

# تأثیر دمای آنیل انحلالی بر جوش پذیری تعمیری کویل‌های (HP (1.4852) پیرشده مورد استفاده در کوره‌های کراکینگ پتروشیمی

هادی رضائی<sup>۱\*</sup>، حامد ثابت<sup>۲</sup>، رضا محمودی<sup>۳</sup>

۱- کارشناس ارشد بازرسی فنی، مجتمع پتروشیمی جم، عسلویه، بوشهر، ایران

۲- استادیار، گروه مهندسی مواد و متالورژی، واحد کرج، دانشگاه آزاد اسلامی، کرج، ایران

۳- استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه تهران، تهران، ایران

\*h\_rezaei@jpcomplex.com

(تاریخ دریافت: ۹۳/۰۶/۱۹، تاریخ پذیرش: ۹۳/۰۹/۰۳)

## چکیده

فولادهای HP در حالت ریختگی قابلیت جوش پذیری خوبی دارند اما نگرانی عمده در مورد جوشکاری تعمیری این فولادها می باشد زیرا چنانچه به مدت طولانی و دمای بالا (حدود ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد) در سرویس قرار گیرند، تشکیل کاربیدهای پراکنده و درشت ثانویه در زمینه باعث تردی و افت شدید انعطاف پذیری و جوش پذیری می گردد. در تحقیق حاضر تاثیر دماهای آنیل انحلالی بر جوش پذیری فولاد HP مورد بررسی قرار گرفته شده است، برای این منظور پنج نمونه از فولاد مذکور که پس از یک دوره کارکرد (۳۰۰۰ ساعت) شرایط اولیه خود را از دست داده بودند انتخاب و پس از انجام آنیل در دماهای ۹۰۰، ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد، نمونه های آنیل شده و یک نمونه پیر شده تحت جوشکاری به روش GTAW با استفاده از فلز پرکننده ER2535 قرار گرفتند. سپس سختی سنجی و بررسی میکروسکوپی (OM+SEM) و آزمون کشش داغ در دمای ۹۵۰ درجه سانتی گراد معادل دمای کارکرد نمونه ها در سرویس، بر روی نمونه های استاندارد انجام پذیرفت، نتایج یک روند صعودی در ازدیاد طول نسبی نمونه ها و میزان انحلال کاربیدها و نیز کاهش نسبی سختی و استحکام کششی را با افزایش دمای آنیل نشان دادند، با توجه به نتایج و بررسی های صورت گرفته، در یک جمع بندی کلی از نتایج آزمونهای مکانیکی و بررسی ریز ساختاری مشاهده گردید نمونه آنیل شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد، بهترین نتایج (کمترین تغییرات خواص مکانیکی) را در حین جوشکاری تعمیراتی از خود نشان داده است، لذا دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد مناسب ترین دما جهت انجام عملیات آنیل انحلالی فولاد HP پیشنهاد گردید.

## واژه‌های کلیدی:

فولاد HP، جوش پذیری، جوشکاری تعمیری، کاربید، آنیل انحلالی، آزمون کشش.

## ۱- مقدمه

این آلیاژها در نظر گرفته می شود. علاوه بر این، مقاومت به اکسیداسیون، خوردگی و کربوره شدن، عواملی هستند که با توجه به شرایط و محیط کاربرد این آلیاژها، می بایست آنها را

فولادهای مقاوم به حرارت ریختگی (نوع H) برای استفاده در دماهای بیش از ۶۵۰ درجه سانتی گراد طراحی شده اند. استحکام دمای بالا یکی از مهمترین عواملی است که در انتخاب

محیط قرار داده و از جنبه بررسی ریز ساختاری ناحیه HAZ و فلز جوش، نتایجی ارائه نموده است. از آنجا که قرار گرفتن مجدد این آلیاژها در سرویس صرفه جویی اقتصادی زیادی را برای صنایع پتروشیمی به همراه دارد، برای این منظور در تحقیق حاضر جهت دستیابی به راهکاری مناسب در خصوص افزایش جوش پذیری این آلیاژها به بررسی تاثیر دماهای مختلف عملیات حرارتی آنیل انحلالی بر جوش پذیری تعمیری فولاد مقاوم به حرارت HP پرداخته شد.

## ۲- روش تحقیق

در تحقیق حاضر از آلیاژ مقاوم به حرارت ریختگی Cr-25 (HP) 35Ni-Nb اصلاح شده با نیوبیم با کد استاندارد (1.4852) DIN با ترکیب شیمیایی و خواص مکانیکی ذکر شده در جدول (۱) در حالت پیر شده استفاده گردید. جهت دستیابی به نوع و ترکیب شیمیایی دقیق کاربدها در نمونه ریختگی و پیر شده از میکروسکوپ الکترونی روشی (SEM) مدل (VEGA\TESCAN) مجهز به سیستم آنالیز نقطه ای (EDS) و دکتور الکترون های برگشتی، با ولتاژ ۱۵ KV استفاده گردید.

جدول (۱): ترکیب شیمیایی (wt%) و خواص مکانیکی فولاد HP [۸].

C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	Fe
۰/۴۵	۱/۵	۱	۲۵	۳۵	۱/۵	باقیمانده
Elongation in 2in. %			استحکام تسلیم		استحکام کششی	
			(Mpa)		(Mpa)	
۴/۵			۲۳۵		۴۳۰	

در ادامه تعداد ده عدد کویل بطول ۳۰ سانتیمتر و ضخامت ۱۱ میلیمتر در شرایط پیر شده (کارکرد حدود ۳۰۰۰۰ ساعت) تهیه و مطابق جدول ۲ تحت عملیات حرارتی آنیل انحلالی در کوره قرار گرفتند، دلیل انتخاب این دماها مقایسه تاثیر عملیات آنیل انحلالی بر ساختار میکروسکوپی و خواص مکانیکی نمونه های آنیل شده بر اساس دماهای انتخاب شده توسط دیاگرامهای فازی

در نظر گرفت. آلیاژهای مقاوم به حرارت ریختگی کاربرد زیادی در ساخت لوله های کراکینگ کوره ها دارند [۱]. ریز ساختار آلیاژ HP در شرایط ریختگی به صورت یک زمینه کاملاً آستنیتی می باشد که شبکه پیوسته ای از کاربدهای اولیه NbC،  $M_{23}C_6$  و  $MC_6$  با مورفولوژی یونکتیکی ظریف در آن قرار گرفته است و در شرایط پیر شده ریز ساختار شامل کاربید  $M_{23}C_6$  و ترکیب بین فلزی G می باشد [۲]. آلیاژهای HP در شرایط ریختگی دارای انعطاف پذیری و جوش پذیری نسبتاً خوبی هستند و حساسیت کمی به ترکهای انجمادی دارند اما در اثر سرویس دهی در دمای بالای ۱۰۵۰ درجه سانتی گراد، کاربدهای غنی از کروم به تدریج در ریزساختار آنها تشکیل می گردد که مورفولوژی بلوکی درشت و زاویه دار دارند، در نتیجه انعطاف پذیری این آلیاژها به شدت کاهش یافته و جوشکاری تعمیری در شرایط پیر شده و قرار دادن مجدد آنها در سرویس با ریسک بالایی همراه می باشد [۲-۳]. در زمینه تاثیر عملیات آنیل انحلالی بر بازیابی خواص و جوش پذیری این خانواده از فولادها تحقیقات مختلفی صورت پذیرفته است، تحقیقات دهملایی و همکاران [۴-۵] در مورد اتصال غیر مشابه آلیاژ مقاوم به حرارت HP به اینکولوی ۸۰۰ نشان داد که با انجام عملیات حرارتی آنیل انحلالی کامل روی آلیاژ HP که به طور مصنوعی پیر شده است میتوان از تشکیل ترک های ذوبی در منطقه متاثر از حرارت جلوگیری کرد، همچنین مصطفایی و همکاران [۶] در تحقیقات خود، تاثیر زمانهای مختلف عملیات آنیل بر بازیابی خواص مکانیکی و جوش پذیری را بررسی نمودند، همچنین هاسگاو [۷] در تحقیقی به بررسی جوش تعمیری آلیاژ HP اصلاح شده بعد از یک دوره کاری طولانی و پیر شده پرداخت و نشان داد می توان با انجام عملیات آنیل انحلالی به بازیابی خواص مکانیکی و جوش پذیری کمک نمود اما طی مراحل تحقیق، شرایط سرویس کاری دما بالا و تاثیر خواص مکانیکی را بر فلز جوش و ناحیه HAZ را بررسی نموده است، همچنین بررسی های خود را بر اساس تاثیر خواص عملیات آنیل انحلالی بر خواص مکانیکی فلز پایه در دمای

ارائه شده است.

جدول (۴): ترکیب شیمیایی فلز پرکننده ER2535 (wt%)

C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	Ti	Zr	Fe
۰/۴	۱	۱/۵	۲۶	۳۶	۱	۰	۰	باقی مانده

پس از جوشکاری، بر روی تمامی سر جوشها بر اساس استاندارد ASME - SecV آزمونهای مایعات نافذ و رادیوگرافی صنعتی انجام شد. جهت متالوگرافی نمونه ریختگی و پیر شده، نمونه هایی با ابعاد  $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$  و از نمونه های جوشکاری شده نمونه هایی با ابعاد  $35 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$  به گونه ای تهیه گردید که شامل نواحی فلز جوش، متاثر از حرارت جوشکاری و فلز پایه باشند. آماده سازی نمونه های ریختگی و پیر شده توسط سنباده کاری از ۱۰۰ تا ۲۵۰۰ و پولیش و حکاکی توسط محلول ماربل و برای نمونه های آنیل و جوشکاری شده به روش سنباده کاری و الکتروپولیش و حکاکی توسط اسید اکزالیک ۱۰٪ با ولتاژ ۳ ولت و به مدت ۲۰ ثانیه انجام، سپس ریز ساختار نمونه ها به کمک یک دستگاه میکروسکوپ نوری مارک Canon مدل PMG3 مجهز به سیستم آنالیز تصویری بررسی شد، آزمون سختی سنجی ماکرو به روش برینل و بر اساس استاندارد ASTM E10-08 بوسیله دستگاه سختی سنج پرتابل Proce مدل EQUOTIP2 در سه ناحیه فلز پایه، ناحیه متاثر از حرارت جوشکاری و ناحیه جوش و برای هر ناحیه سه نقطه اندازه گیری گردید و میانگین مقادیر اندازه گیری شده به عنوان معیار سختی در نظر گرفته شد. از هر نمونه جوشکاری شده دو نمونه آزمون کشش مطابق استاندارد ASTM-E8 تهیه و آزمون کشش داغ با دو نرخ کرنش متفاوت ۲ mm/min و ۱/۳ (جهت بررسی و مقایسه رفتار نمونه ها تحت کرنش های متفاوت) در دمای ۹۵۰ درجه سانتی گراد معادل دمای کارکرد کویلها، بر روی نمونه ها انجام شد. در انتها جهت بررسی دقیق تر و دستیابی به نوع و ترکیب استوکیومتری کاربیدهای موجود در نمونه ای که کمترین تغییرات خواص مکانیکی را طی آزمون ها از خود نشان

و مراجع با یک نمونه پیرشده و همچنین نمونه ای آنیل شده در محدوده دمایی پایین تر از دماهای بدست آمده از دیاگرامهای فازی می باشد، لازم به ذکر است نرخ گرم شدن و دماهای آنیل انحلالی براساس ترکیب شیمیایی و دیاگرام فازی انتخاب گردیدند [۹-۱۰]. در جدول ۲ شرایط انجام عملیات آنیل ارائه شده است.

جدول (۲): شرایط عملیات حرارتی آنیل

زمان نگهداری (hr)	دمای عملیات آنیل (°C)	شماره نمونه
-	بدون عملیات آنیل	۱
۱/۵	۹۰۰	۲
۱/۵	۱۱۰۰	۳
۱/۵	۱۱۵۰	۴
۱/۵	۱۲۰۰	۵

بعد از انجام عملیات آنیل، نمونه ها مطابق شرایط ذکر شده در جدول شماره (۳) جوشکاری شدند.

جدول (۳): شرایط عملیات جوشکاری

شکل و زاویه پخ	جنافی دوطرفه با زاویه ۷۵ درجه
روش جوشکاری	GTAW
فلز پرکننده	ER2535
قطبیت	الکتروود منفی (DCEN)
جریان	۷۰-۱۰۰ آمپر
حرارت ورودی (kJ/mm)	۰/۸-۱/۱
سرعت جوشکاری (mm/s)	۱/۳ پاس اول- ۱/۱ سایر پاس ها
سایز فلز پرکننده (mm)	۲/۴-۳/۲
حالت جوشکاری	جوش افقی
گاز محافظ	آرگون خالص صنعتی
تعداد پاس ها	۱۰ پاس

در جدول شماره ۴ ترکیب شیمیایی فلز پرکننده (ER-2535)

پس از عملیات جوشکاری بیانگر وجود ترک در ناحیه متأثر از حرارت جوشکاری (HAZ) نمونه آئیل نشده بود (شکل ۱) اما در سایر نمونه های جوشکاری شده پس از عملیات آئیل، عیوب ترک مشاهده نشد.

داده بود، از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مجهز به سیستم آنالیز نقطه ای (EDS) مجهز به دکتور الکترون های برگشتی، با ولتاژ ۱۵ KV استفاده گردید.

### ۳- نتایج و بحث

نتایج آزمون های مایعات نافذ و رادیوگرافی بر روی سرجوشها

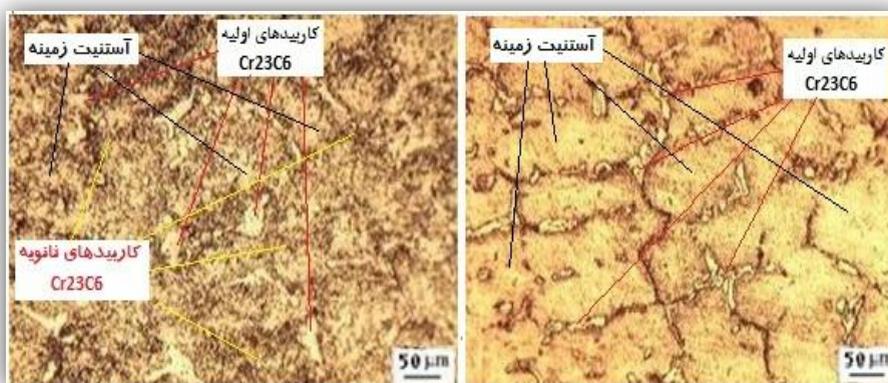


شکل (۱): ترک ایجاد شده در ناحیه متأثر از حرارت جوشکاری نمونه آئیل نشده

فاز آستنیتی زمینه مشهود می باشد. همانگونه که در مطالعات شینوزاکی نیز مطرح شده است [۱۱] و در شکل ۲-ب نمایان است، ذرات ریز کاربیدی که بصورت گسترده در فاز زمینه پخش شده اند، کاربید  $Cr_{23}C_6$  می باشند که در زمینه آستنیت رسوب کرده اند.

#### ۳-۱- بررسی ریزساختار نمونه های ریختگی و پیرشده

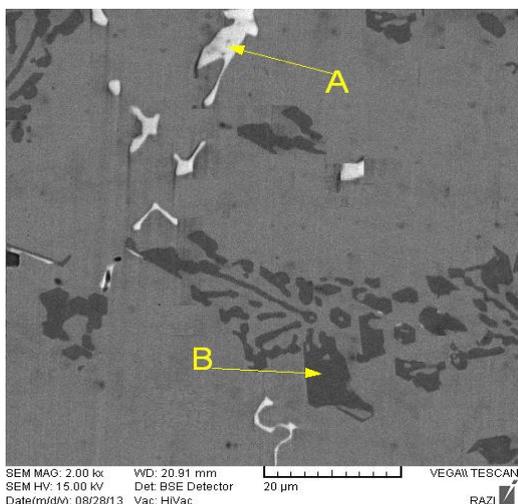
شکل ۲-الف، ریزساختار میکروسکوپی نمونه ریختگی و شکل ۲-ب، ریزساختار میکروسکوپی نمونه پیرشده را نشان می دهند، تصویر میکروسکوپی نمونه ریختگی بیانگر فاز آستنیتی زمینه به همراه کاربیدهای یوتکتیکی ظریف در مرز دانه ها می باشد که در نمونه کار کرده تشکیل حجم زیادی از کاربیدهای ثانویه در



(ب)

(الف)

شکل (۲): تصاویر میکروسکوپی نوری (الف): نمونه ریختگی، (ب): نمونه کار کرده



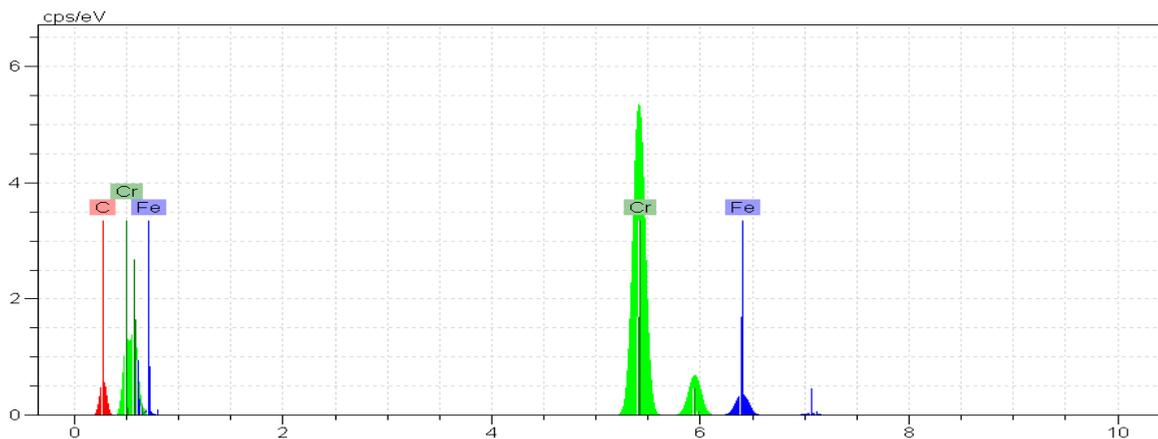
Spectra: new-zone A

Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Carbon	K series	4.29	4.38	24.62
Titanium	K series	4.82	4.92	6.95
Chromium	K series	2.82	2.88	3.74
Nickel	K series	1.87	1.91	2.20
Niobium	L series	84.15	85.92	62.50
Total:		97.9 %		

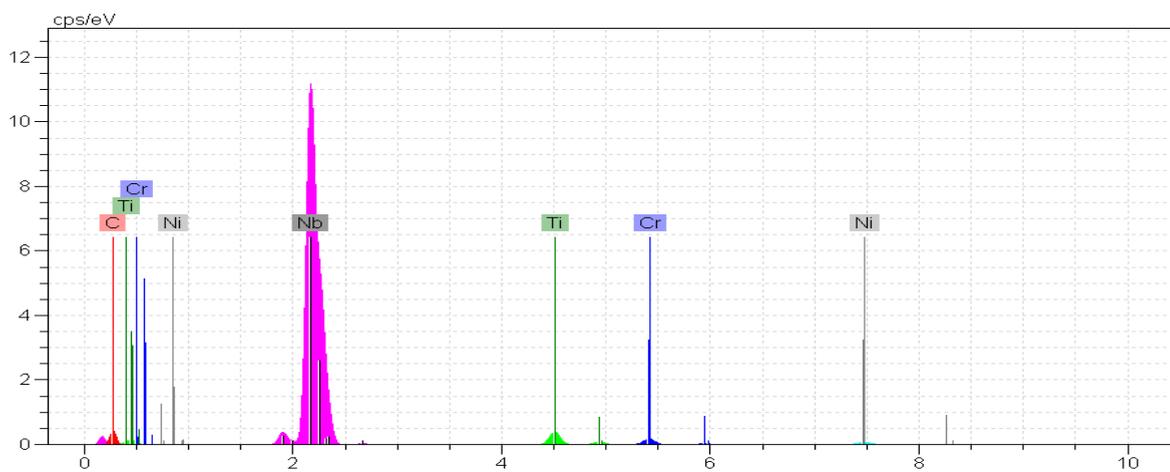
Spectra: new-zone B

Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Carbon	K series	3.97	4.32	16.43
Chromium	K series	79.56	86.50	76.06
Iron	K series	8.45	9.18	7.52
Total:		92.0 %		

(الف)

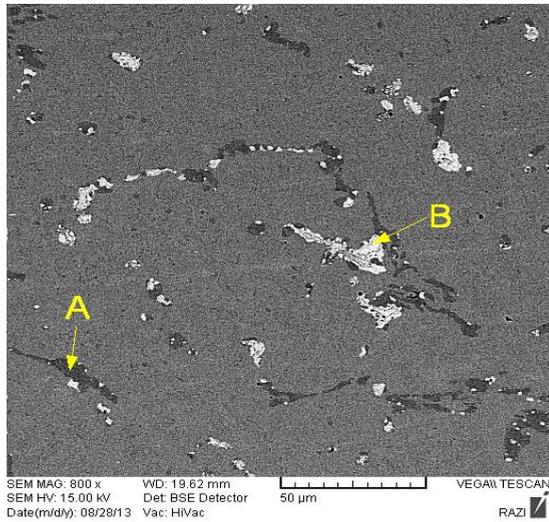


(ب)



(ج)

شکل (۳): ریز ساختار و فازهای موجود در فولاد HP-Nb ریختگی، (الف): تصویر SEM الکترونیهای برگشتی به همراه نتایج آنالیز EDS فازهای A و B (ب): کاربید کروم، (ج): کاربید نیوبیم



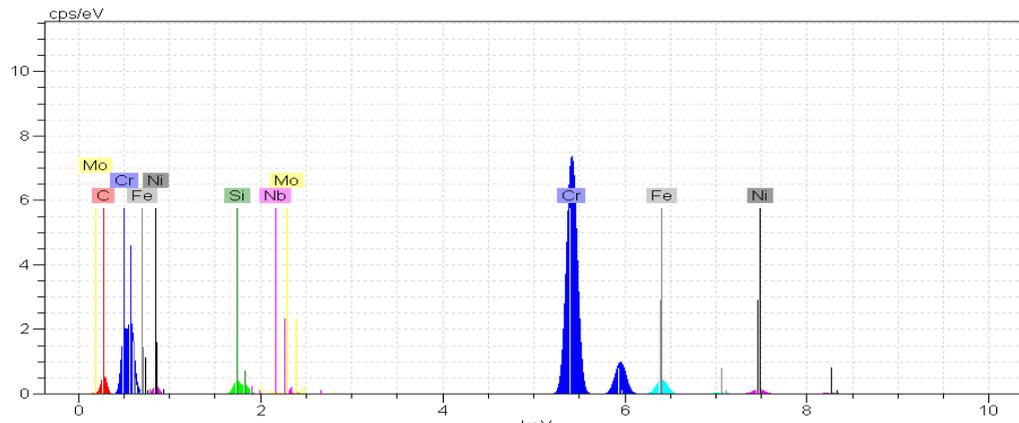
Spectra: used sample-Zone A

Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Carbon	K series	2.56	2.66	10.58
Silicon	K series	1.48	1.53	2.60
Chromium	K series	80.48	83.61	76.70
Iron	K series	7.46	7.75	6.62
Nickel	K series	3.88	4.04	3.28
Niobium	L series	0.24	0.25	0.13
Molybdenum	L series	0.15	0.15	0.08
<b>Total:</b>		<b>96.3 %</b>		

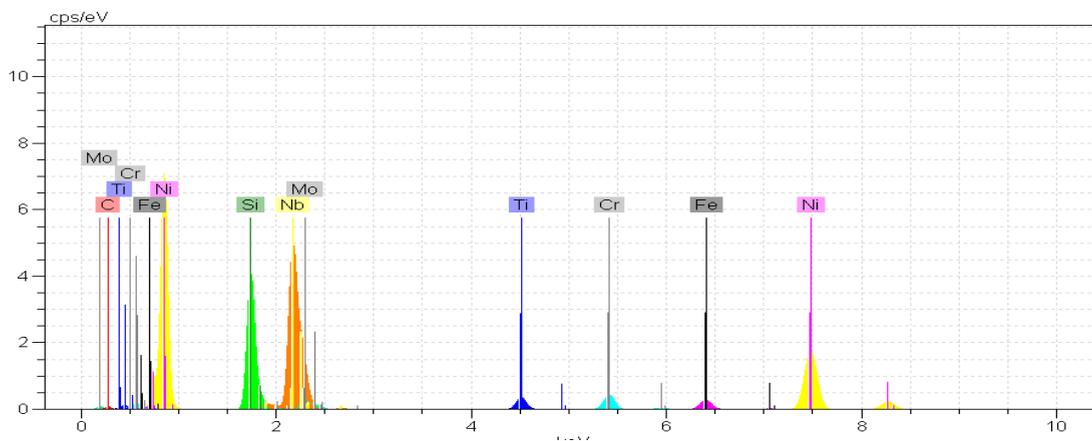
Spectra: used sample-Zone B

Element	Series	unn. C [wt.-%]	norm. C [wt.-%]	Atom. C [at.-%]
Carbon	K series	0.43	0.44	2.12
Silicon	K series	10.60	11.06	22.56
Titanium	K series	2.13	2.23	2.66
Chromium	K series	3.85	4.02	4.43
Iron	K series	3.43	3.58	3.67
Nickel	K series	42.80	44.66	43.60
Niobium	L series	30.74	32.08	19.79
Molybdenum	L series	1.86	1.94	1.16
<b>Total:</b>		<b>95.8 %</b>		

(الف)



(ب)



(ج)

شکل (۴): ریز ساختار و فازهای موجود در فولاد HP-Nb پیرشده، (الف): تصویر SEM الکترونیهای برگشتی به همراه نتایج آنالیز EDS فازهای A و B، (ب): کاربرد کروم، (ج): فاز بین فلزی G

برای رسوب کاربیدهای ثانویه در زمینه فراهم می‌شود [۱۳]. نتایج بررسی تصاویر میکروسکوپی بوسیله نرم افزار آنالیز تصویری Clemex جهت محاسبه کسر حجمی کاربیدهای موجود در نمونه های ریختگی و پیرشده، در جدول ۵ ارائه شده است.

جدول (۵): کسر حجمی کاربیدها در نمونه های ریختگی و کارکرده

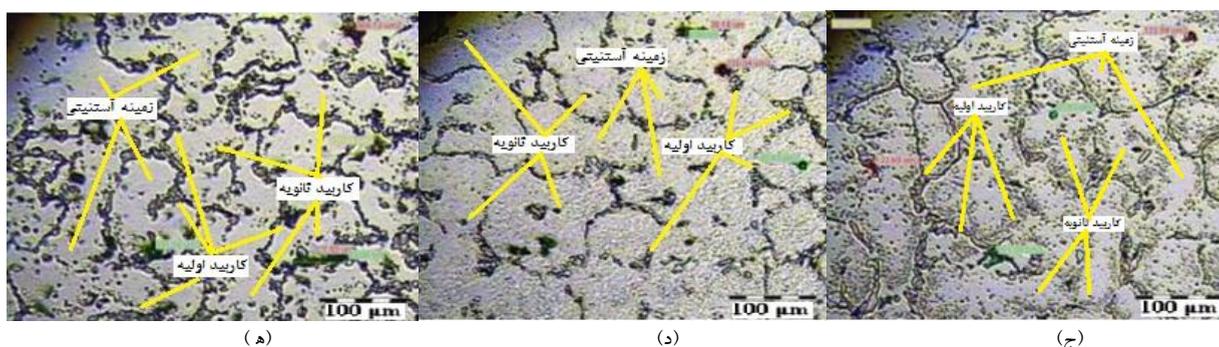
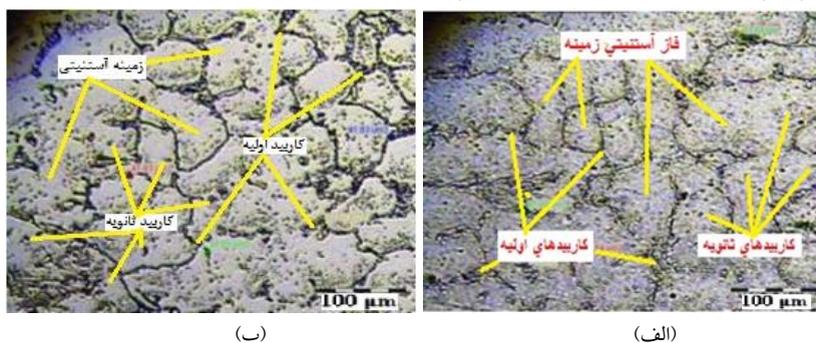
نمونه	کسر حجمی کاربیدهای اولیه	کسر حجمی فاز آستنیتی زمینه
نمونه ریختگی	۹	۹۱
نمونه پیرشده	۲۹	۷۱

### ۳-۲- بررسی ریز ساختار فلز پایه و ناحیه HAZ

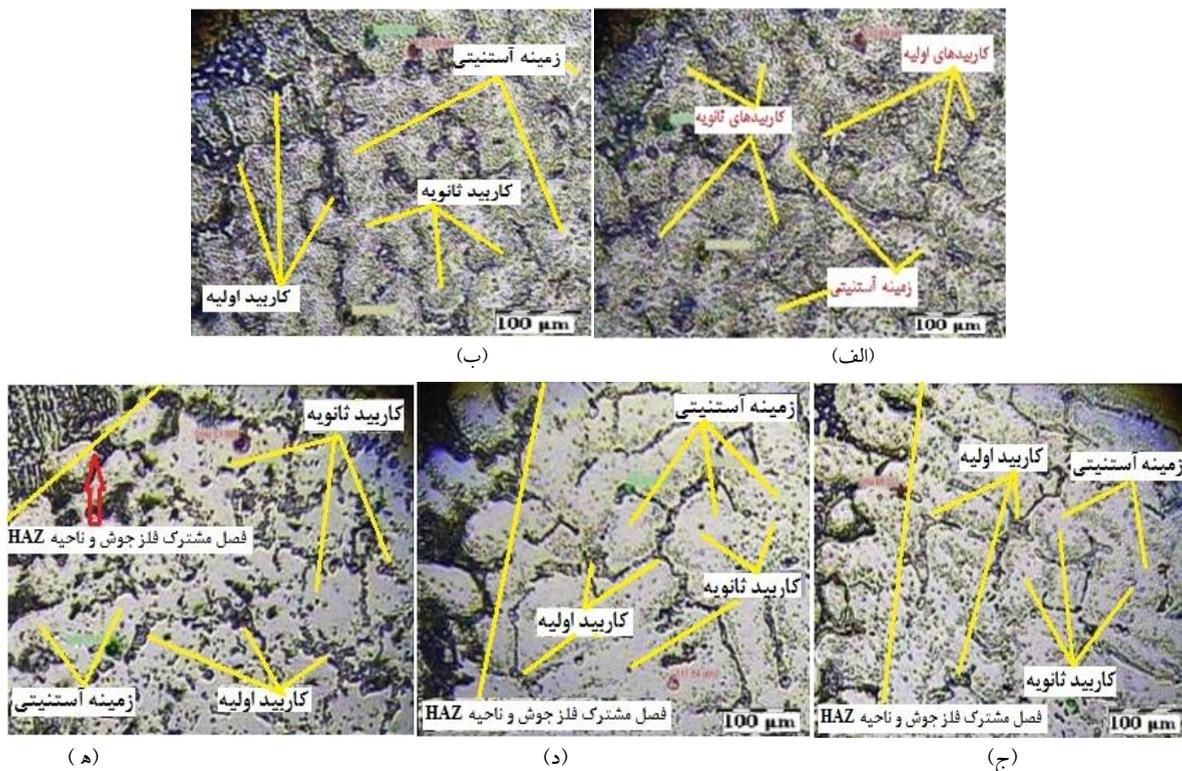
ساختار میکروسکوپی فلز پایه و ناحیه HAZ برای نمونه های آنیل نشده و آنیل شده در دماهای ۹۰۰، ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد در شکل‌های (۵- الف تا ه) و (۶- الف تا ه) ارائه شده است.

شکل ۳ و ۴ به ترتیب نتایج آنالیز SEM به همراه آنالیز نقطه ای EDS نمونه های ریختگی و کارکرده را نشان می‌دهند. با توجه به شکل ۳ مشخص است نواحی روشن (A) کاربید نیومیم (NbC) و ناحیه تیره رنگ (B) کاربید کروم با ترکیب  $Cr_{23}C_6$  می‌باشند. همچنین با توجه به شکل ۴ ناحیه (A) بیانگر کاربید کروم  $Cr_{23}C_6$  و ناحیه روشن مشخص شده توسط حرف (B) بیانگر حضور فاز بین فلزی G با ترکیب استوکیومتری  $Ni_{16}Nb_6Si_7$  می‌باشند. از آنجا که کربن مازاد بر حلالیت در آستنیت در دمای کاری (حدود دمای ۹۵۰ درجه سانتی گراد) فعال بوده و از سرعت بالایی برخوردار است و برای حضور آن در مرزخانه ها هیچ محدودیتی وجود ندارد [۱۲]، لذا کروم در مرزخانه ها به صورت کاربید کروم ظاهر می‌شود [۱۳].

هنگام انجماد فولادهای مقاوم به حرارت ریختگی، مقداری از کربن در کاربیدهای یوتکتیکی ظاهر می‌شود و بقیه آن بصورت فوق اشباع در زمینه آستنیتی باقی می‌ماند [۲]. زمانی که این فولادها در سرویس تحت دمای بالا و زمان طولانی قرار می‌گیرند، کاربیدهای اولیه کم کم حل شده و شرایط سینتیکی لازم



شکل (۵): (الف): ریز ساختار فلز پایه نمونه آنیل نشده، (ب): ریز ساختار فلز پایه نمونه آنیل شده در دماهای ۹۰۰، (ج): نمونه آنیل شده در دماهای ۱۱۰۰، (د): نمونه آنیل شده در دماهای ۱۱۵۰، (ه): نمونه آنیل شده در دماهای ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد. نمونه ها الکترو پولیش شده و محلول حکاکی اسید اگزالیک ۱۰٪.



شکل (۶): (الف): ریز ساختار ناحیه HAZ نمونه آئیل نشده، (ب): ریز ساختار ناحیه HAZ نمونه آئیل شده در دماهای ۹۰۰، (ج): ریز ساختار ناحیه HAZ نمونه آئیل شده در دماهای ۱۱۰۰، (د): ریز ساختار ناحیه HAZ نمونه آئیل شده در دماهای ۱۱۵۰، (ه): ریز ساختار ناحیه HAZ نمونه آئیل شده در دماهای ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد. نمونه ها الکترو پولیش شده و محلول حکاکی اسید اگزالیک ۱۰٪

جدول ۶ جزئیات فازهای نمونه های مختلف را ارایه می دهد :

جدول (۶): (الف): میانگین کسر حجمی فاز آستنیتی زمینه ، ذرات کاربید کروم و کاربید نیوبیم در نمونه های مختلف، (ب): میانگین اندازه کاربیدهای کروم در

نواحی مختلف

نمونه	آئیل نشده	۹۰۰	۱۱۰۰	۱۱۵۰	۱۲۰۰
درصد فاز آستنیتی زمینه	۷۱	۷۴	۷۸	۸۰	۷۶
کسر حجمی Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	۲۰	۱۸	۱۴	۱۳	۱۶
کسر حجمی NbC (باقیمانده)	۹	۸	۸	۷	۸

(الف)

نمونه ها نواحی بررسی	نمونه آئیل نشده	نمونه ۹۰۰	نمونه ۱۱۰۰	نمونه ۱۱۵۰	نمونه ۱۲۰۰
قطر (μm)					
ناحیه HAZ	۱۰/۷۴	۱۲/۲۱	۷/۰۵	۶/۶۶	۹/۵۲
فلز پایه	۴/۸۵	۹/۲۳	۷/۱	۴/۳۷	۱۰/۵۶
فلز جوش	۷/۶۳	۷/۵۹	۳/۶۵	۸/۶۶	۷/۸۹

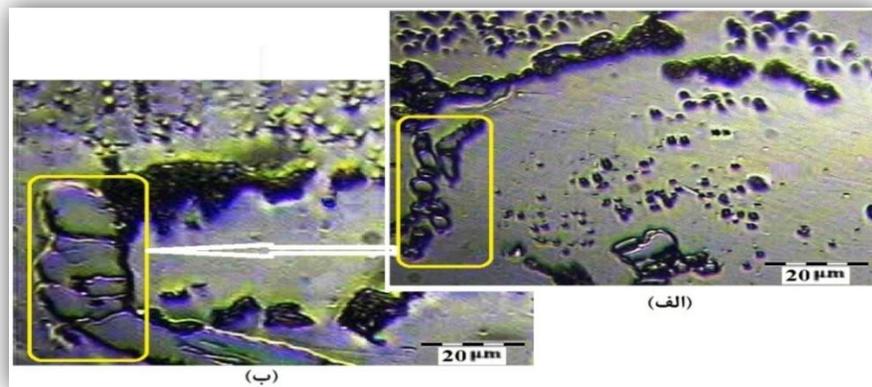
(ب)

همچنین میانگین اندازه کاربید نیویم ۵۰-۵ نانومتر بدست آمد با توجه به شکل‌های ۵ و ۶ و جدول ۶، نتایج ذیل بدست آمد: با توجه به شکل‌های ۵ و ۶-ب، در نمونه آنیل شده در دمای ۹۰۰ درجه سانتی گراد، هر چند میانگین اندازه کاربیدها در ناحیه فلز پایه نسبت به نمونه پیر شده حدود ۹۷ درصد و در ناحیه HAZ حدود ۱۴ درصد افزایش را نشان می‌دهد اما تنها ۱۰ درصد کاهش در کسر حجمی کاربیدهای کروم در زمینه بیانگر عدم انحلال مناسب کاربیدها در این دما می‌باشد، در این نمونه زمینه آستینیتی شامل دانه‌های هم محور و فازهای کاربیدی به شکل دانه‌های کوچک هم محور و کشیده در مرز دانه‌های زمینه قرار دارند، با توجه به عدم انحلال کافی کاربیدها، می‌توان نتیجه گرفت این دما جهت عملیات آنیل انحلالی این فولادها مناسب و کافی نمی‌باشد. در تصاویر میکروسکوپی نمونه آنیل انحلالی شده در دمای ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد (شکل‌های ۵ و ۶-ج) مشاهده شد مرزهای دندریتی و برخی از رسوبات کاربیدهای ثانویه در فاز زمینه آستینیتی باقی مانده است، همچنین کاربیدهای کروم نسبت به نمونه پیر شده حدود ۳۰ درصد حلالیت را نشان می‌دهند و اندازه کاربیدهای کروم در ناحیه فلز پایه در مقایسه با نمونه آنیل شده در ۹۰۰ درجه سانتی گراد حدود ۲۳ درصد کاهش را نشان می‌دهند. از تصاویر (۵ و ۶-د) و جداول مربوط به نمونه آنیل شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد مشخص گردید حدود ۳۵ درصد از فازهای کاربید کروم ثانویه نسبت به نمونه پیر شده حل شده اند و میانگین اندازه کاربیدها نیز کاهش شدیدی را در حدود ۵۲ درصد و ۳۸ درصد به ترتیب نسبت به نمونه آنیل شده در ۹۰۰ و ۱۱۰۰ درجه سانتی گراد نشان می‌دهند و در انتها در شکل‌های (۵ و ۶-ه) مربوط به نمونه آنیل انحلالی شده در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد، مشاهده شد پدیده درشت شدن کاربیدها سبب افزایش حدود ۵۸ درصدی میانگین اندازه کاربیدها در ناحیه فلز پایه نسبت به نمونه آنیل شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد شده است، همچنین افزایش کسر حجمی زمینه اشغال شده توسط رسوبات کاربیدهای ثانویه در زمینه (حدود ۱۶ درصد) مشهود است. با توجه به نتایج

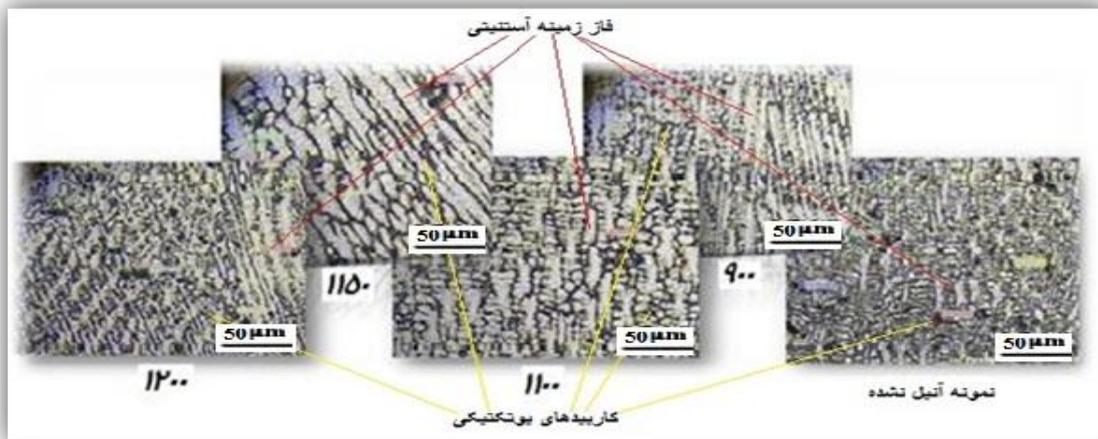
مشخص است با افزایش دما تا ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد، میانگین اندازه کاربیدها روند کاهشی را نشان می‌دهند و شکل هم محور و کروی کاربیدها غالب بوده اما در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد علاوه بر رشد اندازه میانگین کاربیدها شکل آنها نیز تغییر کرده و حضور کاربیدهای نامنظم و گوشه دار افزایش یافته است. نتایج بررسی فوق نشان می‌دهد که با افزایش دمای آنیل انحلالی تا ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد، کاربیدها در زمینه حل و به مرز دانه‌ها رسوب کرده اند، به نحوی که با افزایش دمای آنیل، اندازه کاربیدهای زمینه کاهش و اندازه کاربیدهای موجود در مرز دانه‌ها افزایش یافته اند. با توجه به تصاویر میکروسکوپی از نمونه ریختگی و پیر شده مشاهده شد کاربیدهای کروم بر اثر پیر شدن تمایل دارند تا به هم پیوسته، رشد کرده و بصورت کلوخه‌ای درآیند (شکل ۷)، دلیل کلوخه‌ای شدن و رشد یافتن کاربیدهای  $Cr_{23}C_6$  بر اثر ورود عنصر هیدروژن به درون شبکه اتمی آلیاژ HP در حین عملیات کراکینگ گاز متان درون تیوبها می‌باشد که منجر به افزایش نرخ نفوذ اتمی شده و در نهایت درشت شدن کاربیدهای غنی از کروم را به دنبال دارد [۱۴].

### ۳-۳- بررسی ناحیه فلز جوش

با توجه به جدول ۶، میانگین اندازه کاربیدها در ناحیه جوش تغییرات زیادی را نشان نمی‌دهند که با توجه به شرایط یکسان عملیات جوشکاری نمونه‌ها، دستیابی به ساختاری مشابه در ناحیه فلز جوش نمونه‌ها منطقی می‌باشد. در شکل ۸ ساختار فلز جوش نمونه آنیل نشده و نمونه‌های آنیل شده در دماهای مختلف نمایش داده شده است.



شکل (۷): تصویر میکروسکوپی نوری نمایش به هم پیوستن و کلوخه ای شدن کاربیدهای کروم بر اثر پیر شدن، (الف): نمونه ریختگی، (ب): نمونه پیر شده



شکل (۸): نمایش ساختار فلز جوش در نمونه آئیل نشده و آئیل شده در دماهای ۹۰۰، ۱۱۰۰، ۱۱۵۰ و ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد

### ۳-۴- نتایج آزمون سختی سنجی

نتایج حاصل از سختی سنجی در جدول ۷ ارائه شده است. با توجه به نتایج مشخص گردید با افزایش دمای آئیل انحلالی از ۹۰۰ درجه سانتی گراد تا ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد، سختی نواحی فلز جوش، متاثر از حرارت جوشکاری و فلز پایه، روندی کاهشی را نسبت به نمونه آئیل نشده (پیر شده) نشان می دهند که این کاهش سختی موجب افزایش انعطاف پذیری و داکتیلیته در نمونه های آئیل شده می گردد و دلیل آن حل شدن کاربیدهای ریز ثانویه موجود در زمینه می باشد، مطابق نتایج حاصل از آزمون سختی سنجی مشاهده گردید هرچند روند تغییرات سختی نمونه ها در سه ناحیه فلز جوش، متاثر از حرارت جوشکاری و فلز پایه از دمای آئیل ۹۰۰ تا ۱۱۵۰ درجه سانتی

گراد به صورت کاهشی می باشد اما با افزایش دمای عملیات آئیل و عبور از دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد و آئیل در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد، روند کاهش سختی تغییر کرده و حدود ۴ برینل افزایش را نشان می دهد، افزایش اندک سختی مشاهده شده در نمونه آئیل شده در ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد نسبت به نمونه آئیل شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد، ناشی از درشت شدن ذرات کاربید ثانویه در فاز زمینه می باشد [۱۵-۱۶]. با توجه به شکل های ۵ و ۶ و جدول ۶، بررسی ریز ساختار میکروسکوپی نمونه های آئیل شده، افزایش میانگین اندازه کاربیدها در نمونه آئیل شده در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی گراد نسبت به نمونه آئیل شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد را تایید می نماید.

جدول (۷): نتایج آزمون سختی سنجی برینل

فلز پایه	ناحیه متأثر از حرارت	فلز جوش	سختی HB
۱۸۹	----	----	نمونه ریختگی
۲۲۰	۲۰۸	۲۱۴	نمونه آنیل نشده
۲۱۷	۱۹۸	۲۱۰	نمونه C ۹۰۰°
۲۱۴	۱۹۴	۲۰۹	نمونه C ۱۱۰۰°
۲۱۰	۱۸۹	۲۰۸	نمونه C ۱۱۵۰°
۲۱۸	۱۹۱	۲۱۲	نمونه C ۱۲۰۰°

و برای نمونه دوم ۰/۸، ۳/۱، ۴/۶ و ۵/۲ درصد افزایش را نشان می‌دهند، با توجه به جدول ۸ نتیجه می‌شود، با افزایش دمای عملیات آنیل، ازدیاد طول نسبی نمونه‌ها از دمای ۹۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد یک روال افزایشی را نشان می‌دهند که بیانگر افزایش انعطاف نمونه‌ها بوده و با نتایج آزمون سختی سنجی (کاهش سختی را با افزایش دمای آنیل نشان دادند) نیز مطابقت دارد، افزایش انعطاف پذیری نمونه‌ها با افزایش دمای آنیل به دلیل تغییر مورفولوژی کاربیدها از زاویه دار به گرد در خلال عملیات آنیل انحلالی جزئی می‌باشد، زیرا اصولاً فازهای ثانویه با مورفولوژی نوک تیز و زاویه دار محل‌های مناسبی برای اشاعه ترک و افت انعطاف پذیری می‌باشند [۶ و ۱۷]، نکته قابل توجه نتایج به دست آمده با افزایش دمای عملیات آنیل از ۱۱۵۰ تا ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌باشد که با توجه به نتایج آزمون کشش، به واسطه انجام عملیات آنیل در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتی‌گراد هرچند روال افزایش طول ادامه می‌یابد اما در هر دو نرخ کرنش، اندکی افزایش در استحکام کششی مشاهده گردید که نشان دهنده افزایش نسبی استحکام به واسطه افزایش دمای آنیل به بالاتر از دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی‌گراد می‌باشد و دلیل آن نیز درشت شدن کاربیدهای ثانویه باقیمانده در فاز زمینه و افزایش کسر حجمی اشغال شده توسط کاربیدهای ثانویه می‌باشد [۱۵]، همچنین تأثیر این مورد در نتایج آزمون سختی نیز مشاهده شد. نتایج بررسی‌های صورت گرفته توسط آزمونهای

### ۳-۵- آزمون کشش داغ

نتایج آزمون کشش داغ نمونه‌ها در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد در جدول ۸ ارائه شده است. نتایج نشان می‌دهند با افزایش دمای آنیل روند ازدیاد طول نسبی و میزان کرنش نمونه‌ها افزایش می‌یابد که دلیل این امر تغییر مورفولوژی کاربیدها از زاویه دار به گرد می‌باشد [۶]. همچنین تمامی نمونه‌ها از ناحیه متأثر از حرارت جوشکاری دچار شکست گردیدند، از آنجا که مطابق نتایج آزمون سختی، بین نواحی فلز جوش، ناحیه متأثر از حرارت جوشکاری و فلز پایه، پایین‌ترین میزان سختی مربوط به ناحیه متأثر از حرارت جوشکاری می‌باشد، لذا شکست نمونه‌ها از این ناحیه منطقی و قابل پیش‌بینی می‌باشد.

جدول (۸): نتایج آزمون کشش داغ در دمای ۹۵۰ درجه سانتی‌گراد

نمونه دوم		نمونه اول		دمای آنیل (°C)
ازدیاد طول نسبی	استحکام کششی (N/mm <sup>2</sup> )	ازدیاد طول نسبی	استحکام کششی (N/mm <sup>2</sup> )	
۱۸/۳	۱۴۹/۵	۱۲/۱	۱۵۸/۵	آنیل نشده
۱۹/۱	۱۴۵/۷	۱۶/۳	۱۳۵/۷	۹۰۰
۲۱/۴	۱۳۱/۵	۱۸	۱۳۰/۵	۱۱۰۰
۲۲/۹	۱۱۴/۵	۱۹/۵	۱۲۱/۶	۱۱۵۰
۲۳/۵	۱۳۰/۴	۲۱	۱۳۱/۵	۱۲۰۰

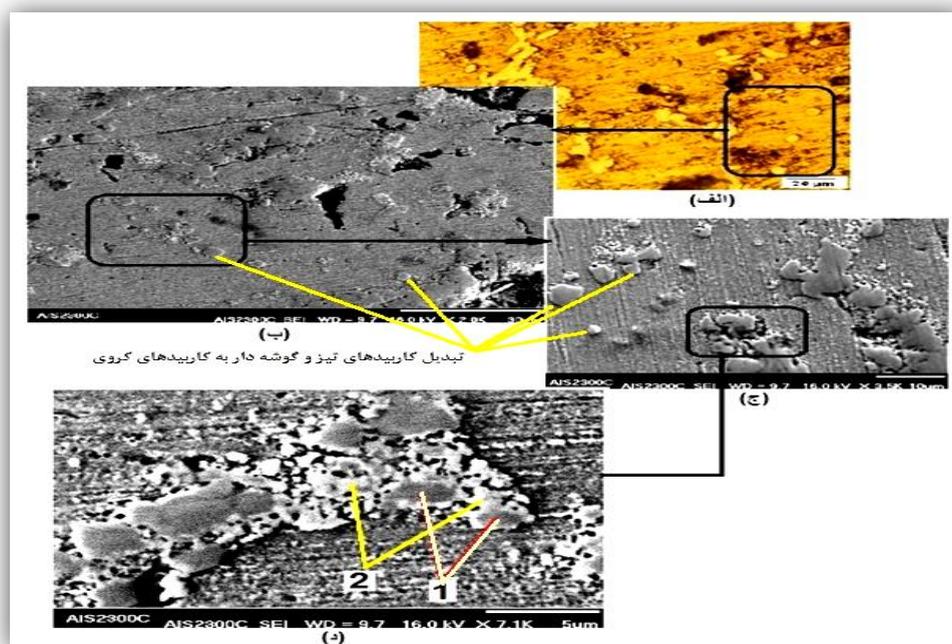
با توجه به نتایج، ازدیاد طول نسبی نمونه‌های آنیل شده نسبت به نمونه آنیل نشده برای مرحله اول به ترتیب ۴.۲، ۵/۹، ۷/۴ و ۸/۹

گردد، پس از آنیل یکسری ذرات رسوبی مشاهده گردید که با اعداد ۱ و ۲ نمایش داده شده اند. نتایج بررسی آنالیز EDS نقاط ۱ و ۲ در شکل ۱۰ ارائه شده است، با توجه به نتایج مشخص گردید نواحی تیره تر غنی از عناصر کروم و کربن بوده و بیانگر وجود کاربید کروم ( $Cr_{23}C_6$ ) می باشد و مناطق روشن تر غنی از عناصر نیکل و نیویم و شامل سیلیسیم بوده و با استفاده از درصد اتمی عناصر، ترکیب استوکیومتری ( $Ni_{16}Nb_6Si_7$ ) بدست آمد که مشابه فاز بین فلزی G بدست آمده در بخش اول می باشد، همچنین حضور پراکنده کاربیدهای ثانویه  $Cr_{23}C_6$  در فاز زمینه مشهود است و بیانگر این واقعیت است که در محدوده دمایی و زمان انجام شده عملیات آنیل، انحلال کامل کاربیدها در زمینه امکان پذیر نمی باشد و آنیل انحلالی جزئی اتفاق می افتد و تاثیرات آنیل انحلالی جزئی بر مورفولوژی و کاهش کسر حجمی و اندازه کاربیدها و فازهای ثانویه، عامل بازیابی خواص مکانیکی (افزایش انعطاف پذیری و کاهش استحکام کششی و سختی) و بالا بردن جوش پذیری نمونه های پیر شده می باشد [۱۸].

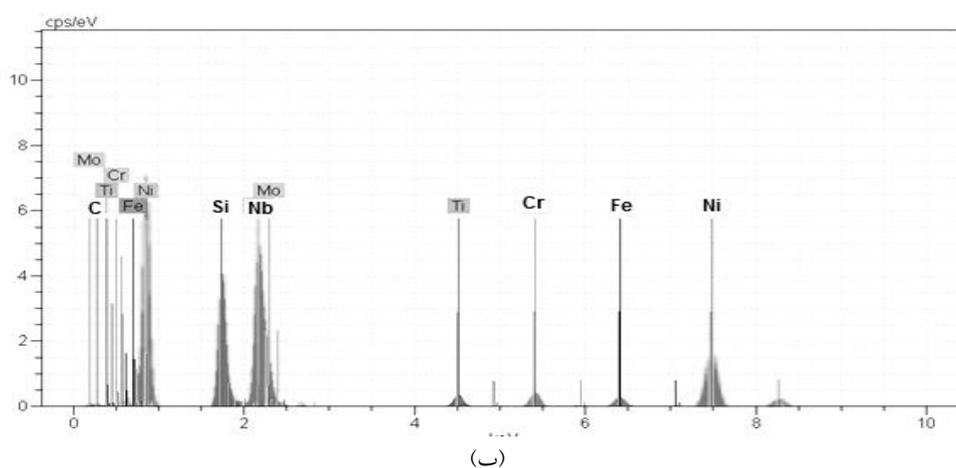
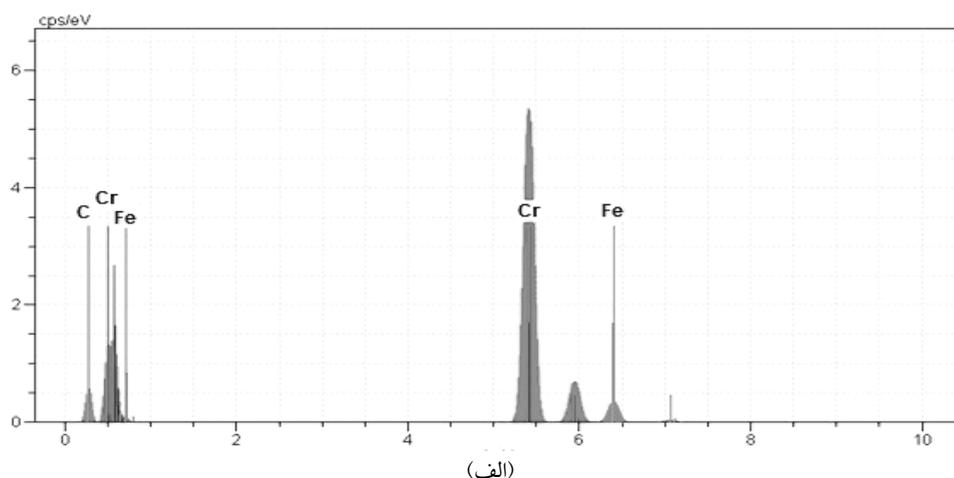
متالوگرافی و سختی سنجی و کشش داغ نشان می دهند، نمونه آنیل شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد بهترین تاثیر را در میزان انحلال کاربیدها، تغییرات مفید در مورفولوژی کاربیدهای موجود در زمینه و بازگشت انعطاف پذیری داشته است، لذا در ادامه نمونه مذکور بررسی می گردد.

### ۳-۶- بررسی ساختاری نمونه آنیل شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد

شکل ۹ ساختار میکروسکوپی ناحیه متأثر از حرارت جوشکاری نمونه آنیل انحلالی شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد را نشان می دهد. در شکل ۹- الف و ب، پراکندگی کاربیدها در فاز زمینه نمایان است که این پراکندگی کاربیدها بر اثر انحلال جزئی کاربیدها در خلال فرایند آنیل صورت گرفته است، با توجه به شکل ۹- ج، تبدیل کاربیدهای تیز و گوشه دار به کاربیدهای کروی به وضوح مشهود است که این تغییر در مورفولوژی عامل اصلی بازگشت داکتیلیته و انعطاف پذیری می باشد [۶]. با توجه به شکل ۹- د، در ناحیه متأثر از حرارت جوشکاری و فلز پایه نمونه آنیل شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی



شکل (۹): (الف): تصویر میکروسکوپی نوری ناحیه متأثر از حرارت نمونه آنیل شده در دمای ۱۱۵۰°C، (ب): تصاویر حاصل توسط الکترونهای برگشتی، (ج- د): تصاویر حاصل توسط الکترونهای ثانویه

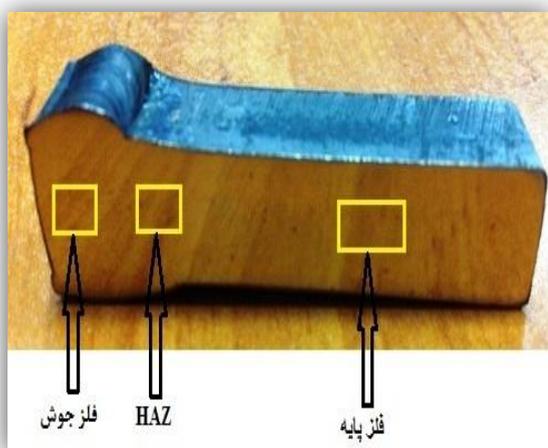


شکل (۱۰): نتایج آنالیز نقطه ای EDS فازهای ۱ و ۲ مربوط به شکل (۹-۹)

باشد [۱۹ و ۱۵].

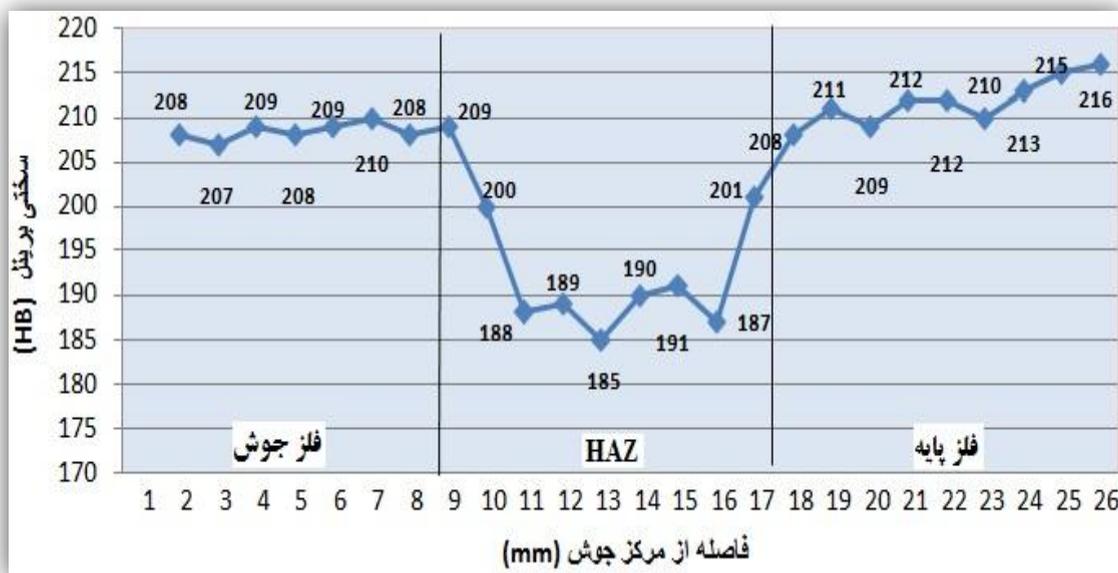
### ۳-۲- بررسی روند تغییرات سختی بر حسب فاصله از مرکز فلز جوش نمونه آنیل شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد

در شکل ۱۱ سطح مقطع و در شکل ۱۲ روند تغییرات سختی بر حسب فاصله از مرکز فلز جوش به سمت فلز پایه نمونه عملیات آنیل شده در دمای ۱۱۵۰ درجه سانتی گراد، نشان داده شده است. تفاوت مشاهده شده در سختی نواحی مختلف، ناشی از تفاوت در ساختار میکروسکوپی ایجاد شده در این مناطق به دلیل اختلاف در سرعت سرد شدن و نحوه انجماد آنها در حین عملیات جوشکاری می باشد، افت سختی مشاهده شده در منطقه مجاور جوش این فولادها بر اثر درشت شدن ریز ساختار و نیز ناشی از عملیات حرارتی اعمالی بواسطه عملیات جوشکاری می



شکل (۱۱): مقطع نمونه آماده شده جهت آزمون سختی سنجی خطی از مرکز

فلز جوش به سمت فلز پایه



شکل (۱۲): روند تغییرات سختی در مناطق مختلف نمونه آئیل شده در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  بعد از جوشکاری.

#### ۴- نتیجه گیری

در این تحقیق تاثیر دماهای مختلف آئیل بر جوش پذیری فولادهای HP پیر شده بررسی و نتایج زیر حاصل گردید:

۱- ریزساختار فولاد مقاوم به حرارت HP-Nb در حالت ریختگی شامل زمینه آستنیتی همراه با شبکه پیوسته ای از کاربیدهای اولیه  $\text{NbC}$  و  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  در مرزخانه ها می باشد و در نمونه پیر شده (پس از یک دوره طولانی سرویس دما بالا) بصورت زمینه آستنیتی و شبکه ای از کاربیدهای اولیه و ثانویه  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  تبدیل می گردد.

۲- در خلال فرایند پیر شدن، کاربیدهای نیوبیم (NbC) به فاز بین فلزی G با ترکیب استوکیومتری  $\text{Ni}_{16}\text{Nb}_6\text{Si}_7$  تبدیل می گردد.

۳- پس از یک دوره طولانی سرویس دهی در دمای بالا کاربیدهای کروم بر اثر پیر شدن تمایل دارند تا به هم پیوسته، رشد کرده و بصورت کلوخه ای در آیند.

۳- دلیل ایجاد ترک در ناحیه متأثر از حرارت جوشکاری فولاد پیر شده، افت شدید انعطاف پذیری بدلیل تشکیل کاربیدهای ثانویه و بواسطه آن افزایش شدید استحکام می باشد.

۴- بر اثر انجام عملیات آئیل انحلالی، کاربیدهای تیز و گوشه دار به کاربیدهای کرومی تبدیل می گردند که این تغییر در

مرفولوژی، عامل اصلی بازیابی داکتلیته و افزایش انعطاف پذیری آلیاژ پیر شده می باشد.

۵- ساختار فلز جوش در همه نمونه ها تقریباً یکسان و بصورت ساختار انجماد دندریتی می باشد، همچنین میانگین سایز کاربیدها در ناحیه جوش بدلیل شرایط یکسان جوشکاری، تغییرات اندکی را نشان می دهد.

۶- با افزایش دمای عملیات آئیل انحلالی، کاربیدها در زمینه حل و به مرزخانه ها رسوب می کنند، همچنین سایز کاربیدهای زمینه کاهش و سایز کاربیدهای موجود در مرزخانه ها افزایش می یابد. ۷- با افزایش دمای عملیات آئیل تا  $1150^{\circ}\text{C}$  درجه سانتی گراد، حداکثر استحکام کششی و سختی نمونه ها کاهش یافته و ازدیاد طول نسبی آنها افزایش می یابد اما در دمای بالاتر از  $1150^{\circ}\text{C}$  درجه سانتی گراد، کاهش استحکام کششی و افت سختی روند معکوسی را نشان می دهند.

۸- نتایج نشان دادند نمونه آئیل شده در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  درجه سانتی گراد، کمترین تغییرات را در خواص مکانیکی از خود نشان داده است، لذا مناسب ترین دما برای انجام عملیات آئیل نمونه های پیر شده فولاد HP، محدوده دمایی  $1170^{\circ}\text{C}$  -  $1130^{\circ}\text{C}$  می باشد.

2000.

## ۵- مراجع

- [1] K. Shinozaki, H. Kuroki, Y. Nakao, K. Nishimoto, M. Inui & M. Takashashi, "Deterioration of Weldability of Long-term Aged HP Heat-Resistant Cast Steel Containing Nb, Mo and W", *Welding Research Abroad*, Vol. 45, pp. 22-31, 1999.
- [2] A. R. Paul & K. N. G. Kaimal, "Migration of Carbon in Incoloy 800", *Metals Chemistry and Physics*, Vol. 53, pp. 189-194, 1998.
- [3] L. H. De. Almedia, A. F. Riberio & I. L. May, "Microstructural Characterization of Modified 25Cr-35Ni centrifugally cast steel furnace tubes", *Materials Characterization*, Vol. 49, pp. 219-29, 2003.
- [14] م. مصطفایی، م. شمعیان، ا. امینی، ح. پور محمود، "تأثیر دمای پیر شدن بر تحولات ساختاری فولاد مقاوم به حرارت HP-Nb"، سمپوزیوم فولاد، ۱۳۸۸.
- [15] م. شمعیان، ع. سعیدی، ا. اسدپور، "ارزیابی خواص متالورژیکی جوش فولاد مقاوم به حرارت 25Cr35Ni"، دومین همایش ملی عملیات حرارتی، ۱۳۸۵.
- [16] K. Hasegawa, "Repair Welding and Metallurgy of HP-Modified Alloy After Long Term Operation", 15.-1/5.2001, Ostrava, Czecc Kepptong, Metal 2001.
- [17] R. Dehmlaei, M. Shamanian & A. Kremanpur, "Effect of Solution Annealing on weldability of Aged Alloy 800/25Cr-Ni steel dissimilar welds", *Science and Technology of welding and joining*, Vol. 13, No. 6, pp. 515-523, 2008.
- [18] Schmidt + Clemens GmbH + Co. KG, "Typical Failure Mechanisms", *Metallurgical & Technical Developments*. 12<sup>th</sup> S + C Petrochemical Symposium, 2010.
- [19] F. Garralda & J. Huber, "Weld Repair Options for High Temperature Materials", Schmidt + Clemens GmbH, 2009.
- [1] م. شمعیان، ع. سعیدی، "تأثیر ساختار میکروسکوپی بر جوش پذیری فولاد ریختگی 25Cr-35Ni"، استقلال، سال ۲۴، شماره ۱، جلد دوم، شهریور ۱۳۸۴.
- [2] م. شمعیان، ر. دهملائی، "بررسی ریز ساختار فولاد HP در شرایط ریختگی و پیر شده"، دومین همایش ملی عملیات حرارتی، ۱۳۸۵.
- [3] S. Shi, "Repair weldability of heat-resistant stainless steel casting HP45Nb, HP50Nb and 20-32Nb alloys", Phd desertation, Welding and system engineering department, The Ohio State University, 2006.
- [4] R. Dehmlaei, M. Shamanian & A. Kremanpur, "Effect of Solution Annealing on Weldability of Aged Alloy 800/25Cr-Ni Steel Dissimilar Welds", *Science and Technology of welding and joining*, Vol. 13, No. 6, pp. 515-523, 2008.
- [5] R. Dehmlaei, M. Shamanian & A. Kermanpour, "Improving Weldability of Aged 25Cr-35Ni heat resistant steel /alloy 800 dissimilar weld", *Science and Technology of Welding and Joining*, Vol. 12, pp. 585-592, 2007.
- [6] م. مصطفایی، م. شمعیان، ح. پور محمود، س. م. زبرجد، "بازسازی و جوشکاری تعمیر لوله های رفورمر"، چهارمین همایش مشترک انجمن متالورژی و جامعه ریخته گری ایران، ۱۳۸۹.
- [7] K. Hasegawa, "Repair Welding and Metallurgy of HP-Modified Alloy After Long Term Operation", 15.-1/5.2001, Ostrava, Czecc Kepptong, Metal, 2001.
- [8] ASTM Standard, ASTM A297 / A297M - 14, *ASTM Book of Standards, Standard Specification for Steel Castings, Iron-Chromium and Iron-Chromium-Nickel, Heat Resistant, for General Application*, PA, 2002.
- [9] S. Lamp, *Casting Handbook of Stainless Steels and Nickel Alloys*, 2nd Ed, Inc, Canada, 2003.
- [10] Davis, J. R. *Nickel, Cobalt & their Alloy: ASM Specialty Handbook*, ASM International, USA,