.<sup>[۱]</sup> شکل ۱ نشانگر پیشرفت ریزساختار ابرآلیاژهای نیکلی است، که در آن فازهای مفید در بالای تصویر و فازهای مضر در پائین تصویر نشان داده شده‌اند.<sup>[۲]</sup>

در جوشکاری سوپرآلیاژهای پایه نیکلی، علاوه بر عیوب متداول در اکثر فلزات، دو عیب اساسی وجود دارد که عبارت‌اند از: الف) ترک خوردگی در هنگام جوشکاری؛

ب) ترک خوردگی ناشی از عملیات حرارتی بعد از جوشکاری.

ترک‌های ناشی از عملیات حرارتی بعد از جوشکاری (PWHT) که برای سوپرآلیاژهای پیر سخت شونده پایه نیکلی رخ می‌دهد، ترک پیر کرنشی<sup>۴</sup> (SAC) نیز خوانده می‌شود. مشخصات این پدیده در سوپرآلیاژهای مختلف با یکدیگر متفاوت است. اما این امکان وجود دارد که تصویری کلی از صفت مشخصه‌ی پدیده‌ی ترک خوردن به دست آید. این موضوع عموماً پذیرفته شده که ترک‌های بین دانه‌ی<sup>۵</sup> معمولاً از منطقه‌ی متأثر از حرارت که مجاورتر به خط جوش می‌باشد شروع شده و حساسیت به ایجاد ترک پیر کرنشی (SAC) را زیاد می‌کند.<sup>[۳]</sup>

ترک خوردگی PWHT متفاوت از ترک خوردگی گرم است و

به‌وسیله‌ی ترک‌هایی درشت‌تر مشخص و شناسایی می‌شود. این ترک‌ها بیشتر در منطقه‌ی تفتیده<sup>۶</sup> (HAZ) است، اما طول آنها خیلی بزرگتر است و بیشتر از میان فلز جوش گسترش می‌یابند.<sup>[۴]</sup>

اگرچه هنوز سازوکار ترک خوردن به‌طور دقیق مشخص نیست، این پدیده را با عوامل زیر مرتبط دانسته‌اند.<sup>[۳، ۵، ۶]</sup>

الف) رسوب فاز<sup>۷</sup>، به‌همراه تهی شدن مرز دانه از Ti و Al<sup>[۵]</sup>؛  
ب) رسوب کاربیدهای بین دانه‌ی که استحکام مرز دانه‌ها را کاهش می‌دهند<sup>[۷]</sup>؛

ج) چکش‌خواری کم در پیرسازی<sup>۷</sup>، که خاصیت درونی و ذاتی این سوپرآلیاژهاست؛

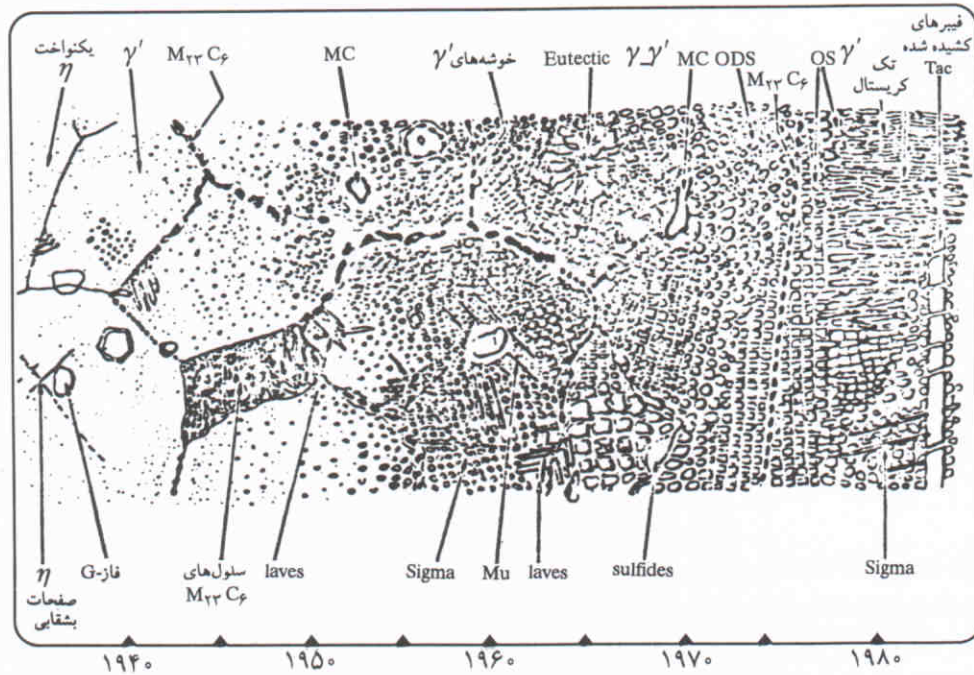
د) تغییرات متالورژیکی ایجاد شده در هنگام جوشکاری (ذوب جزئی)<sup>[۳]</sup>؛

ه) پیرکردن بین دانه‌ی<sup>[۳]</sup>؛

و) جدایش عناصر ناخالص در مرز دانه‌ها<sup>[۶]</sup>؛

ز) اکسایش و ایجاد آخال‌های اکسیدی<sup>[۸]</sup>.

شکل ۲ نشانگر سازوکار شماتیک ایجاد ترک خوردگی PWHT است.<sup>[۵]</sup> در طی جوشکاری یک ماده، دماهای بیشینه در ناحیه‌ی جوش و تفتیده، تنش‌های پسماند زیادی بر جای می‌گذارد. وقتی این



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

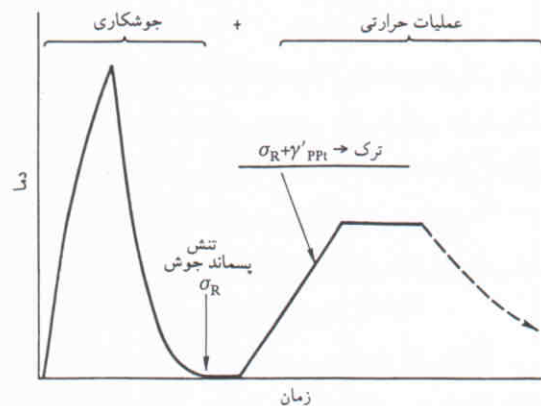
تیتانیوم و آلومینیوم موجود در آن نقش مهمی در ترک خوردگی PWHT بازی می‌کند. همان طور که در شکل‌های ۳ و ۴ نشان داده شده است [۵] و [۹] با افزایش درصد Al+Ti تمایل به ترک خوردگی PWHT افزایش پیدا می‌کند. این امر را می‌توان ناشی از عوامل زیر دانست:

الف) سرعت زیاد پیر شدن، که نتیجتاً فاز زمینه سریعاً سخت می‌شود و تغییر شکل موضعی<sup>۸</sup> زیاد باعث ضعیف تر شدن مرز دانه‌ها شده و منجر به ترک بین دانه‌یی خواهد شد. [۵]

ب) بالا بودن سطح تنش پسماند در قطعه‌ی جوشکاری شده، [۵] تنش پسماند به‌عنوان عامل ضروری برای ترک خوردن PWHT در نظر گرفته می‌شود. [۱۰] همچنین این امر پذیرفته شده که منطقه‌ی متأثر از حرارت دارای بالاترین حد تنش پسماند [۶] و همچنین دانسیته‌ی نابجایی زیاد است. [۵]

عوامل فوق سرعت رسوب‌گذاری فاز  $\gamma'$  ( $Ni_3(Al,Ti)$ ) را در هنگام عملیات حرارتی بعد از جوش افزایش می‌دهند که این امر به نوبه‌ی خود با ایجاد تفاوت فاحش بین استحکام زمینه و مرز دانه‌ها در هنگام عملیات حرارتی بعد از جوش، ترک خوردن بین دانه‌یی را تشدید می‌کند. [۷]

ج) با افزایش مقدار Al+Ti فاز  $\gamma'$  نیز افزایش می‌یابد و در نتیجه  $\gamma'$  از Al و Ti تهی شده و پارامتر شبکه کاهش می‌یابد. لذا با این انقباض، تنش‌های انقباضی پیر شدن افزایش می‌یابد.



شکل ۲. سازوکار ایجاد ترک خوردگی PWHT.

ماده به‌منظور عملیات حرارتی بعد از جوشکاری در کوره قرار می‌گیرد، در حین انجام این عملیات تنش‌های پسماند شروع به آزاد شدن می‌کنند. اما متأسفانه در سوپرآلیاژهای پایه نیکل محدوده‌ی درجه‌ی حرارتی که تنش در آن آزاد می‌شود، محدوده‌ی است که در آن فاز  $\gamma'$  ( $Ni_3(Al,Ti)$ ) سریعاً رسوب می‌کند. رسوب  $\gamma'$  ( $Al,Ti$ ) اساساً استحکام ماده را افزایش داده و انعطاف آن را کاهش می‌دهد.

ترکیب ناتوانی قطعه برای تنش زدایی همراه با افزایش استحکام و کاهش انعطاف‌پذیری، باعث ترک خوردگی PWHT می‌شود. این ترک خوردگی به شدت تابع کل سخت‌کننده‌ی آلیاژ است و مقدار

در قالب‌های آهن‌گری شعاعی برای داشتن خواص خستگی و حرارتی مطلوب در دمای بالا، ابتدا جوشکاری دستی با الکتروود روپوش‌دار<sup>۹</sup> (SMAW) با الکتروود پایه‌نیکلی، یک لایه‌ی واسطه و انعطاف‌پذیر روی سطح قالب‌های مذکور رسوب داده می‌شود. لایه دوم به‌روش جوشکاری برقی با تنگستن و گاز محافظ (GTAW) و با سیم‌جوش پایه نیکل Udimet ۵۲۰ روی سطح لایه‌ی جوشکاری شده رسوب داده می‌شود. بررسی سازوکار و علل و راه‌های حذف یا کاهش ترک عملیات حرارتی بعد از جوشکاری (PWHT) در جوش سوپرآلیاژ پایه نیکل Udimet ۵۲۰ در روش GTAW که همان لایه‌ی دوم جوش است، هدف عمده‌ی انجام این تحقیق است.

### روش تحقیق

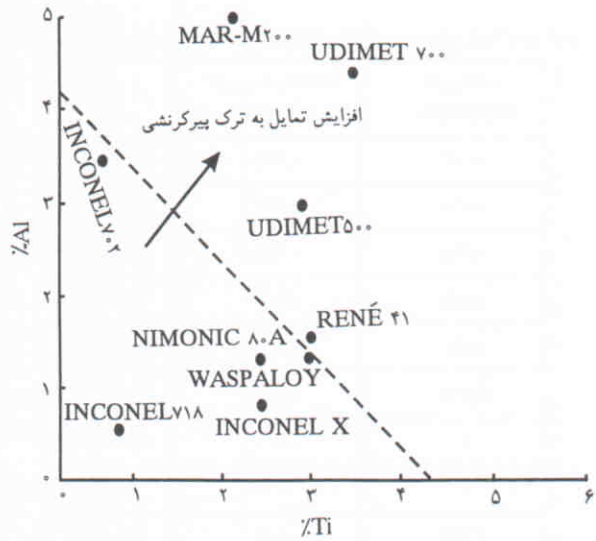
ابتدا یک نمونه مکعب مستطیل به ابعاد  $4 \text{ cm} \times 2.5 \text{ cm} \times 2.4$ ، از جنس پایه نیکل قالب آهن‌گری شعاعی (فولاد ۱/۲۷۱۴) انتخاب شد. سپس عملیات پیش‌گرم کردن به مدت ۲ ساعت و توسط شعله‌گاز مخصوص، به‌منظور رساندن سطح قالب به دمای مناسب برای جوشکاری ( $320^\circ\text{C}$  -  $400^\circ\text{C}$ ) صورت گرفت، و این دما در حین جوشکاری با دماسنج کنترل شد. سپس سطح مکعب مستطیل مذکور به مناطقی به مساحت حدود  $40 \text{ cm}^2$  و با فواصل حدود  $2 \text{ cm}$  تقسیم‌بندی شد تا تعدیل تنش در هنگام جوشکاری مناطق مختلف صورت گیرد. لایه‌ی اول که یک لایه‌ی واسطه و انعطاف‌پذیر است، به روش SMAW انجام گرفت. پس از جوشکاری لایه‌ی اول تمیزکاری با برس بادی<sup>۱۰</sup> انجام گرفت و در حین جوشکاری لایه دوم، عملیات کوبه‌ی بادی<sup>۱۱</sup> برای شکل‌گیری مناسب جوش و ایجاد تنش پسماند فشاری در آن انجام شد. شرایط جوشکاری و مواد مصرفی استفاده در آنها در جدول‌های ۱ تا ۴ ارائه شده است.

### آماده‌سازی نمونه‌ها

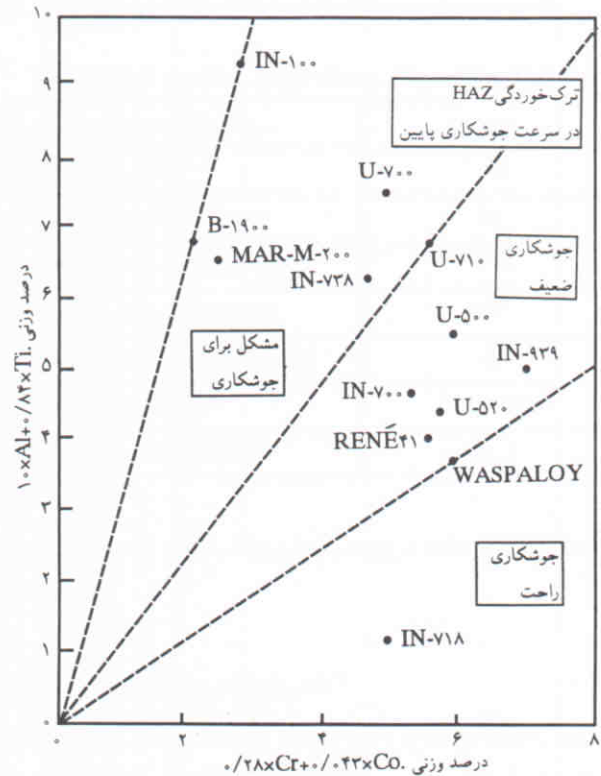
به‌دلیل قابلیت بسیار پائین ماشین‌کاری لایه‌های جوش، به‌خصوص لایه‌ی دوم، عملیات تهیه و آماده‌سازی نمونه‌های مورد نیاز برای بررسی‌هایی چون: توزیع آنالیز شیمیایی در لایه‌های مختلف جوش، متالوگرافی و پراش اشعه‌ی ایکس عموماً به‌وسیله‌ی سنگ‌های فیبری و مغناطیسی معمولی دستی و ماشینی صورت گرفت و سطح صاف و مناسبی برای مطالعات مذکور به دست آمد.

### آنالیز شیمیایی

به‌منظور تعیین توزیع عناصر در لایه‌های مختلف جوش، عملیات



شکل ۳. تمایل به ترک خوردگی PWHT با تغییرات درصد Ti و Al.



شکل ۴. تمایل به ترک خوردگی گرم در منطقه‌ی HAZ و ترک خوردگی PWHT.

تنگستن و مولیبدن هنگامی که به‌صورت عناصر آلیاژی به کار می‌روند، باعث کندی سرعت فرایند نفوذ و نتیجتاً کندی رسوب فاز<sup>۱۲</sup> می‌شوند، که نتیجه‌ی آن کاهش تمایل به ترک خوردن در هنگام عملیات حرارتی بعد از جوشکاری است. بعضی از سوپرآلیاژهای جوش‌پذیر نیز بر این اساس تعمیم و گسترش یافته‌اند.<sup>[۵]</sup>

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پرکننده مصرفی در لایه اول.

فلز پرکننده Fox Saca	فلز پایه	
۰/۰۱	۰/۰۶	C
-	۰/۲۹	Si
-	۰/۷۱	Mn
۱۷	۱/۱۰	Cr
۱۷	۰/۵۲	Mo
۵۶	۱/۵۱	Ni
-	۰/۲۱	Cu
-	۰/۰۱	Ti
-	۰/۰۹	V
۵	۰/۰۶	W
-	۰/۰۱	Co
-	۰/۰۱	Al
۵	۹۴/۹	Fe

جدول ۳. ترکیب شیمیایی فلز پایه و فلز پرکننده مصرفی در لایه دوم.

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

جدول ۲. شرایط جوشکاری برقی با الکتروود روپوش دار (SMAW) لایه اول.

نتایج تجربی	پارامترهای جوشکاری
۲۴۰	شدت جریان I(A)
۳۶	شدت جریان ولتاژ V(v)
۱۳۰۰	حرارت ورودی جوش H.I(J/mm)
۲	سرعت جوشکاری S(mm/sec)
۳۵۰	دمای بین پاس های جوش I.P.T(°C)
(۳۲۰-۴۰۰)	دمای پیش گرم P.H(°C)

جدول ۴. شرایط جوشکاری برقی با تنگستن و گاز محافظ در لایه دوم.

نتایج تجربی	پارامترهای جوشکاری
۴۳۰	شدت جریان I(A)
۳۶	شدت جریان ولتاژ V(v)
۴۰۰۰	حرارت ورودی جوش H.I(J/mm)
۲/۵	سرعت جوشکاری S(mm/sec)
۳۸۰	دمای بین پاس های جوش I.P.T(°C)
(۳۲۰-۴۰۰)	دمای پیش گرم P.H(°C)
۱۰-۱۴	دبی گاز آرگون (Lit/min)

نوری از دستگاه میکروسکوپ نوری مجهز به Video print استفاده شده است.

### مطالعات متالوگرافی شاخواره‌ها<sup>۱۲</sup>

برای بررسی شاخواره‌های ایجاد شده در حین انجام جوش سوپرآلیاژهای پایه نیکل Udimet ۵۲۰، بعد از مراحل آماده‌سازی که قبلاً ذکر شد از محلول ماربل (۵۰ cc HCl, ۵۰ cc H<sub>2</sub>O, ۱۰ gr CuSO<sub>4</sub>) برای اچ کردن استفاده شد<sup>[۱۱]</sup> برای مطالعه خود شاخواره‌ها، فضای بین و داخل آنها از میکروسکوپ نوری استفاده شده است.

بررسی اندازه، شکل و میزان فاز γ

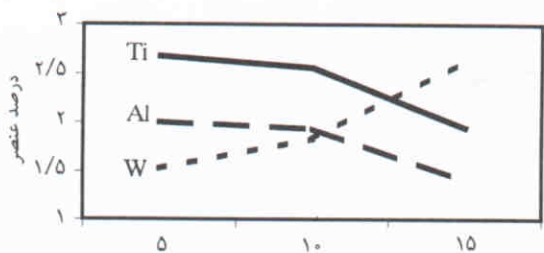
برای بررسی فاز γ ایجاد شده در مرحله ساخت (جوشکاری) بعد

تهیه و آماده‌سازی توسط سنگ‌های معمولی مورد استفاده (فیبری و مغناطیسی) صورت گرفت و بعد از به دست آوردن سطحی صاف و مناسب در حد میکرون، آنالیز توسط دستگاه آنالیز کوانتومتری در مقاطع مورد نظر صورت گرفت.

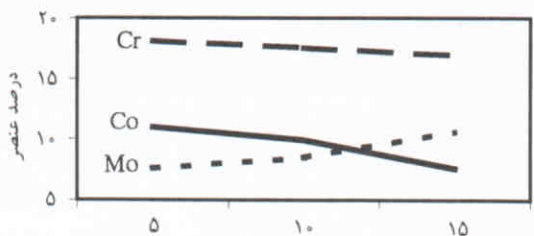
### متالوگرافی

به منظور بررسی ریزساختار جوش سوپرآلیاژهای پایه نیکل Udimet ۵۲۰، در حین ساخت (جوشکاری) ابتدا نمونه‌ها مانت گرم، و سپس توسط سمباده‌های ۸۰ تا ۱۲۰۰ سمباده کاری شدند. پولیش نمونه‌های فوق با استفاده از خمیر الماسه در اندازه‌های مختلف از ۶ μm به بعد تا ۰/۰۲۵ mm انجام گرفته است.

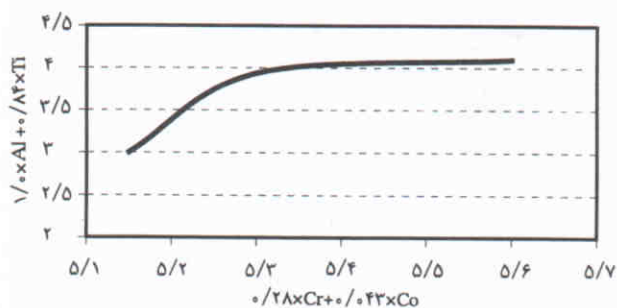
نمونه‌های آماده شده بدین طریق توسط استون تمیز شده، و برای مطالعات متالوگرافی آماده شدند. به منظور مطالعات میکروسکوپی



شکل ۵. تغییرات درصد Ti, Al, W در طول لایه‌های مختلف جوش (mm).



شکل ۶. تغییرات درصد Mo, Cr, Co در طول لایه‌های مختلف جوش (mm).



شکل ۷. تغییرات توأم درصد Co-Cr با Al و Ti در طول لایه‌ی دوم جوش.

(W) خود سوپرآلیاژ پایه نیکل Udimet 520، که حدود ۱ درصد است کمتر نیست. دلیل عمده‌ی عدم کاهش درصد W آلیاژ مذکور در طول لایه‌های جوش غنی بودن لایه‌ی اول جوش از تنگستن (حدود ۳ تا ۵ درصد) است. ذکر این نکته ضروری است که W باعث کندی سرعت فرایند نفوذ، و نتیجتاً کندی رسوب کردن فاز  $\gamma'$  می‌شود. [۵] در نتیجه تمایل به ترک پیرکرنتی بسیار کاهش می‌یابد.

طبق شکل ۶ درصد Cr ابتدا به دلیل رقت در جوش کاهش می‌یابد، ولی در نهایت به درصد Cr خود آلیاژ (حدود ۱۹٪) نزدیک می‌شود. با توجه به اینکه در اینجا امکان تشکیل فاز کاربیدی  $M_{23}C_6$  وجود ندارد (نمودار T T T این آلیاژ و همچنین شکل‌های ۸ و ۹ مؤید این امرند)، [۱۳] تشکیل فازهای کاربیدی  $M_{23}C_6$  غنی از Cr غیر متحمل است. در نتیجه به دلیل عدم رسوب فاز کاربیدی مذکور از جهاتی تمایل به ترک پیرکرنتی وجود ندارد. [۱۴]

درصد Mo به دلیل رقت در جوش کاهش می‌یابد ولی این کاهش در حدی است که میزان Mo از میزان Mo خود آلیاژ که حدود ۵ درصد

از طی آماده‌سازی که قبلاً ذکر شد، از محلول اچ مخصوص  $11\text{cc}(\text{HNO}_3) + 15\text{cc}(\text{HF } 48\%) + 25\text{cc}(\text{Asid لاکتیک})$  استفاده شده است.

### تعیین نوع فازهای تشکیل شده

به منظور تعیین نوع فازهای تشکیل شده در ساختار جوش آلیاژ Udimet 520 در حین ساخت (جوشکاری)، بعد از آماده‌سازی نمونه‌ها و رساندن آنها به صافی سطح مطلوب برای مطالعات پراش اشعه‌ی ایکس از دستگاه XRD با سیستم کاملاً رایانه‌ی استفاده شد.

### تعیین نوع و میزان تنش پسماند در جوش

به منظور تعیین نوع و میزان تنش پسماند در ساختار جوش آلیاژ (Udimet 520) در حین ساخت (جوشکاری) بعد از آماده‌سازی نمونه‌ها و رساندن به صافی سطحی مطلوب برای مطالعات پراش اشعه‌ی ایکس از دستگاه XRD با سیستم کاملاً رایانه‌ی استفاده شد، برای محاسبه، از روش‌های گزارش شده استفاده شده است. [۱۲]

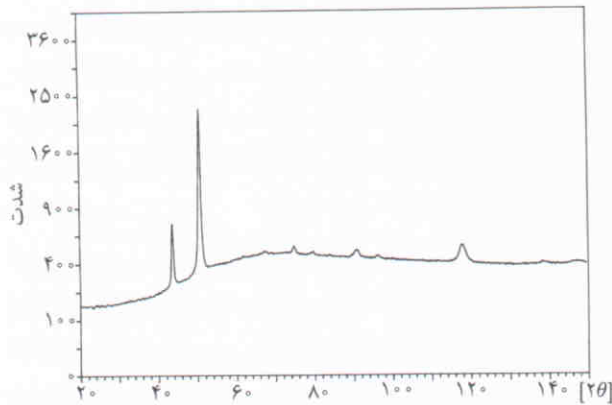
### بحث و بررسی نتایج

طبق شکل ۵ تغییرات درصد Al و Ti به گونه‌ی است که طبق شکل ۳ تمایل به ترک پیرکرنتی کاهش می‌یابد [۵] و همچنین طبق شکل‌های ۴ و ۷ با توجه به تغییرات درصد Cr و Co هم تمایل به ترک گرم در منطقه‌ی تفتیده، و هم تمایل به ترک پیرکرنتی بسیار کاهش می‌یابد. [۵ و ۹] با توجه به اینکه برای رسوب فاز  $\gamma'$ ، که ترکیب معمول  $\text{Ni}_3\text{Ti}$  (Al و Ti) را دارد، حداقلی از درصد Al و Ti مورد نیاز است. با توجه به تغییرات این درصد در طول لایه‌های مختلف جوش در لایه‌ی دوم، احتمال تشکیل این رسوب در هر بخش از لایه متفاوت است. لذا تمایل به ترک پیرکرنتی از جهاتی متغیر است.

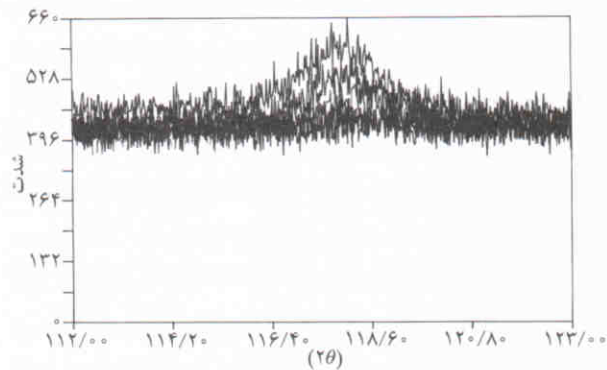
با توجه به اینکه سوپرآلیاژهای پایه نیکل حاوی Al و Ti کمتر از ۶ درصد جوش‌پذیر محسوب می‌شوند، قابلیت جوش‌پذیری در لایه‌های جوش بسیار بالا است. شکل‌های ۵ و ۶ و ۷ نشان‌دهنده‌ی این موضوع‌اند. همچنین با توجه به اینکه با کاهش درصد Al و Ti تمایل به ترک گرم و ترک پیرکرنتی خیلی حساس نیست [۵]، بروز چنین عیوبی در لایه‌های مختلف جوش بسیار غیر متحمل به نظر می‌رسد و جوش آلیاژ Udimet 520 تمایل به ترک گرم در منطقه HAZ نداشته و حساسیت چندانی به ترک عملیاتی حرارتی پس از جوشکاری (PWHT) ندارد.

طبق شکل ۵ درصد تنگستن (W) با تکمیل شدن لایه‌ی دوم جوش کاهش می‌یابد. این کاهش در حدی است که از میزان تنگستن

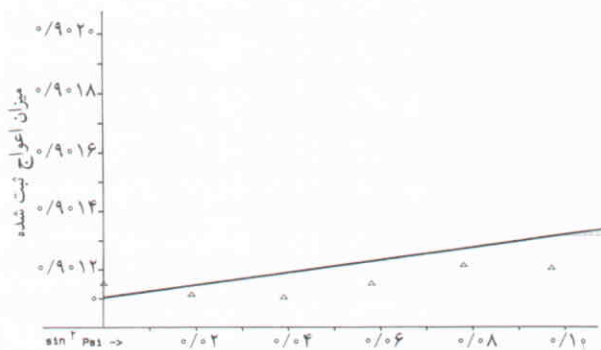
مربوطه را نشان می‌دهد با توجه به تمام اطلاعات موجود در شکل ۱۲ میزان تغییرات اعوجاج به‌طور شماتیک ترسیم شده است، که با توجه به محاسبات مربوط به اندازه‌گیری تنش پسماند در روش  $\text{Sin } 2\theta$  [۱۲] تنش پسماند از نوع کششی حدود ۲۰۰ Mpa به‌دست آمده است.



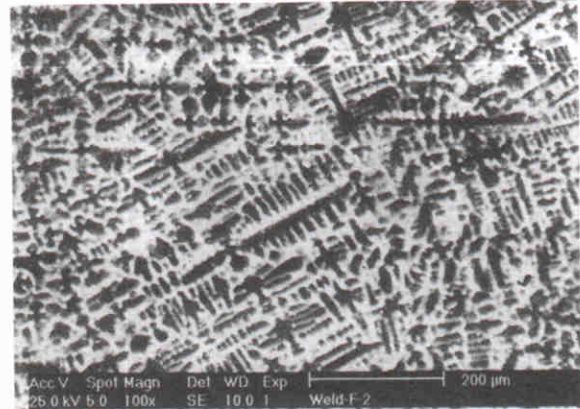
شکل ۱۰. پیشینه‌ی پراش اشعه X (XRD) از ساختار جوش آلیاژ Udimet5۲۰.



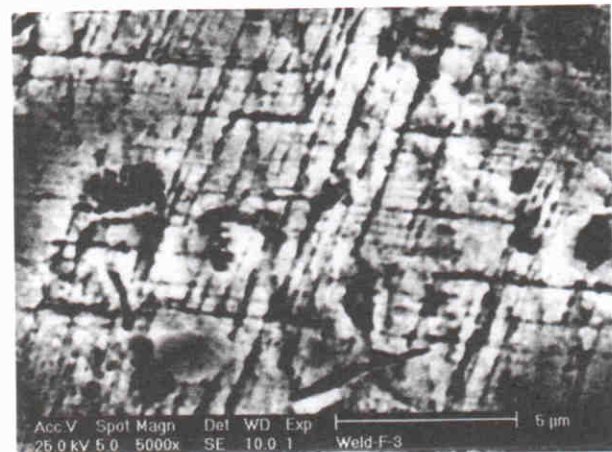
شکل ۱۱. شدت اعوجاج مربوط به پیشینه‌ی شکل ۱۰.



شکل ۱۲. میزان اعوجاج ثبت شده با توجه به شکل ۱۱.



شکل ۸. تصویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) ریز ساختار جوش پایه نیکلی (Udimet5۲۰) شامل شاخ‌وارهای حاصل از انجماد جوش به‌روش (GTAW) (۱۰۰X).



شکل ۹. تصویر میکروسکوپ الکترونی (SEM) بین بازوهای شاخ‌وار ساختار جوش شکل ۸ شامل فاز زمینه  $\gamma$  و کاربیدهای MC (۵۰۰۰X).

است، بیشتر است. شکل ۶ مربوط به بررسی درصد Mo در طول لایه‌های جوش است. ذکر این نکته ضروری است که Mo باعث کندی فرایند نفوذ و نتیجتاً کندی رسوب کردن فاز  $\gamma$  می‌شود. [۵] در نتیجه تمایل به ترک پیرکرنتی را خیلی کاهش می‌دهد.

درصد Co ابتدا به دلیل رقت در جوش کاهش می‌یابد، ولی در نهایت به درصد Co خود آلیاژ (حدود ۱۱٪) نزدیک می‌شود. لذا با توجه به شکل ۴ تمایل به ترک گرم و ترک پیرکرنتی کاهش می‌یابد. [۵ و ۹]

برای تشخیص نوع و میزان تنش‌های پسماند در جوش از آزمایش XRD روش  $\text{Sin } 2\theta$  استفاده شده است با توجه به شکل ۱۰ اطلاعات مربوط به پیشینه‌ی دریافتی در حدود ( $117^\circ C \approx 2\theta$ ) در جدول ۵ نشان داده شده است. شکل ۱۱ شدت اعوجاج مربوط به پیشینه‌ی

جدول ۵. اطلاعات مربوط به آزمایش XRD (روش  $\psi$  Sin<sup>2</sup>) ساختار جوش آلیاژ ۵۲۰ Udimet (مربوط به پیک دریافتی).

۲۰۰	مدول الاستیسته: [GPa]
۰/۳۳۰۰	ضریب پواسون:
۱/۵۴۰۶۰	طول موج (Å)
	نتایج:
۰/۰	میزان جهت‌گیری زاویه $\theta$ :
۱۹۸/۴	تنش: [MPa]
۵۷/۷	میزان تغییرات تنش: [MPa]

شماره	Psi $\psi$ [°]	مربع سینوس زاویه $\psi$ Sin <sup>2</sup> $\psi$	Phi $\phi$ [°]	موقعیت پیک اشعه [ $2\theta^\circ$ ]	نتایج محاسبه شده [ $2\theta^\circ$ ]
۱	۰/۰۰	۰/۰۰۰	۰/۰	۱۱۷/۴۷۴	-۰/۰۱۰۱
۲	۷/۹۲	۰/۰۱۹	۰/۰	۱۱۷/۴۸۲	۰/۰۰۲۶
۳	۱۱/۳۹	۰/۰۳۹	۰/۰	۱۱۷/۴۸۴	۰/۰۰۹۶
۴	۱۳/۹۴	۰/۰۵۸	۰/۰	۱۱۷/۴۷۴	۰/۰۰۴۳
۵	۱۶/۲۲	۰/۰۷۸	۰/۰	۱۱۷/۴۶۱	-۰/۰۰۳۷
۶	۱۸/۱۵	۰/۰۹۷	۰/۰	۱۱۷/۴۶۳	۰/۰۰۳۱
۷	۲۰/۰۰	۰/۱۱۷	۰/۰	۱۱۷/۴۴۹	-۰/۰۰۶۰

۲. به دلیل تغییرات درصد Al و Ti و Cr در لایه‌های جوش تمایل به ترک گرم در منطقه‌ی تفتیده و ترک پیرکرنشی کاهش می‌یابد. ۳. سوپر آلیاژ پایه‌ی نیکل ۵۲۰ Udimet نسبت به ترک پیرکرنشی خیلی حساس نیست.

۴. با توجه به دلایل موجود از جمله: کندشدن رسوب / به دلیل کندشدن فرآیند نفوذ W و Mo به عنوان عناصر آلیاژی [۵]، سرد شدن سریع جوش، کاهش درصد Ti و Al در طول لایه‌های جوش، رسوب فاز / که یکی از عوامل اصلی ایجاد ترک PWHT است، غیر متحمل است.

۵. جدایش عناصر ناخالصی در مرزخانه‌های ساختار جوش تمایل به ایجاد ترک PWHT را افزایش می‌دهد.

از آنجا که وجود تنش پسماند عامل بسیار مهمی در ایجاد ترک خوردگی پیرکرنشی است، لذا تمایل به ترک پیرکرنشی زیاد می‌شود. [۵ و ۶]

با توجه به شکل‌های ۸ و ۹ به دلیل سردشدن غیر تعادلی جوش، جدایش عناصر ناخالصی و فازهای موجود در ساختار جوش آلیاژ ۵۲۰ Udimet صورت می‌گیرد. در نتیجه تمایل به ترک پیرکرنش زیاد می‌شود. [۶]

### نتیجه‌گیری

۱. به دلیل درصد پائین مجموع Al و Ti تمایل به ترک پیرکرنشی (SAC) در لایه‌های جوش کاهش می‌یابد.

### پانوش

1. Post-Weld Heat Treatment (PWHT)
2. Gas Tungsten Arc Welding (GTAW)
3. X-Ray Diffraction (XRD)
4. Strain Age Cracking (SAC)
5. intergranular cracks
6. Heat-Affected Zone (HAZ)
7. heat ageing
8. local deformation
9. Shielded Metal Arc Welding (SMAW)
10. pneumatic brush
11. pneumatic rammer
12. denderites

### منابع

1. Vander Voort, G.F. "Wrought heat resistant alloy", Handbook ASM, 2 (1996).
2. Tien, J.K. "Supper alloy, super composites and super ceramics", pp 1-14 & 142-144 (1989).
3. Duvall, D.S. and Owczarski, W.A. "Studies of post-weld heat treatment cracking in nickel-base alloys", *Weld. J.*, 48, pp 10S-22S (Jan1969).
4. William, OR., and Owczarski, A. "Process and metallurgical factors in joining superalloy and other high service temperature materials", *Souyce Book Superalloys*, pp 369-409 (1980).
5. Thamburaj, R., Wallace, W., and Golak, J.A. "Post-weld heat treatment crocking in superalloys", *International Metals Review*, 28(1), pp 1-22 (1983).
6. Mckean, D. "Re-heat cracking high nikel alloy heat affected zones", *Weld. J.*, 50, pp 2015-2065 (May 1971).
7. Jahnke, B., *Welding J.* 61(11), pp 343S-344S (1982).
8. Thompson, E.G., Nunez, S. and Prager "Practical solutions to strain-age cracking of rene 41", *Welding. J.*, 47(7), pp 299S-313S (1968).
9. Elinu, F. and Bradlley "Super a technical guide", Metals-Park Ohio, ASM International (1998).
10. Betteridge, W. and Helsop, J., *The Nimonic Alloy* (1974).
11. رودباری، سید علی «بررسی فاز گاما پرایم در سوپرآلیاژهای پایه نیکل-روش‌های بررسی و آثار آن در سوپر آلیاژ ۵۰۰ udimet» اولین کنفرانس علمی کاربردی سازمان صنایع هوا و فضا (۷ الی ۱۰ شهریور ماه ۱۳۷۹).
12. Yoshishisa, E. "Residual stress measurement of wolded plates by X-ray and hole drilling method", *Residual-Stress III*, 12, pp 797-985 (1992).
13. Xu, S., Dickson, J.I. and Koul, A.K. "Grain growth and carbide precipitation in superalloy, udimet 520", *Met. And Mat. Trans. A.*, 29 (A) (November 1998).
14. Wu, K.C. and Herbert, R.E, *Weld. J.* 46(1), pp 32S-38S (1967).