

# مطالعه اثر پیر شدن و آنیل انحلالی بر جوش پذیری سوپر آلیاژ اینکولوی ۸۰۰ به فولاد مقاوم به حرارت HP

رضا دهملایی<sup>۱</sup>، مرتضی شمعیان<sup>۲</sup> و احمد کرمانپور<sup>۲</sup>

۱- استادیار، دانشگاه شهید چمران اهواز

۲- دانشیار، دانشگاه صنعتی اصفهان

dehmolaei@scu.ac.ir

## چکیده

در این پژوهش ابتدا ریزساختار سوپر آلیاژ اینکولوی ۸۰۰ در سه حالت مختلف آنیل شده بعد از پیر شدن، آنیل انحلالی بعد از پیر شدن و ریزساختار فولاد HP در حالت ریختگی بررسی گردید. جوش پذیری دو آلیاژ در شرایط مختلف ارزیابی گردید. نتایج نشان داد که اینکولوی ۸۰۰ در شرایط پیر شده از جوش پذیری مناسبی برخوردار نبوده و ترکهایی در ناحیه مجاور جوش این آلیاژ مشاهده شد. عملیات حرارتی آنیل انحلالی بر روی سوپر آلیاژ اینکولوی ۸۰۰ پیر شده باعث انحلال رسوبات تشکیل شده در مرحله پیر شدن و برگشت ساختار میکروسکوپی به حالت اولیه قبل از پیر شدن و لذا باعث بهبود جوش پذیری گردید. برای ارزیابی جوش پذیری از آزمایش وارسترنیت<sup>۱</sup> استفاده شد.

## واژه‌های کلیدی:

ریزساختار، جوش پذیری، فولاد مقاوم به حرارت HP، اینکولوی ۸۰۰، آنیل انحلالی.

## ۱- مقدمه

در مقابل اکسیداسیون و کربوره شدن در دماهای بالا است، لذا در محیط‌هایی که همزمان نیاز به ترکیبی از استحکام و مقاومت به خوردگی در دماهای بالا باشد نظیر صنایع نفت و گاز، پتروشیمی و پالایشگاه، نیروگاه‌های هسته‌ای، بویلرها، نیروگاه‌های گازی و بخار، توربین‌های گازی مورد استفاده قرار می‌گیرد [۳-۷]. فولادهای ریختگی مقاوم به حرارت دارای مقاومت خوبی در مقابل ترک خوردن، تاب برداشتن، خزش، خستگی حرارتی، پیچیدگی و خوردگی در محیط‌های اکسیدکننده، کربوره‌کننده و حاوی گوگرد در دماهای بالا

سوپر آلیاژها، آلیاژهایی هستند که برای کار در دماهای بالاتر از ۵۴۰ درجه سانتی‌گراد در شرایطی که استحکام و مقاومت به خوردگی مورد نیاز است به کار می‌روند. این دسته از آلیاژها به سه دسته پایه نیکل، پایه آهن- نیکل و پایه کبالت تقسیم می‌شوند [۱ و ۲]. اینکولوی ۸۰۰ یک سوپر آلیاژ پایه آهن- نیکل استحکام یافته با محلول جامد است که حضور رسوبات فازهای کاربیدی در زمینه آستنیتی این آلیاژ به افزایش استحکام آن کمک می‌کند. این آلیاژ دارای استحکام خوب و مقاومت عالی

جدول (۱): ترکیب شیمیایی فولاد HP، اینکولوی ۸۰۰ و فلز پرکننده (درصد وزنی).

Fe	Ni	Cr	C	Nb	Ti	Al	Mo	Mn	Si	
۳۵/۴	۳۵/۸	۲۴/۴	۰/۴	۱/۳	-	-	۰/۰۴	۱/۳	۱/۳	فولاد HP
۳۹/۵	۳۱/۱	۱۷/۹	۰/۰۹	-	۰/۳۶	۰/۲۵	-	۱	۰/۷	اینکولوی ۸۰۰
۳	۶۷	۱۸/۲۲	۰/۱	۳-۲	۰/۷۵	۰/۳	-	۲/۵	۰/۵	سیم جوش

جدول (۲): مشخصات جوشکاری نمونه‌ها.

پاس‌های بعدی	پاس اول	مشخصه
۱۴	۱۴	ولتاژ V
۱/۱	۱/۳	سرعت جوشکاری mm/s
۱/۰۷	۰/۷۹۱	حرارت ورودی kj/mm
۱۲۰	۱۰۵	جریان A

## ۲- روش تحقیق

در این پژوهش از فولاد ریختگی مقاوم به حرارت HP و سوپرآلیاژ اینکولوی ۸۰۰ در شرایط نو و پیر شده به عنوان فلزات پایه و اینکونل ۸۲ به عنوان فلز پرکننده استفاده شد. هر دو آلیاژ به ترتیب از لوله‌هایی با قطر خارجی ۲۵۰ و ۳۲۰ میلی‌متر و ضخامت جداره ۱۳ میلی‌متر تهیه شدند. ترکیب شیمیایی فلزات پایه و پرکننده در جدول (۱) نشان داده شده است. نمونه‌های مناسبی از فلزات پایه تهیه گردید. سپس تعدادی از نمونه‌های اینکولوی ۸۰۰ پیر شده به مدت دو ساعت در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد تحت عملیات حرارتی آنیل انحلالی قرار گرفتند. به منظور انجام جوشکاری طرح اتصال نمونه‌ها به صورت جناغی یک طرفه با زاویه ۷۵ درجه آماده گردید. سپس نمونه‌ها به صورت لب‌به‌لب و به فاصله ۲/۴ میلی‌متر در کنار هم قرار داده شدند. جوشکاری نمونه‌ها با استفاده از روش جوشکاری قوس-تنگستنی گاز محافظ با قطبیت منفی الکتروود (G TAW-DCEN) انجام شد. مشخصات روش جوشکاری استفاده شده در جدول (۲) نشان داده شده است. برای مطالعات ریزساختاری از متالوگرافی استفاده شد. نمونه‌هایی از آلیاژهای پایه و قطعات جوش با ابعاد ۱×۲×۴

هستند. این فولادها برای کار در دماهای بالاتر از ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد طراحی شده‌اند و به طور گسترده در صنایع دمای بالا استفاده می‌گردند [۸ و ۹]. یکی از فولادهای مقاوم به حرارت که به طور گسترده در صنایع دمای بالا نظیر صنایع نفت و گاز، پتروشیمی و پالایشگاه استفاده می‌شود، فولاد مقاوم به حرارت HP (25%Cr-35%Ni) است. این آلیاژ معمولاً در حالت ریختگی استفاده می‌شود که در این حالت از داکتیلیته و قابلیت جوشکاری مناسبی برخوردار است [۱۰-۱۲].

در موارد زیادی به دلیل نیاز به تعمیر، تعویض و جایگزینی مواد اولیه، استفاده از جوشکاری به ویژه در حالت فلزات و آلیاژهای غیرمشابه ضروری است. از این رو لازم است که قطعات نوراً به قطعات استفاده شده در سرویس (پیر شده) جوشکاری نمود. لذا جوش‌پذیری و پارامترهای مؤثر بر آن از اهمیت زیادی برخوردار است. در این مقاله جوش‌پذیری غیرمشابه اینکولوی ۸۰۰ به فولاد مقاوم به حرارت HP و تأثیر ریزساختار میکروسکوپی اینکولوی ۸۰۰ (در شرایط مختلف قبل از پیر شدن، بعد از پیر شدن و پس از عملیات حرارتی آنیل انحلالی) بر جوش‌پذیری این دو آلیاژ مورد بررسی قرار گرفته است.

اضافه بر داخل دانه‌ها بر روی مرزها نیز مشاهده می‌شوند. نتایج آنالیز نقطه‌ای EDS این رسوبات در شکل‌های (۱-د) و (۱-ن) نشان می‌دهد که رسوبات ریزتر غنی از تیتانیوم بوده که با توجه به درصد بالای کربن در آلیاژ، این ذرات می‌توانند کاربید تیتانیوم (TiC) باشند و رسوبات درشت‌تر غنی از تیتانیوم و نیتروژن است که می‌تواند نیتريد تیتانیوم (TiN) باشد. این نتایج توسط سایر محققان نیز تأیید شده است [۳، ۵ و ۶].

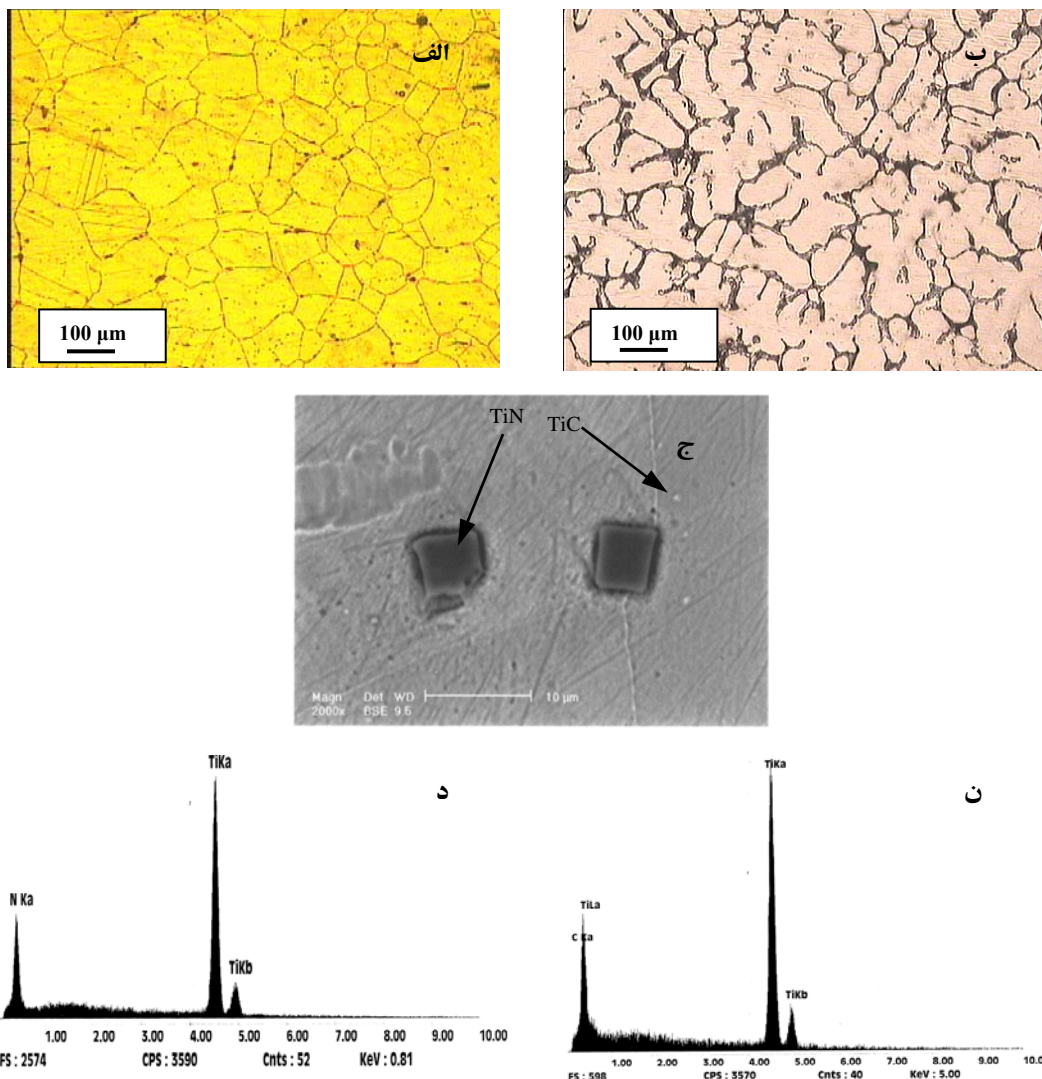
شکل (۲) ریزساختار میکروسکوپی اینکولوی ۸۰۰ را در دو حالت پیر شده و آنیل شده نشان می‌دهد. مقایسه شکل (۲-الف) با شکل (۱-ب) نشان می‌دهد که در اثر پیر شدن تغییرات متالورژیکی زیادی در ساختار اولیه اینکولوی ۸۰۰ رخ داده است. در شکل (۲-الف) فازها و اجزاء ساختاری جدیدی قابل تشخیص هستند که در اثر قرار گرفتن آلیاژ به مدت طولانی در دمای بالا (پیر شدن) ایجاد شده‌اند. شکل نشان می‌دهد که مشابه آلیاژ ۸۰۰ نو (قبل از استفاده) فاز نیتريد تیتانیوم با شکل هندسی تقریباً منظم مکعبی در تمام سطح نمونه به صورت پراکنده وجود دارد. این فاز در اثر قرارگیری در شرایط کاری برای مدت طولانی تغییر خاصی پیدا نکرده و مورفولوژی و ابعاد آن نیز حفظ گردیده است که این مسئله با توجه به پایداری این فاز تا زیر دمای ذوب آلیاژ منطقی به نظر می‌رسد [۲]. این شکل اضافه بر نیتريد تیتانیوم پرتقالی رنگ فازهای دیگری را با مورفولوژی‌های گوناگون در مرز و در داخل دانه‌ها نشان می‌دهد. مطالعه ساختار اینکولوی ۸۰۰ پیر شده توسط میکروسکوپ الکترونی با دکتور الکترون‌های برگشتی شکل (۲-ج) فازها را با وضوح بیشتری نشان می‌دهد. شکل نشان می‌دهد که ذرات رسوبی هم در داخل دانه‌ها و هم بر روی مرزها تشکیل شده‌اند. از شکل مشاهده می‌شود که بعضی فازها از دو قسمت با رنگ‌های مختلف تشکیل شده‌اند که در شکل با رنگ‌های تیره و روشن قابل تشخیص هستند. شکل (۲-د) رسوبات دو رنگی را در بزرگنمایی بالاتر (۱۰۰۰۰X) و با وضوح بیشتری نشان می‌دهد.

سانتی متر تهیه گردید و پس از سنباده‌زنی و پولیش شدن توسط محلول ماربل به مدت ۲۵ ثانیه اچ شدند. ریزساختار نواحی مختلف جوش، فلزات پایه و ترک‌های ناحیه مجاور جوش با استفاده از میکروسکوپ نوری و بررسی ترک‌ها در ناحیه متأثر از حرارت و نیز تعیین ترکیب شیمیایی و شناسایی فازها توسط میکروسکوپ الکترونی (SEM) مجهز به سیستم آنالیزکننده نقطه‌ای (EDS) مورد بررسی و تجزیه و تحلیل قرار گرفت. به منظور ارزیابی جوش‌پذیری و حساسیت به ترک داغ از آزمایش وارسترنیت استفاده شد. بدین منظور نمونه‌های استاندارد به ابعاد  $۲۵۰ \times ۲۵ \times ۳/۲$  میلی‌متر از فلزات پایه قبل و بعد از پیر شدن و بعد از عملیات حرارتی آنیل انحلالی تهیه گردید. سپس به کمک دستگاه آزمایش وارسترنیت، این آزمایش در پنج کرنش مختلف ۰/۵، ۱، ۲، ۳ و ۴ درصد و در هر کرنش برای سه نمونه انجام شد. میانگین مجموع طول ترک‌های ایجاد شده هر سه نمونه در یک کرنش خاص به عنوان نتیجه نهایی آزمایش وارسترنیت برای ارزیابی حساسیت به ترک داغ گزارش شده است [۱۳].

### ۳- نتایج و مباحث

شکل (۱) ریزساختار فلزات پایه را در شرایط مختلف نشان می‌دهد. شکل (۱-الف) نشان می‌دهد که ریزساختار فولاد مقاوم به حرارت HP در شرایط ریختگی دارای زمینه آستنیتی همراه با شبکه تقریباً پیوسته‌ای از کاربیدهای دندردیتی یوتکتیک (کاربیدهای اولیه) در مرز دانه‌ها است و زمینه آستنیتی عاری از هر گونه رسوبات است.

شکل (۱-ب) نشان می‌دهد که ریزساختار اینکولوی ۸۰۰ نو (قبل از استفاده) دارای زمینه آستنیتی به همراه رسوباتی در داخل دانه‌ها و بر روی مرز دانه‌ها است. بررسی ریزساختار همین نمونه با میکروسکوپ الکترونی شکل (۱-ج) وجود دو نوع رسوب با مورفولوژی متفاوت را نشان می‌دهد که یکی ریزتر بوده و به شکل کروی است و دیگری درشت‌تر بوده و تقریباً به شکل مکعبی است. رسوبات ریزتر داخل دانه‌ها و رسوبات درشت‌تر

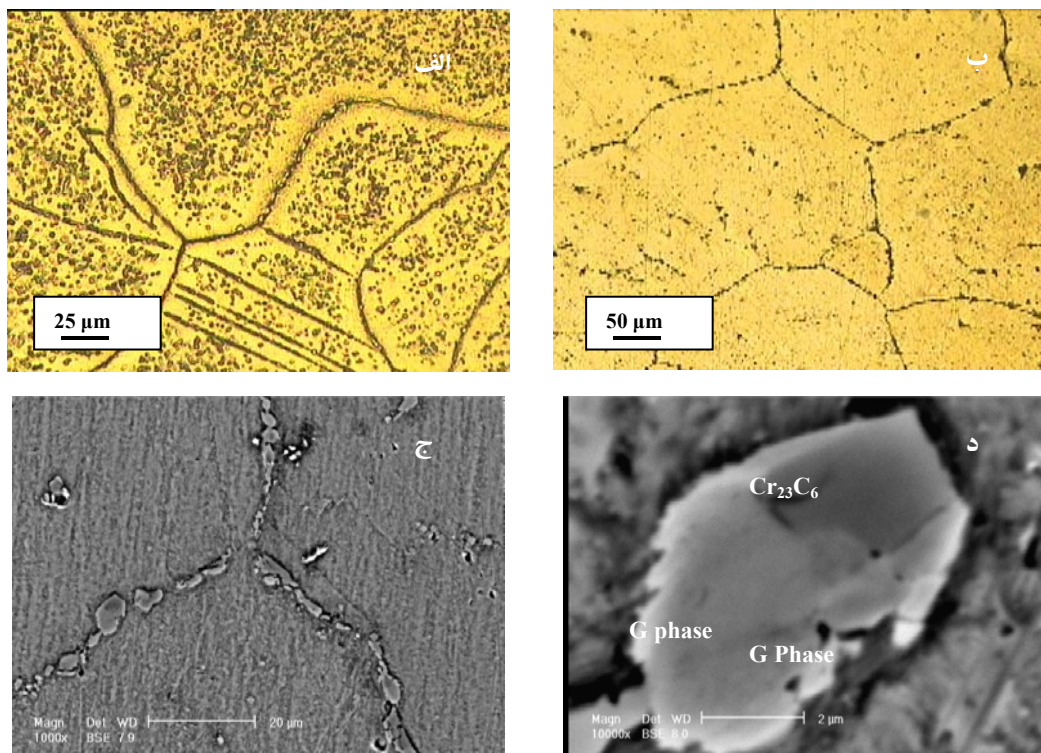


شکل (۱): ساختار میکروسکوپی، (الف): فولاد HP، (ب): اینکولوی ۸۰۰، (ج): تصویر میکروسکوپ الکترونی از اینکولوی ۸۰۰، (د) و (ن) به ترتیب آنالیز EDS ذرات درشت TiN و ذرات ریز TiC.

کروم فراهم بوده است. از طرفی کربن مازاد بر حلالیت در آستنیت در دمای ۸۰۰ درجه سانتی گراد (پیر شدن) فعال بوده و از سرعت نفوذ بسیار بالایی برخوردار است و برای حضور آن در مرز دانه‌ها هیچ محدودیتی وجود ندارد [۱۴]. به همین دلیل کروم می‌تواند پس از نفوذ در مرز دانه‌ها با کربن واکنش داده و تشکیل کاربید کروم ( $Cr_{23}C_6$ ) دهد [۱۵ و ۱۶].

نتایج آنالیز نقطه‌ای EDS رسوبات آلیاژ ۸۰۰ پیر شده در شکل (۳) نشان داده شده است.

نتایج آنالیز EDS رسوبات در مرز دانه‌ها نشان می‌دهد که این رسوبات غنی از کروم و کربن بوده که می‌تواند کاربید کروم ( $Cr_{23}C_6$ ) باشد. محدوده دمایی مناسب جهت تشکیل کاربید کروم ( $Cr_{23}C_6$ )، ۸۵۰-۵۰۰ درجه سانتی گراد است. با توجه به اینکه آلیاژ در طی پیر شدن در این محدوده دمایی قرار دارد و با توجه به طولانی بودن مدت پیر شدن، زمان کافی جهت نفوذ



شکل (۲): ریزساختار میکروسکوپی آلیاژ ۸۰۰ (الف): پس از پیر شدن، (ب): بعد از آنیل انحلالی در  $1200^{\circ}\text{C}$ ، (ج): تصویر میکروسکوپ الکترونی از رسوبات آلیاژ ۸۰۰ و (د): تصویر میکروسکوپ الکترونی از رسوبات دو رنگی.

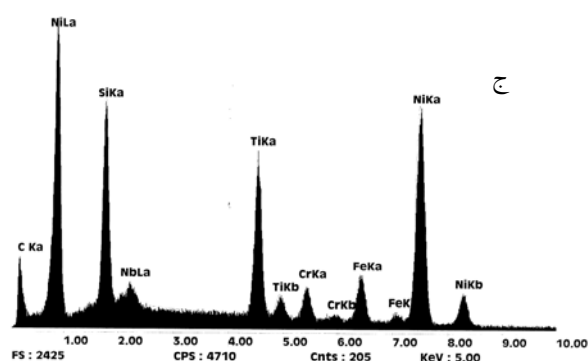
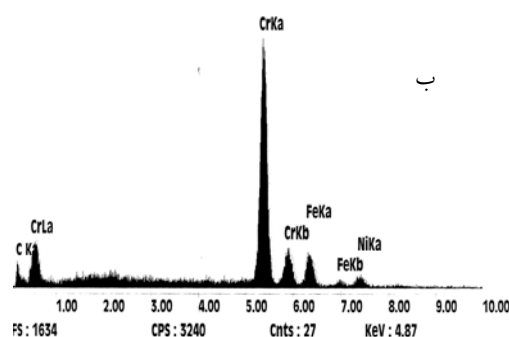
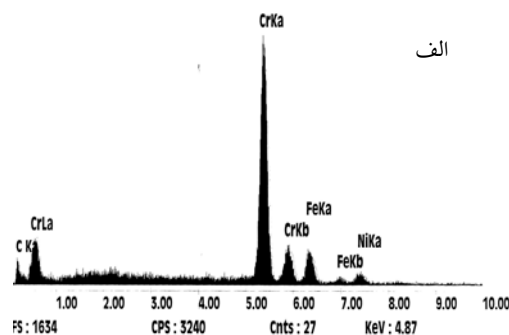
لذا تفاوت در نحوه انجماد فلز جوش با فلز پایه است. از شکل (۴-الف) مشاهده می‌شود که پیوستگی کامل و مناسبی بین جوش و فولاد HP ریختگی وجود دارد و اثری از ترک در فصل مشترک و یا ناحیه متأثر از حرارت مشاهده نمی‌شود. در ناحیه متأثر از حرارت فولاد HP ریختگی یک ناحیه مخلوط نشده، مشاهده می‌شود. این ناحیه مخلوط نشده، مناسب نبوده و در محیط‌هایی که فلز پایه و فلز پرکننده مقاوم به خوردگی هستند، خوردگی ترجیحاً در این نواحی بیشتر از سایر قسمت‌ها صورت می‌گیرد [۱۷ و ۱۸]. شکل (۴-ب) فصل مشترک بین آلیاژ ۸۰۰ نو با فلز جوش را نشان می‌دهد. شکل نشان می‌دهد که آلیاژ ۸۰۰ دارای فصل مشترک پیوسته و مطلوبی با فلز جوش بوده و هیچ گونه اثری از ترک در فصل مشترک یا ناحیه متأثر از

ذرات رسوبی با دو رنگ متفاوت نیز توسط آنالیز نقطه‌ای EDS بررسی شدند که نتایج حاصل در شکل‌های (۳-ب) و (۳-ج) نشان می‌دهد که مناطق تیره غنی از کروم و کربن بوده و از نوع کاربید کروم ( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ) است، در حالیکه مناطق روشن غنی از نیکل، تیتانیوم و سیلیسیم است که با توجه به درصد عناصر موجود در آن می‌تواند فاز G با ترکیب شیمیایی  $\text{Ni}_{16}\text{Ti}_6\text{Si}_7$  باشد.

شکل (۴) فصل مشترک بین فولاد HP و آلیاژ ۸۰۰ با فلز جوش را در شرایط مختلف نشان می‌دهد. از همه شکل‌ها مشاهده می‌شود که منطقه جوش دارای ساختار متفاوت (ریزتر) با فلزات پایه (درشت‌تر) است، ولی همچنان زمینه آستنیتی به همراه کاربیدهای یوتکتیک اولیه است. تفاوت ساختار میکروسکوپی منطقه جوش و فلز پایه ناشی از تفاوت در سرعت سرد شدن و

ترک‌ها باعث کاهش شدید جوش‌پذیری آلیاژ ۸۰۰ در شرایط پیر شده گردیده‌است. تشکیل و رشد ترک‌ها و لذا کاهش جوش‌پذیری آلیاژ ۸۰۰ پیر شده از طرفی ناشی از تشکیل رسوبات، فازهای مختلف، دگرگونی فاز کاربید تیتانیوم به دو فاز رسوبات،  $Ni_{16}Ti_6Si_7 + M_{23}C_6$  و تغییر مورفولوژی رسوبات در طی پیر شدن این آلیاژ است که سبب می‌شوند انعطاف‌پذیری آلیاژ بعد از پیر شدن کاهش یابد، از طرف دیگر اختلاف در ضریب انبساط حرارتی بین فلز پایه آلیاژ ۸۰۰ و فلز جوش اینکونل باعث ایجاد تنش‌های کششی پسماند در طی پاس‌های مختلف جوشکاری می‌گردد که این تنش‌ها می‌توانند نقش تعیین‌کننده‌ای در ایجاد و انتشار ترک داشته باشند. شکل (۴-د) تصویر میکروسکوپ الکترونی از ترک‌ها را نشان می‌دهد. بین دانه‌ای بودن ترک‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی به‌وضوح قابل مشاهده بوده و مورد تأیید قرار گرفته‌است.

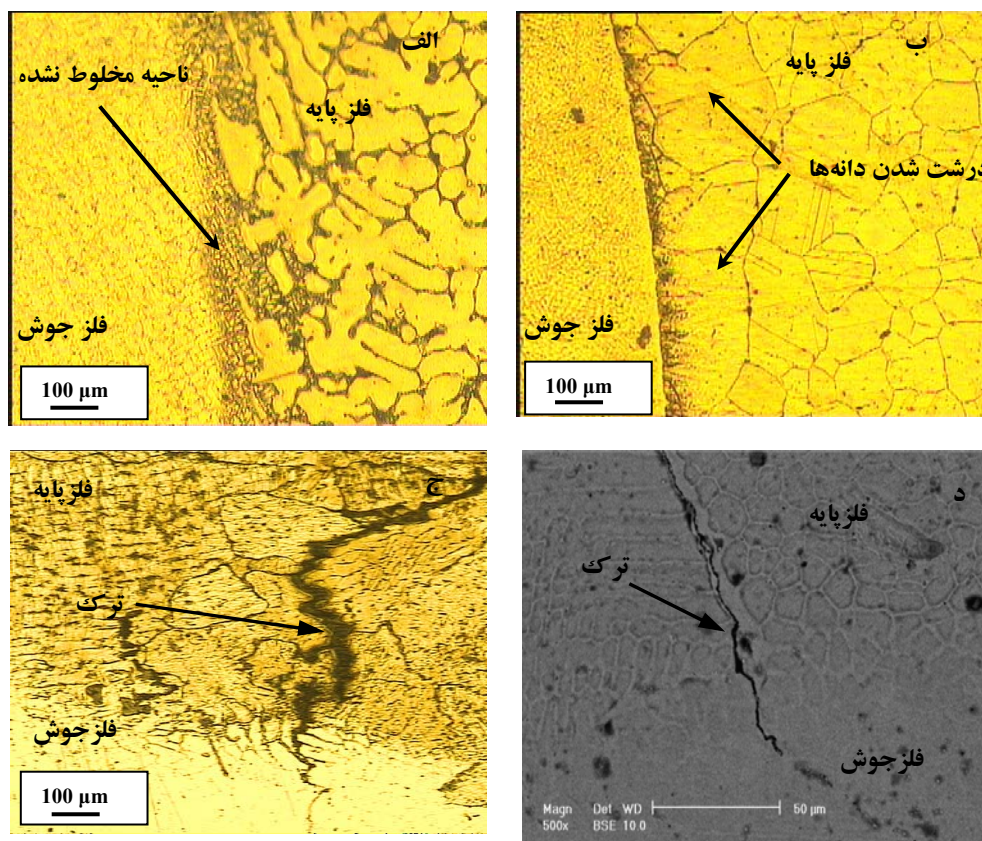
در شکل (۵) فصل مشترک اینکولوی ۸۰۰ پیر شده پس از دو ساعت آنیل انحلالی در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد با فلز جوش نشان داده شده‌است. آنیل انحلالی در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد باعث انحلال کامل رسوبات داخل زمینه و بخشی از رسوبات موجود در مرز دانه‌ها و نیز تجزیه کامل رسوبات دو فاز  $Ni_{16}Ti_6Si + Cr_{23}C_6$  گردیده و ساختار میکروسکوپی، انعطاف‌پذیری و مقاومت به‌ضربه تقریباً به‌حالت اولیه قبل از پیر شدن تبدیل شده‌است. از شکل (۵-الف) مشاهده می‌شود که در این حالت پیوستگی کامل و مناسبی بین فلز پایه آلیاژ ۸۰۰ و فلز جوش وجود دارد و اثری از ترک در ناحیه متأثر از حرارت مشاهده نمی‌شود، لذا آلیاژ ۸۰۰ پیر شده پس از دو ساعت آنیل انحلالی در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد از جوش‌پذیری مناسبی برخوردار می‌گردد. خطوط ضخیم موجود در شکل در واقع مرز دانه‌ها هستند که دارای ظاهری ترک گونه می‌باشند. همچنین یک ناحیه ذوب جزئی در ناحیه متأثر از حرارت آلیاژ ۸۰۰ قابل مشاهده است که در واقع در این ناحیه مرزها ذوب گردیده و ضخیم شده‌اند. غنی بودن مرزها از تیتانیوم عامل این پدیده شناخته شده است.



شکل (۳): آنالیز EDS از رسوبات در آلیاژ ۸۰۰ پیر شده، (الف): رسوبات روی مرز دانه‌ها، (ب): قسمت تیره ذرات دو رنگی و (ج): قسمت روشن ذرات دو رنگی.

حرارت مشاهده نمی‌شود. لذا این دو آلیاژ تحت شرایط فوق از جوش‌پذیری مناسبی برخوردارند.

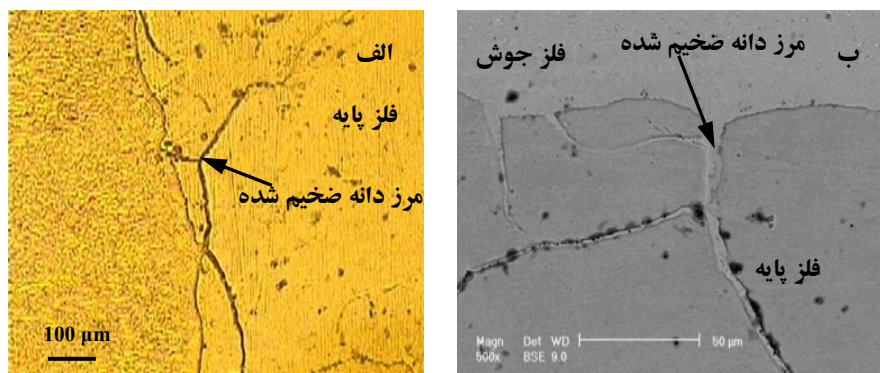
شکل (۴-ج) مناطق مختلف جوش بین آلیاژ ۸۰۰ پیر شده و فلز جوش را نشان می‌دهد. این شکل ترک‌های بزرگی را در ناحیه متأثر از حرارت آلیاژ ۸۰۰ پیر شده به‌وضوح نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که ترک‌ها از نوع بین دانه‌ای بوده و عمدتاً در بین کاربیدهای مرز دانه‌ای رشد کرده‌اند. تشکیل و رشد این



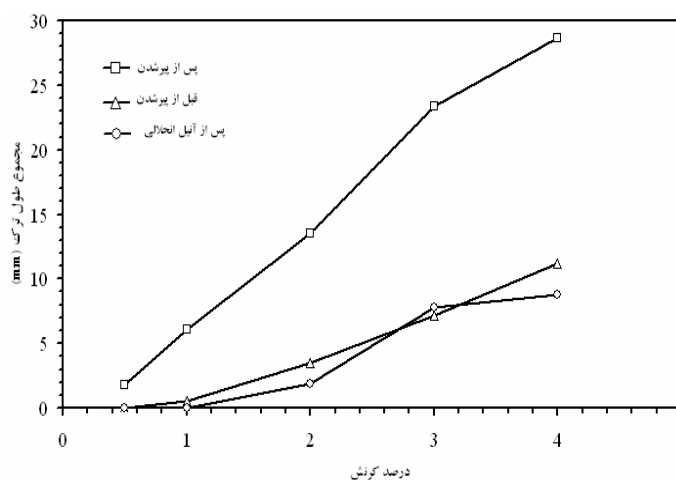
شکل (۴): ساختار میکروسکوپی نواحی مختلف جوش، (الف): فولاد HP ریختگی، (ب): آلیاژ ۸۰۰ نو، (ج): آلیاژ ۸۰۰ پیر شده و (د): تصویر میکروسکوپ الکترونی از ترک‌ها در اینکولوی ۸۰۰ پیر شده.

پلاستیک ناشی از سیکل‌های مختلف جوشکاری گردیده‌است که در نتیجه جوش پذیری آلیاژ بهبود یافته‌است. شکل (۶) نتایج ارزیابی حساسیت به ترک داغ اینکولوی ۸۰۰ را در شرایط مختلف (قبل از پیر شدن، بعد از پیر شدن و پس از آنیل انحلالی) با استفاده از آزمایش وارسرینت نشان می‌دهد. شکل، نشان می‌دهد که با افزایش درصد کرنش اعمالی حساسیت به ترک داغ در شرایط مختلف افزایش می‌یابد. همچنین از شکل مشاهده می‌شود که با افزایش درصد کرنش اعمالی حساسیت به ترک داغ در حالت پیر شده به میزان بیشتری و در حالت آنیل انحلالی شده به میزان کمتری افزایش یافته‌است. این شکل همچنین نشان می‌دهد که حساسیت به ترک داغ بعد از پیر شدن در یک کرنش مشخص به مراتب بیشتر از حساسیت

شکل (۵-ب) تصویر میکروسکوپ الکترونی از فصل مشترک و منطقه ذوب جزئی را نشان می‌دهد. در این شکل ذوب شدن و ضخیم شدن مرزها به وضوح قابل رویت بوده و مشاهده می‌شود که خطوط ضخیم در ناحیه متأثر از حرارت ترک نبوده بلکه مرز دانه‌ها هستند که در اثر حرارت زیاد سیکل‌های مختلف جوشکاری ذوب گردیده و انجماد یافته‌اند. جوش پذیری (آلیاژ ۸۰۰) کاملاً تابع انعطاف پذیری فلز زمینه جهت تحمل تغییر شکل‌های پلاستیکی ناشی از سیکل‌های گرم و سرد شدن در طی پاس‌های مختلف جوشکاری است. در طی پیر شدن آلیاژ ۸۰۰ انعطاف پذیری و مقاومت به ضربه (افزایش تردی) کاهش یافته‌است، در صورتی که عملیات حرارتی آنیل انحلالی به ویژه در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد باعث بهبود انعطاف پذیری و مقاومت به ضربه این آلیاژ و لذا تحمل بهتر تغییر شکل‌های



شکل (۵): ساختار نواحی مختلف جوش آلیاژ ۸۰۰ پیر شده پس از دو ساعت آنیل انحلالی در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد، (الف): میکروسکوپ نوری و (ب): میکروسکوپ الکترونی.



شکل (۶): نتایج آزمایش وارسترنیت جهت ارزیابی حساسیت به ترک داغ اینکولوی ۸۰۰

بررسی قرار گرفت. مهمترین نتایج این بررسی به طور خلاصه در زیر آورده شده است.

۱- ریزساختار سوپر آلیاژ اینکولوی ۸۰۰ قبل از پیر شدن شامل یک زمینه آستنیتی است که رسوبات ریزی با مورفولوژی های متفاوت از نوع کاربید تیتانیوم و نیتريد تیتانیوم بر روی مرز دانه ها و در دانه های آستنیت زمینه قرار گرفته اند.

۲- پس از پیر شدن اینکولوی ۸۰۰، تغییرات متالورژیکی زیادی در آن رخ داده و ریزساختار این آلیاژ شامل زمینه آستنیتی و رسوباتی از کاربیدهای کروم، نیتريد تیتانیوم اولیه و رسوبات دو قسمتی شامل کاربید کروم ( $M_{23}C_6$ ) و فاز  $(Ni_{16}Ti_6Si_7)G$  است.

به ترک داغ قبل از پیر شدن و بعد از آنیل انحلالی است. از اینرو در اثر پیر شدن حساسیت به ترک داغ آلیاژ به شدت افزایش یافته است. علت کاهش حساسیت به ترک داغ در حالت آنیل انحلالی، انحلال رسوبات، بهبود خواص مکانیکی و برگشت ساختار میکروسکوپی به حالت اولیه قبل از پیر شدن در طی آنیل انحلالی است.

#### ۴- نتیجه گیری

در این پژوهش اثرات ریزساختار میکروسکوپی بر جوش پذیری اتصال غیرمشابه دو آلیاژ اینکولوی ۸۰۰ و فولاد HP مورد



- [7] J. C. Lippold, "Investigation of Weld Cracking in Alloy 800", *Welding Journal.*, Vol. 63, No. 3, pp. 91-103, 1984.
- [8] J. R. David, *Alloy Sourcebook Stainless Steels*, ASM International, First Printing, United States of America, 2002.
- [9] ASM Committee., *Properties and Selection: Stainless Steel...Special-Purpose Metals*, Metals Handbook, Vol. 3, First Edition, United States of America, 1980.
- [10] L. H. Almeida, A. F. Ribeiro and I. Le May, "Microstructural Characterization of Modified 25 Cr-35 Ni Centrifugally Cast Steel Furnace Tubes", *Materials Characterization.*, Vol. 49, pp. 219-229, 2003.
- [11] K. Shinozaki, K. Kuroki, Nishimoto, M. Inui and M. Takahashi, "Deterioration of Weldability of Long Term Aged HP Heat Resistant Cast Containing Nb, Mo and W", *Welding Research Abroad.*, Vol. 45, No. 4, pp. 22-31, 1999.
- [12] R. Dehmolaie, M. Shamanian, A. Kermanpour, "Microstructural Characterization of Dissimilar Welds Between Incoloy 800 Superalloy and HP Heat Resistant Steel", *Materials Characterization*, Manuscript Accepted, 2007.
- [13] W. F. Savage and C. D. Lundin, "Application of the Vareststraint Technique to the Study of Weldability", *Welding Journal.*, Vol. 45, No. 11, pp. 497-503, 1966.
- [14] A. R. Paul and K. N. G. Kaimal, "Migration of Carbon in Incoloy 800", *Metals Chemistry and Physics*, Vol. 53, pp. 189-194, 1998.
- [15] M. H. Lewis and B. Hattersley, "Precipitation of  $M_{23}C_6$  in Austenitic Steels", *Acta Metall.*, Vol. 13, pp. 1159-1168, 1965.
- [16] A. A. Tavassoli and G. Colombe, "Effect of Minor Alloying Element Variation on the Properties of Alloy 800", *Metallurgical. Transactions. A*, Vol. 8, pp. 1577-1580, 1977.
- [17] W. Weite, "Influence of Vibration Frequency on Solidification of Weldments", *Scripta Materialia.*, Vol. 42, pp. 661-665, 2000.
- [18] C. D. Lundin, "Unmixed Zone in Arc Welds: Significance on Corrosion Resistance", *Welding Journal.*, Vol. 52, No. 5-6, pp. 30-37, 1997.
- ۳- اینکولوی ۸۰۰ قبل از پیر شدن و فولاد HP ریختگی از جوش پذیری مطلوبی برخوردار هستند. پس از پیر شدن ترک‌هایی در ناحیه متأثر از حرارت و در فلز جوش اینکولوی ۸۰۰ مشاهده گردید. لذا جوش پذیری آلیاژ پس از پیر شدن کاهش می‌یابد.
- ۴- انجام آنیل انحلالی پس از پیر شدن باعث برگشت ریزساختار میکروسکوپی اینکولوی ۸۰۰ به حالت قبل از پیر شدن و بهبود جوش پذیری آلیاژ گردیده و در این شرایط اثری از ترک در منطقه جوش یا ناحیه متأثر از حرارت دو آلیاژ مشاهده نگردید.
- ۵- ارزیابی حساسیت به ترک داغ با استفاده از آزمایش وارسترنیت نشان داد که در اثر پیر شدن اینکولوی ۸۰۰، حساسیت به ترک داغ در آن به میزان قابل توجهی افزایش می‌یابد. نتایج نشان داد که در اثر آنیل انحلالی به مدت دو ساعت در ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد، حساسیت به ترک داغ آلیاژ شدیداً کاهش می‌یابد.

### ۵- مراجع

- [1] M. J. Donachie and S. J. Donachie, *Superalloys, A Technical Guide*, Second Edition, ASM International, United States of America, 2002.
- [2] E. B. Howard and L. G. Timoty, *Desk Edition, Metals Handbook*, ASM International, United States of America, 1985.
- [3] J. C. Lippold, "An Investigation of Weld Cracking in Alloy 800", *Welding Journal.*, Vol. 63, pp. 91s-103s, 1984.
- [4] S. R. Fiorrentin, "Study of  $\gamma'$  Precipitation Kinetics in Alloy 800 at 575°C by Small Angle Neutron Scattering", *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research.*, Vol. B22, pp. 564-572, 1987.
- [5] R. S. Dutta, R. Purandare, A. Lobo and S. K. Kulkarni, "Microstructural Aspects of the Corrosion of Alloy 800", *Corrosion Science*, Vol. 46, pp. 2937-2953, 2004.
- [6] L. Sundar and D. R. G. Achar, "Review of Weld Cracking in Alloy 800", *Indian Welding Journal.*, Vol. 16, No. 3, pp. 81-86, 1984.

### ۶- پی‌نوشت:

1- Vareststraint