

اثر دمای پیشگرم جوشکاری بر جوش پذیری چدن نشکن فریتی به روش GTAW

حامد ثابت^{۱*}، مهدی محمدی خواه^۲، نوید میرزامحمد^۳

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

۲- کارشناس ارشد، دانشگاه آزاد اسلامی، واحد کرج، باشگاه پژوهشگران جوان، کرج، ایران

۳- کارشناس، گروه پژوهشی مهندسی جوش، کرج، ایران

*h-sabet@kiaui.ac.ir

(تاریخ دریافت: ۹۱/۰۶/۱۳، تاریخ پذیرش: ۹۱/۰۶/۲۷)

چکیده

در پژوهش حاضر اثر دمای پیشگرم جوشکاری بر جوش پذیری چدن نشکن فریتی مورد بررسی قرار گرفته شده است. برای این منظور ابتدا صفحاتی از جنس چدن نشکن فریتی تهیه شدند و سپس با استفاده از فرآیند GTAW اتوماتیک از طریق تزریق سیم جوش ERNiCu-B تحت دماهای مختلف پیشگرم (۱۰۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی گراد) به صورت سر به سر جوشکاری گردیدند. سپس آزمون‌های آنالیز شیمیایی، متالوگرافی نوری، SEM، کشش، سختی و ضربه بر روی مناطق مختلف (فلز جوش و HAZ) انجام شد. بررسی‌های متالوگرافی ماکروسکوپی و آنالیز شیمیایی فلز جوش نمونه‌های مختلف نشان دادند که با افزایش دمای پیشگرم درصد امتزاج افزایش یافته و درصد وزنی عناصر آهن، سیلیسیم، منگنز و کربن در فلز جوش افزایش می‌یابند، در مقابل درصد وزنی عناصر نیکل و مس کاهش می‌یابند که در نتیجه آن سختی و استحکام کششی فلز جوش افزایش، درصد ازدیاد طول نسبی و انرژی ضربه آن کاهش می‌یابد. نتایج آزمون سختی منطقه خط ذوب نمونه‌های مختلف مشخص نمود که با افزایش دمای پیشگرم، سختی نواحی UMZ و PMZ کاهش می‌یابد. بررسی متالوگرافی نوری و SEM منطقه HAZ نمونه‌های مختلف مشخص نمود که با افزایش دمای پیشگرم، طول منطقه HAZ افزایش می‌یابد، هم‌چنین مشخص شد که با افزایش دمای پیشگرم، تغییراتی در اندازه گرافیت‌های کروی رخ داده و درصد فاز مارتزیت (اطراف گرافیت‌های کروی) کاهش می‌یابد که در نتیجه این تغییرات، مقدار سختی کاهش و انرژی ضربه منطقه HAZ افزایش می‌یابد. در مجموع مناسب‌ترین دمای پیشگرم برای جوشکاری چدن نشکن فریتی به روش GTAW، دمای ۴۰۰ درجه سانتی گراد تشخیص داده شد.

واژه‌های کلیدی:

چدن نشکن فریتی، GTAW، پیشگرم، فلز جوش، خط ذوب، HAZ.

۱- مقدمه

خستگی مناسب در این دسته از چدن‌ها شده است [۱-۲]. وجود کربن بالا در این چدن‌ها باعث ایجاد قابلیت ریخته‌گری خوب، انقباض کم و سیالیت زیاد در حین تولید قطعات ریخته‌گری شده و در مقابل باعث کاهش جوش پذیری و شکل پذیری آن‌ها

چدن‌های نشکن خانواده‌ای از چدن‌ها می‌باشند که شکل گرافیت در آن‌ها به صورت کروی است [۱]، همین کروی بودن گرافیت‌ها باعث ایجاد خواص منحصر به فردی از جمله استحکام کششی بالا، مقاومت به ضربه خوب و مقاومت به

دیگری اثر دمای پیشگرم و تعداد پاس‌های جوشکاری را بر ریزساختار و سختی منطقه HAZ چدن نشکن پرلیتی با استفاده از الکترودهای مختلف (ENi-CI, ENiFe-CI, ENiCu-B,) E308L-16, E7018 بررسی نمودند. نتایج آن‌ها مشخص نمود که حداقل دمای پیشگرم برای جلوگیری از تشکیل ترک در منطقه HAZ، ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌باشد و در این دمای پیشگرم با افزایش تعداد پاس‌های جوشکاری، سختی منطقه HAZ کاهش می‌یابد. Kiser [۱۰] و همکارانش در تحقیقی مشابه با تحقیق El Banna جوش پذیری چدن‌های نشکن پرلیتی - فریتی را با الکترودهای پایه نیکل (ENi-CI) بررسی نمودند. نتایج بررسی آن‌ها مشخص نمود که برای جوشکاری چدن‌های نشکن پرلیتی - فریتی با الکترو نیکل خالص نیاز به پیشگرم نیست، ولی پیشگرم کردن تا دمای ۱۰۰ درجه سانتی‌گراد احتمال تشکیل ترک در منطقه HAZ را در حین سرویس دهی کاهش می‌دهد. ثابت [۱۱] و همکارانش اثر نوع الکترو، دمای پیشگرم و پسگرم کردن را بر تغییرات ساختاری و سختی فلز جوش و منطقه HAZ چدن نشکن پرلیتی استحکام بالا (حاوی کروم - نیکل و مولیبدن) بررسی نمودند. نتایج این محققین مشخص نمود که حداقل سختی فلز جوش، مربوط به الکترو پایه نیکلی (ENi-CI) می‌باشد و با افزایش درصد وزنی آهن (کروم و مولیبدن) در فلز جوش، سختی افزایش می‌یابد. هم‌چنین آن‌ها مشخص نمودند که جوشکاری چدن‌های نشکن پرلیتی با الکترو E7018 با دمای پیشگرم ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد میسر است. نتایج آن‌ها همچنین مشخص نمود که بالاترین داکتیلیته و کمترین سختی در منطقه HAZ در اثر پسگرم در دمای ۶۸۰ درجه سانتی‌گراد حاصل می‌گردد. شمعیان [۱۲] و همکارانش جوش پذیری چدن نشکن پرلیتی - فریتی - کم آلیاژ (حاوی نیکل) را با استفاده از الکترودهای پایه نیکلی (ENi-CI) و آهنی (E7018) مورد بررسی قرار دادند. طبق بررسی آن‌ها، مناسب‌ترین حالت برای جوشکاری چدن‌های نشکن بدون عملیات پیشگرم، استفاده از آستر نیکلی (ENi-CI) و سپس پر

می‌گردد [۲]. چدن‌های نشکن عمدتاً برای اتصال و ساخت لوله‌ها، شفت‌ها و محورهای تحت خستگی نیازمند عملیات جوشکاری می‌باشند [۳]. ولی به علت جوش پذیری پایین، عملیات اتصال آن‌ها عمدتاً با مشکلاتی همچون تشکیل حفره (در فلز جوش)، ترک (در منطقه HAZ) و عدم دستیابی به خواص مکانیکی مناسب همراه است [۴-۵]. جوشکاری چدن‌های نشکن عمدتاً با فرآیندهای جوشکاری قوسی مانند SMAW، و شعله‌ای (اکسی استیلن) انجام می‌گردد، اکثر این فرآیندها حرارت ورودی بالایی را در فلز جوش و اطراف آن ایجاد می‌نمایند که منشا بسیاری از عیوب ذکر شده می‌باشند [۵]، لذا برای ایجاد اتصال مناسب از طریق جوشکاری، کاهش حرارت ورودی و پیشگرم کردن توصیه شده است [۶-۷]. در بین فرآیندهای جوشکاری قوسی، فرآیند GTAW دارای حرارت ورودی کمتری نسبت به سایر فرآیندها مانند SMAW می‌باشد، لذا از نظر حرارت ورودی فرآیند مناسب‌تری جهت اتصال قطعات چدنی می‌باشد [۲ و ۷]. از طرفی پیشگرم کردن با اثر گذاری بر سرعت خروج حرارت باعث کاهش سرعت سرد شدن فلز جوش (در حین و بعد از انجماد) و HAZ می‌شود که در نتیجه از تشکیل فازهای ناخواسته و ترد (مانند مارتنزیت) جلوگیری می‌نماید [۲-۷]. بدین ترتیب پیشگرم کردن با کنترل زمان انجماد مذاب حوضچه جوش و سرد شدن بعد از آن، ریزساختار و خواص مکانیکی فلز جوش و HAZ را تحت تاثیر قرار می‌دهد [۷]. بر این اساس استفاده از عملیات پیشگرم مورد توجه پژوهشگران گوناگون بوده است [۸-۱۵]. El Banna [۸] در تحقیقی اثر دمای پیشگرم جوشکاری قوس الکتریکی با الکترو دستی را بر ریزساختار و سختی منطقه HAZ چدن نشکن فریتی - پرلیتی آنیل شده مورد بررسی قرار داد و گزارش نمود که امکان جوشکاری چدن نشکن آنیل شده بدون دمای پیشگرم با استفاده از الکترو پایه نیکل - آهن (ENiFe-CI) میسر است ولی پیشگرم کردن در محدود ۲۰۰ تا ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد باعث کاهش درصد فاز مارتنزیت و کاهش سختی منطقه HAZ می‌گردد. El Banna [۹] و همکارانش در تحقیق

منطقه HAZ می‌گردد. هم‌چنین آن‌ها توصیه نموده‌اند که جهت کاهش تمایل به تشکیل ترک در حین سرویس‌دهی مناسب است که بعد از جوشکاری پسگرم در دمای ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد بر روی قطعه انجام گردد. ابراهیم نیا و همکارانش [۱۵] اثر نرخ سرد شدن را در بازسازی چدن‌های نشکن پرلیتی مورد مصرف در ساخت قالب‌های صنایع خودروسازی با استفاده از روش پاشش شعله‌ای (با پودر پایه نیکل) مورد بررسی قرار دادند. طبق بررسی آن‌ها استفاده از روش پاشش شعله‌ای باعث کاهش شدید طول ترک‌های منطقه HAZ به علت حرارت ورودی کمتر نسبت به فرآیندهای متداول جوشکاری می‌گردد، هم‌چنین آن‌ها مشخص نمودند که با کاهش نرخ سرد شدن، سختی منطقه HAZ کاهش می‌یابد. از آنجایی که تا کنون تحقیق و گزارشی در خصوص اثر دمای پیشگرم جوشکاری بر جوش پذیری چدن‌های نشکن فریتی به روش GTAW گزارش نشده است، لذا این پژوهش برنامه ریزی و اجراء شده است و هدف آن بررسی دقیق ارتباط بین دمای پیشگرم جوشکاری با خواص مکانیکی و ریزساختار فلز جوش و منطقه HAZ می‌باشد.

۲- مواد و روش تحقیق

جهت انجام آزمون‌ها از صفحات ریختگی چدن نشکن فریتی به ابعاد ۴×۱۰۰×۳۰۰ میلی‌متر با ترکیب شیمیایی و مشخصات ساختاری ارایه شده در جدول (۱) استفاده شد.

کردن درز اتصال با الکتروود E7018 می‌باشد. هم‌چنین بررسی آن‌ها مشخص نمود که جوشکاری چدن نشکن با الکتروود E7018 بدون پیشگرم، کم‌ترین جوش پذیری را ایجاد می‌کند به نحوی که بالاترین سختی و کمترین انرژی ضربه فلز جوش در این حالت حاصل می‌گردد. Pascual [۱۳] و همکارانش جوش پذیری چدن‌های نشکن پرلیتی-فریتی کم آلیاژ (حاوی نیکل) را با روش‌های جوشکاری اکسی استیلن و الکتروود دستی با مفتول‌ها و الکتروودهای جوشکاری در شرایط پیشگرم و بدون پیشگرم بررسی نمودند. بر اساس نتایج آن‌ها، جوشکاری چدن‌های نشکن با روش اکسی استیلن با پیشگرم ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد و با استفاده از مفتول پایه چدن خاکستری باعث افزایش استحکام کششی فلز جوش می‌گردد. ولی بالاترین استحکام کششی فلز جوش در شرایط بدون پیشگرم و با استفاده از الکتروود جوشکاری EFeNiCr حاصل می‌گردد. هم‌چنین نتایج آن‌ها مشخص نمود که پیشگرم کردن در جوشکاری اکسی استیلن باعث کاهش جزئی سختی منطقه HAZ می‌گردد ولی در جوشکاری قوس الکتریکی با الکتروود دستی باعث کاهش نسبتاً شدیدی در سختی این منطقه می‌گردد. Pascual [۱۴] و همکارانش در تحقیق دیگری جوش پذیری چدن نشکن پرلیتی-فریتی کم آلیاژ (حاوی مس و نیکل) را با الکتروودهای پایه نیکل (ENi-CI) و نیکل آهن (ENiFe-CI) در شرایط پیشگرم شده بررسی نمودند. بر اساس نتایج آن‌ها پیشگرم کردن تا ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد باعث کاهش سختی فلز جوش و

جدول (۱): ترکیب شیمیایی (درصد وزنی) و مشخصات ساختاری چدن نشکن فریتی مورد استفاده در این پژوهش

* ترکیب شیمیایی	C	Si	Mn	P	S	Mg
	۳/۵۱ - ۳/۵۴	۲/۵۱ - ۲/۵۳	۰/۲۳ - ۰/۲۴	۰/۰۶۱ - ۰/۰۶۳	۰/۰۱۱ - ۰/۰۱۲	۰/۰۴۵ - ۰/۰۴۷
** مشخصات ساختاری	تعداد گرافیت‌های کروی در واحد سطح (تعداد / mm ²)		میزان کروی شدن گرافیت (درصد)	اندازه گرافیت‌های کروی (μm)	ریزساختار	
	۲۰۰		> ۹۵	۲۳	۱۰۰٪ فریت	

* به روش اسپکتروگرافی نشر نوری (OES) از نمونه‌های پولکی درون قالب تعیین شده است.

** به روش متالوگرافی نوری در حالت قبل و بعد از حکاکی (محلول حکاکی نایتال ۲٪) از نمونه‌های ریخته شده تعیین شده است.

جدول (۲): شرایط جوشکاری نمونه‌ها

نوع فرآیند	GTAW اتوماتیک	نوع گاز محافظ	آرگون خالص
نوع جریان	DC	طول قوس	میلی‌متر ۳
قطبیت جریان	DCSP	نرخ دبی گاز	$8 \text{ Lit}/\text{min}$
نوع الکترود	تنگستن + ۲ درصد اکسید توریم	فلز پرکننده	ERNiCu-B
قطر الکترود	۲/۴ mm	قطر فلز پرکننده	mm۱
زاویه راس الکترود	$60 - 80^\circ$	تعداد پاس‌ها	تک پاس
شدت جریان	آمپر ۱۲۰	نحوه پیشگرم قطعات	با کمک مشعل
سرعت حرکت خطی	$120 \text{ mm}/\text{min}$	کنترل دمای پیشگرم	با استفاده از پیرومتر لیزری
اختلاف پتانسیل	ولت ۱۵	دمای پیشگرم	$100 - 200 - 300 - 400 - 500 - 600^\circ \text{C}$ بدون پیشگرم
سرعت تزریق سیم	$0.6 \text{ m}/\text{min}$		

جدول (۳): نتایج آزمون متالوگرافی ماکروسکوپی و آنالیز شیمیایی فلز جوش

آزمون	دمای پیشگرم ($^\circ \text{C}$)	بدون پیشگرم	۱۰۰	۲۰۰	۳۰۰	۴۰۰	۵۰۰	۶۰۰
متالوگرافی ماکروسکوپی	زمان انجماد ^۹ (sec)	۲/۲	۳/۴	۴/۱	۴/۹	۵/۶	۶/۱	۶/۵
	امتزاج (درصد)	۴۸	۵۱	۵۵	۵۹	۶۵	۷۰	۷۴
آنالیز شیمیایی (درصد وزنی)	Fe	۴۶/۱۱	۴۹/۲۰	۵۳/۰۱	۵۷/۳۱	۶۱/۰۶	۶۴/۴۴	۶۸/۵۱
	Si	۱/۲۴	۱/۳۱	۱/۴۱	۱/۵۴	۱/۶۸	۱/۷۴	۱/۷۹
	C	۱/۷۴	۱/۸۶	۱/۹۴	۲/۱۴	۲/۳۱	۲/۵۴	۲/۷۸
	Mn	۰/۱۲	۰/۱۲	۰/۱۳	۰/۱۴	۰/۱۶	۰/۱۸	۰/۱۹
	Ni	۳۵/۱۲	۳۳/۲۵	۳۰/۴۱	۲۷/۱۱	۲۴/۲۱	۲۱/۵۱	۱۸/۹۱
	Cu	۱۵/۶۷	۱۴/۲۶	۱۳/۱۰	۱۱/۷۶	۱۰/۵۸	۹/۵۹	۷/۸۲

*: زمان انجماد با استفاده از روابط Adams موجود در مراجع [۱۶ و ۱۷] محاسبه شده است.

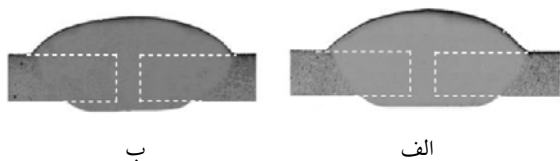
تزریق سیم جوش ERNiCu-B در یک پاس تحت جوشکاری قرار گرفتند. جدول (۲) شرایط جوشکاری نمونه‌ها را ارائه می‌دهد. لازم به ذکر است که زمان انجماد، سرعت سرد شدن و زمان $T_{800/50}$ هر یک از نمونه‌های جوشکاری شده با استفاده از روابط ۱ تا ۳ [۱۶ و ۱۷] موجود در ضمیمه تعیین شدند. بعد از جوشکاری نمونه‌هایی جهت بررسی آنالیز شیمیایی و کشش (از فلز جوش)، و هم‌چنین متالوگرافی نوری و الکترونی (SEM) - سختی سنجی و ضربه (از فلز جوش و HAZ) تهیه

در ابتدا قطعات ریختگی چدن نشکن به کارگاه ماشینکاری منتقل و لبه‌های آن‌ها ماشینکاری گردید تا سطوح خشن حاصل از ریخته‌گری حذف شوند. سپس صفحات به صورت سربه‌سر گونیا با درز ریشه ۱/۵ میلی‌متر در کنار یکدیگر توسط نگهدارنده مستقر شدند. نمونه‌ها قبل از جوشکاری تحت دماهای مختلف پیشگرم (بدون پیشگرم - ۱۰۰ - ۲۰۰ - ۳۰۰ - ۴۰۰ - ۵۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد) قرار گرفتند و با حرارت ورودی یکسان با روش جوشکاری GTAW اتوماتیک و با

۳- نتایج و بحث

الف- فلز جوش (WM)

جدول (۳) نتایج آزمون متالوگرافی ماکروسکوپی و آنالیز شیمیایی فلز جوش نمونه‌های مختلف را ارائه می‌دهد. همان‌گونه که از جدول (۳) مشخص است با افزایش دمای پیشگرم، زمان انجماد فلز جوش افزایش می‌یابد. هم‌چنین با افزایش دمای پیشگرم، درصد امتزاج فلز پایه با فلز جوش افزایش می‌یابد. شکل (۱) مقطع جوش نمونه‌های جوشکاری شده بدون پیشگرم و پیشگرم شده با دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد را نشان می‌دهد.



شکل (۱): مقطع جوش نمونه‌های جوشکاری شده:
الف) بدون پیشگرم، ب) پیشگرم ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد

همان‌گونه که در شکل مشخص است پیشگرم کردن باعث افزایش میزان امتزاج می‌گردد. علت افزایش درصد امتزاج فلز پایه با افزایش دمای پیشگرم ناشی از زمان تماس بیشتر مذاب با فلز پایه در نمونه‌های جوشکاری شده در دمای پیشگرم بالاتر می‌باشد [۱۶ و ۱۸]. از آنجایی که با افزایش دمای پیشگرم نرخ خروج حرارت از حوضچه مذاب کاهش می‌یابد [۱۶]، لذا مذاب حوضچه زمان بیشتری در تماس با فلز پایه می‌باشد، که بدین ترتیب باعث ذوب بیشتر فلز پایه و افزایش درصد امتزاج فلز پایه می‌گردد. هم‌چنین علت افزایش زمان انجماد با افزایش دمای پیشگرم ناشی از اثر دمای پیشگرم بر ضریب هدایت حرارتی و نرخ خروج حرارت توسط فلز پایه می‌باشد [۷-۸]. از آنجایی که با افزایش دمای پیشگرم، ضریب هدایت حرارتی فلز پایه کاهش می‌یابد [۷]، لذا نرخ خروج حرارت از حوضچه مذاب کاهش یافته و بدین ترتیب زمان انجماد حوضچه مذاب فلز جوش، افزایش می‌یابد.

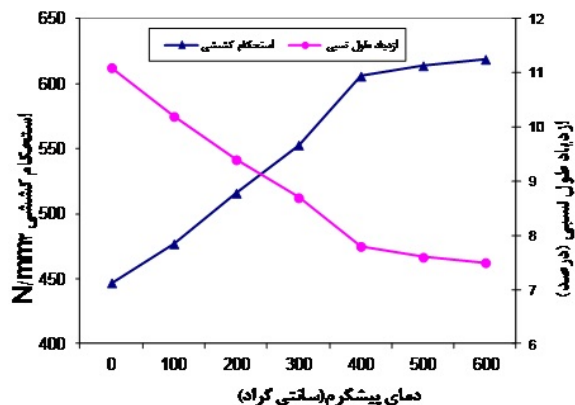
شدند. آنالیز شیمیایی فلز جوش به روش فلورسانس اشعه X (XRF) با دستگاه مدل Spectro-Xepos انجام شد. نمونه‌های آزمون کشش طولی (فلز جوش) مطابق استاندارد ASME SEC9- QW465 و نمونه‌های آزمون ضربه بدون شیار (فلز جوش و HAZ) براساس استاندارد AWS B4 تهیه و تحت آزمون قرار گرفتند.

آزمون سختی سنجی با استفاده از دستگاه مدل Struers Duramin به روش ویکرز میکروسکوپی با نیروی اعمالی ۵۰۰ گرم بر روی فلز جوش و HAZ انجام گردید. لازم به ذکر است که جهت افزایش دقت آزمون‌های مکانیکی، آزمون کشش و ضربه حداقل بر روی ۳ نمونه انجام و آزمون سختی سنجی حداقل در ۴ نقطه مختلف انجام گردید که متوسط نتایج آن‌ها به عنوان معیار آزمون‌های مربوطه در نظر گرفته شدند.

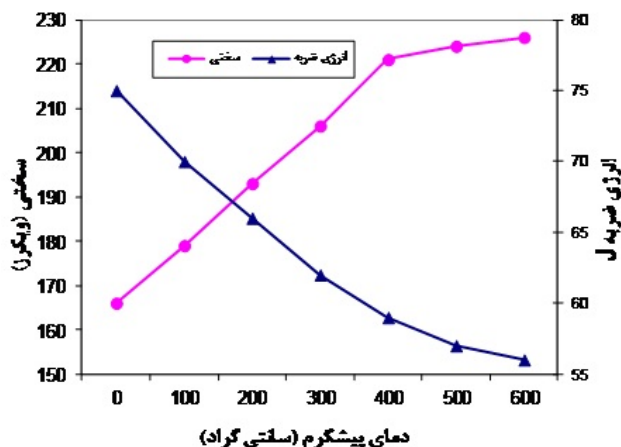
آزمون متالوگرافی نوری طی ۲ مرحله انجام شد، در مرحله اول متالوگرافی ماکروسکوپی با استفاده از یک دستگاه میکروسکوپ نوری مدل Olympus SZ61 انجام شد. برای این منظور بعد از آماده سازی (سنباده زنی و پولیش) و حکاکی توسط محلول پیکرال خاص [۱۷]، فلز جوش به روش ماکروسکوپی مورد مطالعه قرار گرفته شد تا درصد امتزاج و عرض منطقه HAZ تعیین گردد. درصد امتزاج با استفاده از رابطه ۴ [۱۶] موجود در ضمیمه تعیین گردید.

در مرحله دوم، متالوگرافی میکروسکوپی با استفاده از یک دستگاه میکروسکوپ نوری مدل Olympus BX51M مجهز به سیستم آنالیز تصویری^۱ در حالت قبل از حکاکی جهت بررسی و تعیین مشخصات گرافیت‌های کروی و بعد از حکاکی با محلول نایتال ۲٪ جهت تعیین ریزساختار بر روی منطقه HAZ نمونه‌ها انجام گردید. هم‌چنین ریز ساختار منطقه HAZ نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی^۲ (SEM) مدل VEGA TESCAN تحت ولتاژ شتاب دهنده ۲۰KV به منظور بررسی دقیق‌تر، مورد مطالعه قرار گرفته شدند.

شکل (۲) ارتباط بین دمای پیشگرم با استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نسبی فلز جوش نمونه‌های مختلف را نشان می‌دهد، هم‌چنین شکل (۳) ارتباط بین دمای پیشگرم را با انرژی ضربه و سختی فلز جوش نشان می‌دهد.



شکل (۲): ارتباط بین دمای پیشگرم با استحکام کششی و درصد ازدیاد طول نسبی فلز جوش



شکل (۳): ارتباط بین دمای پیشگرم با انرژی ضربه و سختی فلز جوش

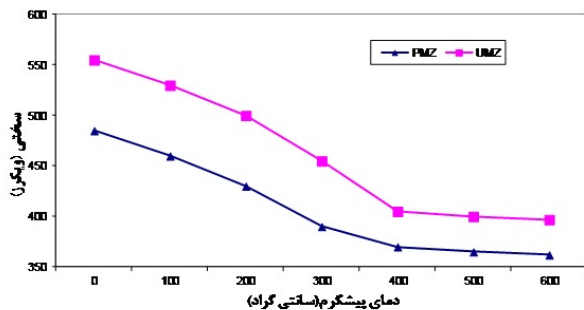
همان‌گونه که از شکل (۲) مشخص است با افزایش دمای پیشگرم (و افزایش زمان انجماد مذاب)، استحکام کششی فلز جوش افزایش و درصد ازدیاد طول نسبی آن کاهش می‌یابد. علاوه بر این بررسی شکل (۳) مشخص می‌نماید که با افزایش دمای پیشگرم، سختی فلز جوش افزایش و انرژی ضربه آن کاهش می‌یابد. به نحوی که حداقل استحکام کششی (447 N/mm^2) و سختی (۱۶۶ ویکرز) و حداکثر درصد ازدیاد طول نسبی (۱۱/۱ درصد) و انرژی ضربه (۷۵ ژول) مربوط

بررسی جدول (۳) مشخص می‌نماید که با افزایش زمان انجماد مذاب، درصد وزنی عناصر آهن، سیلیسیم، منگنز و کربن در فلز جوش افزایش می‌یابد و در مقابل درصد وزنی عناصر نیکل و مس در فلز جوش کاهش می‌یابد، به نحوی که حداقل درصد وزنی عناصر آهن، سیلیسیم، منگنز و کربن و حداکثر درصد وزنی عناصر نیکل و مس در فلز جوش مربوط به نمونه جوشکاری شده بدون پیشگرم و حداکثر درصد وزنی عناصر آهن، سیلیسیم، منگنز و کربن و حداقل درصد وزنی عناصر نیکل و مس در فلز جوش مربوط به نمونه جوشکاری شده با دمای پیشگرم ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌باشد. علت تغییر در ترکیب شیمیایی فلز جوش با افزایش دمای پیشگرم ناشی از افزایش درصد امتزاج فلز پایه در هنگام جوشکاری می‌باشد [۷ و ۱۶]. از آنجایی که با افزایش دمای پیشگرم، درصد امتزاج فلز پایه در فلز جوش افزایش می‌یابد لذا حضور عناصر آهن، سیلیسیم، منگنز و کربن که جزء عناصر اصلی تشکیل دهنده فلز پایه می‌باشند در اثر ذوب و انحلال فلز پایه در فلز جوش افزایش یافته است. در واقع امتزاج بیشتر فلز پایه با مذاب حوضچه باعث ذوب بیشتر فلز پایه و انحلال بیشتر عناصر موجود (در فلز پایه) در فلز جوش شده است و بدین ترتیب سهم عناصر موجود در سیم جوش (نیکل و مس) در ترکیب شیمیایی فلز جوش کاهش یافته است. جدول (۴) نتایج آزمون‌های مکانیکی فلز جوش را ارائه می‌دهد.

جدول (۴): نتایج آزمون مکانیکی فلز جوش

دمای پیشگرم (°C)	بدون پیشگرم	۱۰۰	۲۰۰	۳۰۰	۴۰۰	۵۰۰	۶۰۰
استحکام کششی (N/mm ²)	۴۴۷	۴۷۷	۵۱۶	۵۵۳	۶۰۶	۶۱۴	۶۱۹
ازدیاد طول نسبی (درصد)	۱۱/۱	۱۰/۲	۹/۴	۸/۷	۷/۸	۷/۶	۷/۵
سختی (ویکرز)	۱۶۶	۱۷۹	۱۹۳	۲۰۶	۲۲۱	۲۲۴	۲۲۶
انرژی ضربه (J)	۷۵	۷۰	۶۶	۶۲	۵۹	۵۷	۵۶

همان گونه که از این شکل مشخص است منطقه خط ذوب به دو ناحیه ۱- مخلوط نشده ۳ (UMZ) و ۲- ذوب جزئی شده ۴ (PMZ) تقسیم می شود. همان گونه که از شکل مشخص است ناحیه مخلوط نشده دارای ساختار لدبوریتی می باشد و به علت انحلال کربن (گرافیت) و سرعت انجماد بالا [۱۶ و ۱۸] در خط ذوب تشکیل شده است. ناحیه ذوب جزئی نیز دارای ساختاری متشکل از لدبوریت به همراه مارتنزیت و گرافیت های کروی می باشد و به علت عدم ذوب کامل [۷ و ۱۶] در خط ذوب تشکیل شده است. شکل (۵) سختی منطقه خط ذوب (FL) نمونه های مختلف را ارائه می دهد.



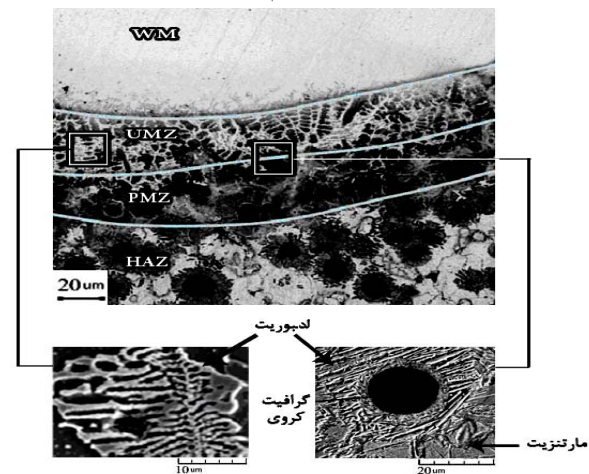
شکل (۵): سختی منطقه خط ذوب (FL) نمونه های مختلف

همان گونه که از شکل مشخص است با افزایش دمای پیشگرم سختی ناحیه های UMZ و PMZ نمونه های مختلف کاهش می یابد، علت این امر ناشی از اثر دمای پیشگرم بر سرعت انجماد این نواحی می باشد [۱۰-۱۱]. افزایش دمای پیشگرم باعث می شود تا سرعت انجماد نواحی مذکور کاهش یافته و بدین ترتیب سختی نواحی مذکور کاهش می یابد [۱۰ و ۱۶]. بررسی شکل (۵) هم چنین مشخص می نماید که سختی ناحیه های UMZ و PMZ نمونه های جوشکاری شده با دمای پیشگرم ۴۰۰-۵۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی گراد اختلاف زیادی با یکدیگر ندارند، به عبارت دیگر این نتایج نشان می دهند که پیشگرم کردن بیش از ۴۰۰ درجه سانتی گراد تاثیرات اندکی بر تغییرات سختی ناحیه های UMZ و PMZ داشته است.

به نمونه جوشکاری شده بدون پیشگرم می باشد، در مقابل حداکثر استحکام کششی (619 N/mm^2) و سختی (۲۲۶ ویکرز) و حداقل درصد ازدیاد طول نسبی (۷/۵ درصد) و انرژی ضربه (۵۶ ژول) مربوط به نمونه جوشکاری شده با دمای پیشگرم ۶۰۰ درجه سانتی گراد می باشد. علت تغییرات در خواص مکانیکی فلز جوش ناشی از تغییر در ترکیب شیمیایی فلز جوش با افزایش دمای پیشگرم می باشد [۱۶]. از آنجایی که با افزایش دمای پیشگرم، زمان انجماد افزایش می یابد، لذا درصد وزنی عناصر آهن، سیلیسیم، منگنز و کربن در فلز جوش افزایش می یابد، که با افزایش این عناصر به صورت محلول جامد [۱۰ و ۱۴]، سختی و استحکام کششی افزایش، انرژی ضربه و درصد ازدیاد طول نسبی کاهش می یابد. از طرفی بررسی جدول (۴) مشخص می نماید که اختلاف زیادی بین خواص کششی نمونه های جوشکاری شده در دما های پیشگرم ۴۰۰-۵۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی گراد وجود ندارد. به عبارت دیگر این نتایج مشخص می کنند که پیشگرم کردن در دمای بالاتر از ۴۰۰ درجه سانتی گراد تاثیر زیادی بر خواص مکانیکی فلز جوش ندارد.

ب - منطقه خط ذوب (FL)

شکل (۴) تصویر میکروسکوپی نوری و SEM خط ذوب نمونه جوشکاری شده بدون دمای پیشگرم را نشان می دهد.



شکل (۴): تصویر میکروسکوپی نوری و SEM خط ذوب نمونه جوشکاری

شده بدون دمای پیشگرم

ج- منطقه مجاور جوش (HAZ)

شکل (۶) ارتباط بین دمای پیشگرم را با عرض منطقه HAZ

نشان می‌دهد.

جدول (۵) نتایج آزمون متالوگرافی میکروسکوپی منطقه HAZ

نمونه‌های مختلف را ارائه می‌دهد.

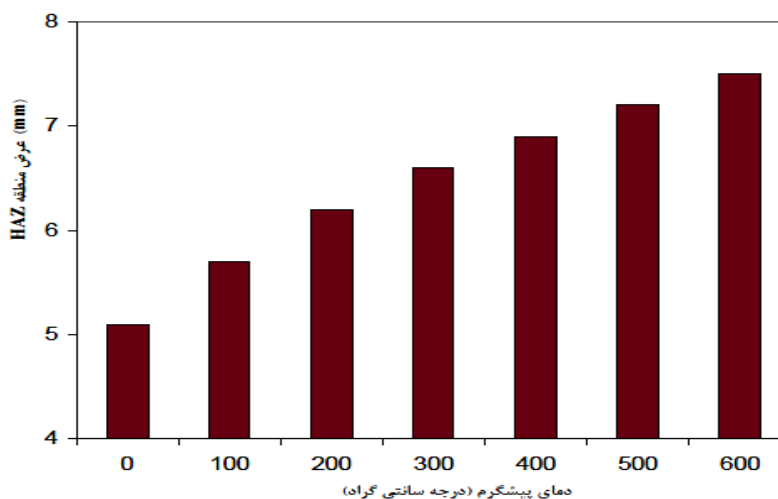
جدول (۵): نتایج آزمون متالوگرافی میکروسکوپی منطقه *HAZ نمونه‌های مختلف

دمای پیشگرم (°C)	بدون پیشگرم		۱۰۰		۲۰۰		۳۰۰			۴۰۰		۵۰۰		۶۰۰	
نرخ سرد شدن (**°C/sec)	۱۸/۲		۱۵/۶		۱۲/۴		۱۰/۲			۸/۱		۷/۵		۶/۸	
T _{۸۰۰/۵۰۰} (**Sec)	۱۳		۱۷		۲۲		۲۸			۳۷		۴۲		۴۸	
عرض منطقه HAZ (mm)	۵/۱		۵/۷		۶/۲		۶/۶			۶/۹		۷/۲		۷/۵	
اندازه متوسط گرافیت‌های کروی (μm)	۱۵		۱۶		۱۷		۱۸			۱۹		۲۰		۲۱	
ریزساختار (***)	F	M	F	M	F	M	F	P	M	F	P	F	P	F	P
درصد فازها	۷۲	۲۸	۸۱	۱۹	۸۹	۱۱	۹۱	۶	۳	۹۲	۸	۹۳	۷	۹۴	۶

* متالوگرافی کلیه نمونه‌ها در فاصله یک میلی‌متر از خط ذوب انجام شده است.

** نرخ سرد شدن و T_{۸۰۰/۵۰۰} با استفاده از روابط Adams موجود در مراجع [۱۶ و ۱۷] محاسبه شده است.

*** M=مارتنزیت F=فریت P=پرلیت



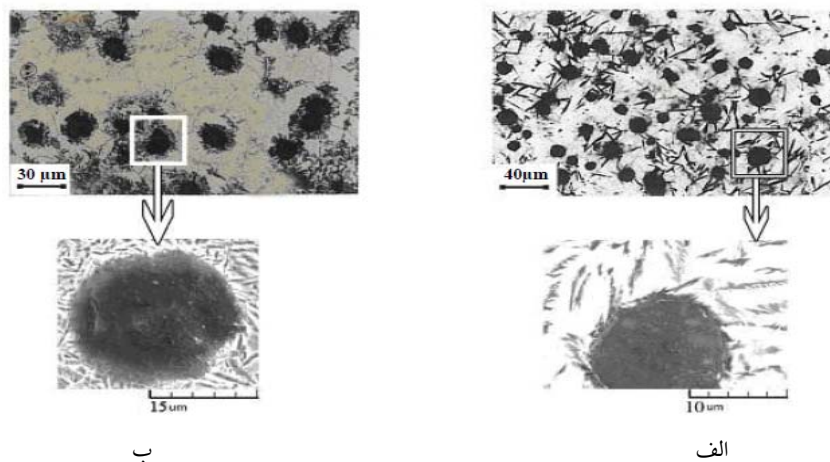
شکل (۶): ارتباط بین دمای پیشگرم با عرض منطقه HAZ

منطقه HAZ می‌باشد [۱۰ و ۱۹]. از آنجایی که با افزایش دمای پیشگرم، نرخ سرد شدن منطقه HAZ کاهش می‌یابد [۱۶]، لذا خروج حرارت و سرعت سرد شدن منطقه HAZ زمان طولانی‌تری را طی خواهد نمود که بدین ترتیب مناطق بیشتری تحت تأثیر حرارت جوشکاری قرار می‌گیرند و عرض منطقه

همان‌گونه که از شکل (۶) مشخص است با افزایش دمای پیشگرم، عرض منطقه HAZ افزایش می‌یابد، به نحوی که نمونه جوشکاری شده با دمای پیشگرم ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد دارای عریض‌ترین منطقه HAZ (۷/۵ میلی‌متر) می‌باشد. علت این امر ناشی از زمان طولانی‌تر خروج حرارت (سرد شدن آهسته‌تر)

نحوی که حداقل درصد فاز فریت (۷۲ درصد) و حداکثر درصد فاز مارتنزیت (۲۸ درصد) مربوط به نمونه جوشکاری شده بدون پیشگرم و حداکثر درصد فاز فریت (۹۴ درصد)، مربوط به نمونه جوشکاری شده در دمای پیشگرم ۶۰۰ درجه سانتیگراد می‌باشد. از طرفی علت حضور دو فاز فریت و مارتنزیت در کنار یکدیگر ناشی از آستنیت شدن ناقص می‌باشد [۲-۶]، از آنجایی که در اثر گرم شدن (نسبتاً سریع) منطقه HAZ، زمان کافی برای نفوذ کربن از سمت گرافیت‌های کرووی به سمت فریت و تشکیل آستنیت (به طور کامل) مسیر نمی‌باشد [۸-۹]، لذا فقط در اطراف گرافیت‌های کرووی، فریت به آستنیت تبدیل شده (آستنیت ناقص) که در اثر سرد شدن بعدی، آستنیت‌ها به فاز مارتنزیت تبدیل می‌شوند. از آنجایی که با افزایش نرخ سرد شدن (یا کاهش دمای پیشگرم)، فرصت لازم برای استحاله‌های نفوذی کاهش می‌یابد [۱۶]. لذا مشاهده می‌شود که با افزایش نرخ سرد شدن، درصد فاز مارتنزیت در منطقه HAZ افزایش می‌یابد. شکل (۷) تصویر میکروسکوپی منطقه HAZ نمونه‌های جوشکاری شده بدون پیشگرم و دمای پیشگرم ۴۰۰ درجه سانتیگراد را به صورت مقایسه‌ای نشان می‌دهد.

HAZ افزایش می‌یابد. از طرفی نتایج جدول (۵) مشخص می‌نماید که با افزایش دمای پیشگرم (و کاهش نرخ سرد شدن و افزایش زمان $T_{800/500}$) اندازه متوسط گرافیت‌های کرووی در منطقه HAZ تغییر می‌کند. علت افزایش اندازه گرافیت‌های کرووی با افزایش دمای پیشگرم ناشی از نفوذ کربن بین آستنیت و گرافیت‌های کرووی می‌باشد [۹ و ۱۹]. در حین جوشکاری به علت گرم شدن منطقه HAZ، حلالیت کربن در آستنیت (از طریق نفوذ کربن از سمت گرافیت‌های کرووی)، افزایش می‌یابد، از آنجایی که سرعت نفوذ مجدد کربن از آستنیت به سمت گرافیت‌های کرووی تابع زمان یا سرعت سرد شدن از منطقه آستنیت می‌باشد [۹-۱۰]، لذا با افزایش نرخ سرد شدن و کاهش زمان $T_{800/500}$ فرصت کافی برای نفوذ مجدد کربن از آستنیت به سمت گرافیت‌های کرووی وجود نداشته و مشاهده می‌گردد که با افزایش نرخ سرد شدن (یا کاهش دمای پیشگرم)، متوسط اندازه گرافیت‌های کرووی کاهش می‌یابد. جدول (۵) ارتباط بین دمای پیشگرم را با ریزساختار میکروسکوپی منطقه HAZ ارایه می‌دهد. همان‌گونه که از جدول (۵) مشخص است، با افزایش دمای پیشگرم (کاهش نرخ سرد شدن و افزایش زمان $T_{800/500}$)، درصد فاز مارتنزیت کاهش و درصد فاز فریت در ریز ساختار افزایش یافته است. به



شکل (۷): تصویر میکروسکوپی نوری (تصاویر بالا) و SEM (تصاویر پایین) منطقه HAZ نمونه‌های مختلف در حالت بعد از حکاکی:

الف- بدون پیشگرم، ب- پیشگرم ۴۰۰ درجه سانتیگراد

۴- نتیجه گیری

در این پژوهش اثر دمای پیشگرم جوشکاری GTAW بر جوش پذیری چدن نشکن فریتی مورد بررسی قرار گرفته شد و نتایج زیر حاصل گردید:

۱- زمان انجماد مذاب حوضچه جوش و درصد امتزاج فلز پایه وابسته به دمای پیشگرم می‌باشند و با افزایش دمای پیشگرم افزایش می‌یابند.

۲- ترکیب شیمیایی فلز جوش تابع دمای پیشگرم بوده و با افزایش آن درصد وزنی عناصر آهن، سیلیسیم، منگنز و کربن در فلز جوش افزایش و درصد وزنی عناصر نیکل و مس در فلز جوش کاهش می‌یابند.

۳- با افزایش دمای پیشگرم جوشکاری (و تغییر ترکیب شیمیایی فلز جوش)، خواص مکانیکی فلز جوش تغییر می‌نماید به نحوی که با افزایش آن، استحکام کششی و سختی افزایش و درصد ازدیاد طول نسبی و انرژی ضربه فلز جوش کاهش می‌یابد.

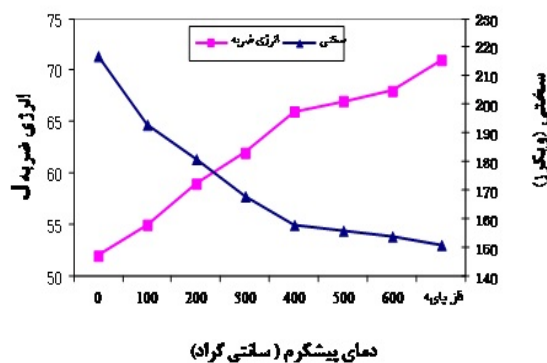
۴- سختی ناحیه‌های UMZ و PMZ تابع دمای پیشگرم بوده و با افزایش آن، سختی این نواحی کاهش می‌یابد.

۵- عرض منطقه HAZ با افزایش دمای پیشگرم جوشکاری افزایش می‌یابد. هم‌چنین متوسط اندازه گرافیت‌های کروی کاهش و درصد فاز فریت در ریز ساختار تغییر می‌کند.

۶- با افزایش دمای پیشگرم، سختی منطقه HAZ کاهش و انرژی ضربه افزایش می‌یابد.

۷- پیشگرم کردن در دماهای بالاتر از ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد تاثیر زیادی بر خواص مکانیکی فلز جوش، سختی ناحیه‌های UMZ و PMZ و خواص مکانیکی منطقه HAZ چدن نشکن فریتی ندارد، لذا مناسبترین دمای پیشگرم جوشکاری چدن نشکن فریتی، ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌باشد.

شکل (۸) نتایج آزمون سختی و انرژی ضربه منطقه HAZ نمونه‌های مختلف را نشان می‌دهد.



شکل (۸): نتایج آزمون سختی و انرژی ضربه منطقه HAZ نمونه‌های مختلف

همان‌گونه که از شکل مشخص است با افزایش دمای پیشگرم سختی منطقه HAZ کاهش و انرژی ضربه این منطقه افزایش می‌یابد. علت این امر ناشی از تغییرات ساختاری در منطقه HAZ می‌باشد. به‌طور کلی در چدن‌های نشکن با کاهش اندازه گرافیت‌های کروی و افزایش درصد فاز مارتنزیت، سختی افزایش و انرژی ضربه کاهش می‌یابد [۲ و ۱۹]. از آنجایی که با افزایش دمای پیشگرم (و کاهش نرخ سرد شدن و افزایش زمان $T_{800/500}$)، اندازه گرافیت‌های کروی افزایش جزئی یافته و درصد فاز فریت نیز افزایش یافته، لذا سختی و انرژی ضربه این منطقه تحت تاثیر این تغییرات قرار گرفته است به نحوی که بالاترین سختی (۲۱۷ ویکرز) و کم‌ترین انرژی ضربه (۵۲ ژول) مربوط به نمونه جوشکاری شده بدون دمای پیشگرم می‌باشد، در مقابل کمترین سختی (۱۵۴ ویکرز) و بالاترین انرژی ضربه (۶۸ ژول) مربوط به نمونه جوشکاری شده با دمای پیشگرم ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد می‌باشد.

بررسی شکل (۸) هم‌چنین مشخص می‌نماید که تغییرات سختی و انرژی ضربه منطقه HAZ در دماهای پیشگرم ۴۰۰، ۵۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد اختلاف زیادی با یکدیگر ندارند. به عبارت دیگر این نتایج مشخص می‌کنند که پیشگرم کردن بیش از ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد تاثیر زیادی بر خواص مکانیکی منطقه HAZ ندارد.

- [17] W. K. Collins, J.C. Watson, "Metallographic Etching for Cast Iron", Materials Characterization, Vol.24, 4, PP. 379-386, 1995.
- [18] M. Bowen, "The Welding of Ductile Irons", The British Foundryman, Vol.13, PP. 303-312, 1984.
- [19] A.R.I. Kheder, G.S. Marahleh, "Weldability of Spheroidal Graphite Cast Iron by Gas Tungsten Arc Welding", Journal of Pure and Applied Sciences, Vol.4, PP. 49-67, 2007.

۵- تشکر و قدردانی

این تحقیق با حمایت‌های مالی معاونت پژوهشی دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج در قالب طرح پژوهشی انجام شده است که از مسئولین محترم تشکر و قدردانی می‌شود.

۶- مراجع

- [1] J. R. Davis, "Cast Iron", ASM, 1996.
- [۲] ح. ثابت، م. تدین سعیدی، «مبانی متالورژی چدن نشکن»، انتشارات دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، ۱۳۸۶.
- [3] R.B. Gundlach, C.R. Loper, Jr, B. Morgan, "Ductile Iron Hand book", ASM, 1992.
- [4] G.N.J. Gilbert, "Engineering Data on Nodular Cast Iron", BCIRA, 1986.
- [5] Q.I. Tee, "Ductile Iron Data for Design Engineers", Ferret Titane. Inc, 1990.
- [6] Metal's Hand Book, "Welding and Brazing", Vol.6, ASM, 1989.
- [۷] ح. ثابت، «جوشکاری چدن»، انتشارات دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج، ۱۳۸۸.
- [8] E. M. El Banna, "Effect of Preheat on Welding of Ductile Cast Iron", Materials Letters, Vol. 41, PP. 20-26, 1999.
- [9] E. M. El Banna, M. S. Nageda, M. M. Aboelsaadat, "Study of Restoration by Welding of Pearlitic Ductile Cast Iron", Materials Letters, Vol.42, PP. 311-320, 2000.
- [10] S.D. Kaiser, P. E. Faws, M. Northey, "Welding Metallurgy of Cast Iron", Cwj, Vol.3, PP.1-4, 2005.

[۱۱] ح. ثابت، ش. غفاری، الف. نوری دلور، «مطالعه اثر نوع الکترود و متغیرهای جوشکاری بر تغییرات ساختاری و سختی منطقه خط ذوب و مناطق مجاور جوش چدن نشکن GGG80»، هشتمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی، ص ۳۵۱ تا ۳۶۴، اردیبهشت ۱۳۸۶.

[۱۲] م. شمعانیان، م. عسکری، م. شایان، «بررسی ریزساختار و آنالیز جوش پذیری چدن داکتیل جوشکاری شده به روش قوسی فلز پوشش دار»، نهمین کنفرانس ملی جوش و بازرسی، ص ۳۸۶ و ۳۹۳، آبان ۱۳۸۷.

- [13] M. Pascual, J. Cembrero, F. Salas, M. Pascual Martinez, "Analysis of the Weldability of Ductile Iron", Materials Letters, Vol. 62, PP. 1359-1362, 2008.
- [14] M. Pascual, C. Ferrer, E. Rayon, "Weldability of Spheroidal Graphite Ductile Cast Iron using Ni/ Ni-Fe Electrodes ", Revista De Metalurgia, Vol.45, PP. 334- 338, 2009.
- [15] M. Ebrahimnia, F. Malek, Sh, Gholizades M. Salari, "Effect of Cooling Rate and Powder Characteristics on the Soundness of Heat Affected Zone in Powder Welding of Ductile Cast Iron", Materials and Design, Vol. 33, PP.551-556, 2012.

[۱۶] ح. ثابت، «تکنولوژی و متالورژی جوشکاری»، نشر فنی امیر، ۱۳۸۷.

۷- پی نوشت

- 1- Image Analysis
- 2- Scanning Electron Microscope
- 3- Unmixed Zone
- 4- Partial Melted Zone

۸- ضمائم

زمان انجام:

$$S = \frac{L\phi}{\tau\pi\lambda\rho C_p (T_m - T_o)^{\tau}} \quad (1)$$

سرعت سرد شدن:

$$R = \tau\pi\lambda\rho C_p \left(\frac{d}{\phi}\right) (T - T_o)^{\tau} \quad (2)$$

$T_{\lambda\cdot\cdot/500}$:

$$T_{\lambda\cdot\cdot/500} = \frac{1}{\pi\lambda\rho C_p} \left(\frac{\phi}{d}\right)^{\tau} \left[\frac{1}{(\Delta\cdot\cdot - T_o)^{\tau}} - \frac{1}{(\lambda\cdot\cdot - T_o)^{\tau}} \right] \quad (3)$$

$$\%D = \frac{W_1}{W_{\tau}} \times 100 \quad (4)$$

که در این روابط:

S = زمان انجام (sec)

R = سرعت سرد شدن $\left(\frac{^{\circ}C}{sec}\right)$

$T_{\lambda\cdot\cdot/500}$ = زمان عبور از دمای ۸۰۰ تا ۵۰۰ درجه

سانتی گراد (sec)

L = گرمای نهان ذوب $\left(\frac{J}{mm}\right)$

$T_0 =$ دمای پیشگرم ($^{\circ}\text{C}$)	$\phi =$ حرارت ورودی (KJ/mm)
$d =$ ضخامت فلز پایه (mm)	$\lambda =$ ضریب هدایت حرارتی ($\text{J}/\text{mm}\cdot\text{sec}\cdot^{\circ}\text{C}$)
$W_1 =$ مساحت ناحیه ای از فلزات پایه که ذوب شده‌اند (mm^2)	$\rho =$ چگالی (gr/cm^3)
$W_2 =$ مساحت کل فلز جوش (mm^2)	$C_p =$ گرمای ویژه ($\text{Cal}/\text{gr}\cdot^{\circ}\text{C}$)
$D =$ درصد امتزاج (رقت)	$T_m =$ دمای ذوب ($^{\circ}\text{C}$)