شبیهسازی ریزساختار منطقه متأثر از حرارت (HAZ) و پروفیل دمایی در جوشکاری GTAW فولاد زنگنزن ۳۱٦

علیرضا محمودیان'، یعقوب یعقوبینژاد' ۱- مربی، دانشگاه آزاد اسلامی واحد سیرجان ۲- استادیار، دانشگاه آزاد اسلامی واحد سیرجان Ali_reza_mahmoudian@yahoo.com

چکیدہ

در تحقیق حاضر، تحولات ریزساختاری منطقه متأثر از حرارت^ا (HAZ) و فلز جوش نمونههای جوشکاری GTAW فولاد زنگنزن ۳۱۶ با استفاده از پروفیل دمایی بهدست آمده از یک مدل انتقال حرارت و جریان سیال مناسب، مورد بررسی قرار گرفت. با توجه بـهمیزان حرارت ورودی اعمالی، حداکثر اندازه دانه در منطقه متأثر از حرارت در محدوده دو تا چهار برابر اندازه دانه فلز پایه تغییر کرد. بررسی ریزساختار در فلز جوش نشان داد که دو پارامتر گرادیان دمایی و سرعت سرمایش اثر مهمی در پیشبینی مورفولوژی انجماد و اندازه دانه فلز بوش دازند.

واژههای کلیدی:

رشد دانه، فولاد زنگنزن ۳۱۶، منطقه متأثر از حرارت، پروفیل حرارتی، GTAW.

۱ - مقدمه

حرارت ورودی جوشکاری، شدیداً روی ریز ساختار منطقه متأثر از حرارت فولادها تأثیر می گذارد. به ویژه این که حرارت ورودی جوشکاری، رشد دانه در منطقه نز دیک خط ذوب^۲ را به مقدار زیادی افزایش می دهد. از طرفی ساختار دانه ها بر استحکام، چقرمگی، انعطاف پذیری و مقاومت خوردگی آلیاژها تأثیر می گذارد[1]. از این رو درک صحیح اثرات حرارت ورودی جوشکاری بر ریز ساختار و خواص نمونه های جوشکاری شده اهمیت خود را نشان می دهد. با توجه به این که انجام آزمایشات تجربی مستلزم هزینه و زمان زیادی می باشد، ارائه یک مدل عددی مناسب به منظور مشخص کردن اثرات حرارت ورودی جوشکاری تا حد زیادی می تواند در کاهش هزینه و زمان، مؤثر واقع گردد. در دهه اخیر پیشرفت های قابل توجهی در زمینه

شبیه سازی ریز ساختار منطقه متأثر از حرارت به دست آمده است. استرلینگ^۳ [۲ و ۳]، معادلاتی در زمینه محاسبه ریز ساختار و سختی منطقه متأثر از حرارت جوش فولادهای میکرو آلیاژی، بر اساس آنالیز فازی ارائه کرده است. اخیراً روش مونت کارلو برای شبیه سازی رشد دانه HAZ جوش ها به صورت دو بعدی و سه بعدی به کار برده شده است [۱ و ۷-۴].

در ارتباط با رشد دانه در HAZ نمونه های جو شکاری شده توجه به دو نکته مهم حائز اهمیت است. نخست این که HAZ، تحت تأثیر سیکل های حرارتی با سرعت گرمایش و سرمایش زیاد قرار دارد. از آنجایی که رشد دانه شدیداً وابسته به دما است، بنابراین تحول ساختار دانه در HAZ، به مقدار زیادی با رشد دانه ایزوتر مال¹ فلزات و آلیاژها متفاوت می باشد. نکته دوم که شاید

$$\begin{split} \vec{F}_{emf} = \vec{J} \times \vec{B} \qquad (\texttt{m}) \\ \vec{F}_b = \rho.g.\beta.\Delta T \qquad (\texttt{f}) \\ \vec{F}_b = \rho.g.\beta.\Delta T \qquad (\texttt{f}) \\ (\texttt{f}) \\ \vec{F}_b = \rho.g.\beta.\Delta T \qquad (\texttt{f}) \\ \vec{F}_{emf} = \vec{F}_{emf} \\ \vec{F}_{emf}$$

$$f_{L} = \begin{cases} 1, & T > T_{L} & (A) \\ \frac{T - T_{S}}{T_{L} - T_{S}}, & T_{S} \leqslant T \leqslant T_{L}, \\ 0, & T < T_{S} \end{cases}$$

که T_L و T_S دمای لیکوئیدوس و سالیدوس هستند. انتقال انرژی حرارتی در قطعه کار می تواند به وسیله معادله انرژی بیان شود[۱۱]: (۹)

 $\rho . C_p(\vec{V} . \nabla T) = \nabla . (K \nabla T) + Q_h \tag{9}$

مهمتر هم باشد این است که گرادیانهای دمایی شدیدی در HAZ، وجود دارد که می تواند بر تحرک اتمی تأثیر بگذارد [۸]. محاسبه پروفیل حرارتی در HAZ و فلز جوش، نخستین گام در مدلسازی ریز ساختار است. در ضمن جوشکاری فلز مذاب سریعاً در حوضچه جوش تحت تأثیر نیروهای حاکم بر حوضچه جوش سیر کوله شده و اغلب، جابجایی نخستین مکانیزم انتقال حرارت است[۴]. وسعت HAZ، با موقعیت جوش تغییر می کند [۹] و این مورد تنها به کمک محاسبه سه بعدی جریان سال و حرارت می تواند شسه سازی شود.

در تحقیق حاضر که در دانشگاه آزاد اسلامی واحد سیرجان از بهار ۸۷ شروع و طی دوره یکساله به اتمام رسیده است، اندازه دانه در HAZ نمونه های جو شکاری شده به روش GTAW فولاد زنگنزن ۳۱۶، محاسبه شد و با نتایج شبیه سازی مقایسه گردید. از یک مدل انتقال حرارت و جریان سیال سه بعدی مناسب [۱۰–۱۲]، برای محاسبه پروفیل دمایی و ارزیابی کیفی ریز ساختار در فلز جوش استفاده شده است. سپس از پروفیل های حرارتی به دست آمده در یک مدل آماری برای شبیه سازی ساختار دانه در HAZ، استفاده شد.

$$\begin{aligned} \mathbf{Y} - \mathbf{cem} \ \mathbf{result} \ \mathbf{S} \\ \mathbf{Y} - \mathbf{I} - \mathbf{actual} \ \mathbf{S} \ \mathbf{S} \\ \mathbf{Y} - \mathbf{I} - \mathbf{actual} \ \mathbf{S} \ \mathbf{S} \\ \mathbf{$$

می شود، u و v از اثر ماراگونی به دست می آیند. معادله (۱۴) بیان می کند که جریانی از مذاب به خارج از حوضچه وجود ندارد و سطح حوضچه به صورت تخت در نظر گرفته شده است. در 0 = y و تقارن حول محور x شرایط زیر برقرار است[۱۱]: $\frac{\partial T}{\partial y} = 0$ (۱۵) $\frac{\partial V}{\partial y} = 0$ (۱۶) برای سطوح غیر از سطح 0 = z، داریم: (۱۷)

که ۵ ضریب انتقال حرارت ترکیبی برای شرایط مرزی تشعـشعی و هدایتی است.

محاسبات عددی بر روی نمونه ای با طول و عرض و ضخامت به ترتیب ۲۰۰، ۱۰۰ و ۴ میلی متر انجام شد. تعداد المان های مورد استفاده ۴۴۶۷۸۲ المان بود. المان بندی به صورت غیر یکنواخت به منظور افزایش دقت در انجام محاسبات، انجام شد. المان ها در نزدیک منبع حرارتی کوچک تر انتخاب شدند. مبدأ مختصات در مرکز مدل در نظر گرفته شده است. خواص فیزیکی مربوط به فولاد زنگنزن ۳۱۶ مورد استفاده در محاسبات در جدول (۱) آورده شده است. مرز حوضچه به وسیله دمای سالیدوس آلیاژ تعیین شد.

برای محاسبه اندازه دانه در شبیهسازی از معادله اورامی استفاده شد و ثوابت سینتیکی از طریق آزمایشات تجربی بهدست آمدند. در اکثر موارد رشد دانه در حین جوشکاری بهصورت رشد دانه نرمال است.

با توجه به وجود گرادیان دمایی زیاد در جوشکاری برای محاسبه رشد دانه، سیکل های حرارتی به دست آمده از طریق شبیه سازی را به بازه های کوچک تقسیم کرده و بدین ترتیب اندازه دانه را در هر یک از زیر بازه ها به دست آوردیم. به منظور افزایش دقت و کاهش خطا به علت گرادیان دمایی شدید، بازه های زمانی را ۰۰۰۵ ثانیه در نظر گرفتیم. اندازه دانه به دست آمده در هر مرحله به عنوان اندازه دانه اولیه در مرحله



شکل (۱): طرح شماتیکی حوضچه جوش که شرایط مرزی استفاده شده در محاسبات را نشان میدهد[۱۱].

که K هدایت حرارتی و
$$\,C_P\,$$
 ظرفیت حرارتی است. تـرم منبع K هدایت حرارتی و $\,Q_h\,$ بهصورت زیر بیان میشود[۱۱]:

$$Q_h = -\rho \frac{\partial \Delta H}{\partial t} - \rho \nabla . (V \Delta H) \tag{1.1}$$

ب) شرایط مرزی

یک سیستم کوردیناسیون کارتزین سه بعدی در محاسبات استفاده شدهاست، در حالی که فقط نیمی از قطعه کار به منظور سهولت در انجام محاسبات در نظر گرفته شدهاست. شکل (۱)، شمایی از شرایط مرزی را نشان می دهد. این شرایط مرزی در زیر بیشتر بحث می شود.

در سطح بالایی شرط مرزی به صورت زیر داده می شود [۱۱]:

$$K \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{fQ\eta}{r_b^2} \exp\left(-\frac{f(x^2 - y^2)}{r_b^2}\right) - h_c(T - T_0)$$
(۱۱)

که Q پتانسیل حرارتی قوس،
$$\eta$$
 کارایی قوس، r_b پارامتر توزیع
انرژی قوس، h_d ضریب جابجایی و T₀ دمای اولیه است. شرط
مرزی مربوط بهسرعت بهصورت زیر بیان می شود[۱۱]:
مرد $d = 0$

$$\mu \frac{\partial u}{\partial z} = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \cdot \frac{\partial I}{\partial x} \cdot f_L \tag{1Y}$$

$$\mu \frac{\partial v}{\partial z} = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \cdot f_L \tag{17}$$

$$w = 0 \tag{14}$$

که µ ویسکوزیته است و u، v، w اجزا سرعت در جهات x، y x ویسکوزیته است و z هـ ستند. همـانطور کـه از معـادلات (۱۲) و (۱۳) مـ شخص

فصلنامه علمي پژوهشي مهندسي مواد مجلسي / سال دوم / شماره هفتم / زمستان ١٣٨٧

قطر ۲/۴ میلی متر و زاویه نوک ۵۰ درجه و از جنس تنگستن با دو درصد توریم برای جوشکاری استفاده شد. دبی گاز ۱۰ لیتر بر دقیقه تنظیم گردید. پارامترهای جوشکاری تنظیم شده بر روی دستگاه جوشکاری در جدول (۲) آورده شده است. به کمک تکنیکهای مرسوم پولیش کاری و اچ، بررسی های متالو گرافی بر روی نمونه های جوشکاری شده (فلز جوش و منطقه متأثر از جرارت) انجام شد. با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل II -NEGA- ای پژوه شگاه متالورژی رازی، مورفولوژی ساختار انجمادی فلز جوش مورد ارزی ابی قرار گرفت.

محلول اچ مورد استفاده دارای ترکیب HNO₃ MOI HNO³ می اشد. برای به دست آوردن اک MI HCl و ۱۰۰ ml H₂O می باشد. برای به دست آوردن پارامترهای سینتیکی رشد دانه تعدادی نمونه فولاد زنگنزن ۳۱۶ آنیل شده، با ابعاد ۲× ۱۰× ۲۰ میلی متر را در دماهای ۴۰۰، ۴۰۰، ۱۰۰۸ و ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد به مدت زمانهای ۵۰، ۴۰، ۳۰، ۳۰، و ۱۰ دقیقه قرار داده و اندازه دانه هر یک از نمونه ها به دست آمد. با استفاده از فرمول $k = \frac{n}{2} - \frac{n}{2}$ مقادیر k و n را در این دماها به دست آورده و برای به دست آوردن k و n در دماهای بالاتر از برون یابی داده ها استفاده کرده و مقادیر این پارامترها در دماهای بالاتر تا دمای ذوب، برون یابی شد. برای اندازه گیری اندازه دانه به طور تجربی از روش تقاطع خطی استفاده گردید[10].

۳- نتایج و بحث

جریان سیال در حوضچه جوش می تواند بر شکل حوضچه جوش تأثیر بگذارد. نیروهای رانش مهم موجود در حوضچه جوش شامل نیروی لورنتز، نیروی شناوری، تنش برشی ناشی از گرادیان کشش سطحی، پلاسمای قوس و فشار قوس است. در میان این نیروها سه نیروی لورنتز و تنش برشی اعمالی بر حوضچه، ناشی از شرایطی که $\frac{\gamma \beta}{\partial T}$ مثبت است و فشار قوس می توانند عمق حوضچه جوش را با تحریک جریان سیال

۳۱۶ استفاده شده در	جدول (۱): خواص فیزیکی فولاد زنگنزن
	[14 a 18] - a

مقدار	خاصيت فيزيكي
14	دمای لیکوئیدوس، (K)
1500	دماي سال <i>يدو</i> س، (K)
۸×۱۰ ^۳	دانسیته فلز مذاب، (kg/m ³)
٠/١	ويسكوزيته مذاب، (kg/ms)
۱۹/۳	ضریب هدایت حرارتی جامد، (J/msK)
7.4	ضریب هدایت حرارتی مذاب، (J/msK)
۵۰۰	ظرفیت حرارتی جامد، (J/kgK)
۸۳۱	ظرفیت حرارتی مذاب، (J/kgK)
-•/۴1×1•"	گرادیان کشش سطحی مذاب نسبت بهدما، (N/mK)
19/9	ضریب انبساط حرارتی، (µm/m.K)

جدول (۲): پارامترهای جو شکاری [۱۶].

شماره	حرارت ورودي	جريان	ولتاژ	سرعت
نمونه	(J/mm)	(A)	(V)	(cm/min)
١	49.	1	۳/۱۱	۱.
۲	۷۲۶	14.	17/7	۱.
٣	1.99	۱۸۰	13/0	۱.
۴	۷۱۷	۱۸۰	13/0	10

بعدی استفاده گردید. البته در این حالت اندازه دانه مربوط به یک نقطه بهدست می آید. برای بهدست آوردن اندازه دانه مــتوسط، قطعه جوشـکاری را المانبندی کرده و انــدازه دانه متوسط را در هر یک از المانها بهدست آوردیم.

۲-۲- کارهای تجربی

با روش GTAW و به کمک دستگاه مدل 400 KTW (واقع در دانشگاه آزاد اسلامی واحد سیرجان) بر روی نمونه های فولاد زنگنزن ۳۱۶ آنیل شده، جوشکاری انجام شد. ضخامت نمونه ها ۴ میلی متر بوده و طول و عرض آنها به تر تیب ۴۰ و ۱۰ سانتی متر در نظر گرفته شد. از گاز آرگون خلوص بالا به عنوان گاز جوشکاری استفاده گردید. فاصله بین نوک الکترود و قطعه کار برای همه نمونه ها به اندازه ۲ میلی متر ثابت بوده و از الکترود با 19

نتیجه شکل حوضچه کشیده میشود و بهسمت قطره اشکی شکل متمایل میشود.

مقدار عمق و پهنای حوضچه جوش به دست آمده از طریق شبیه سازی در جدول (۳) آورده شده است. با توجه به جدول (۳) مشاهده می شود که با افزایش جریان جو شکاری عمق حوضچه و نسبت عمق به پهنای جوش افزایش پیدا کر ده است. این امر می تواند تأییدی بر تأثیر نیروی الکتر و مغناطیس بر عمق جوش باشد. نیروی الکتر و مغناطیس باعث حرکت مذاب به سمت پایین حوضچه جوش شده و در نتیجه حرارت را از منبع حرارتی به سمت کف حوضچه جوش هدایت کرده و باعث افزایش نفوذ می گردد. در حالی که نیروه ای مخالف در حوضچه جوش (نیروی شناوری، تنش برشی قوس و نیروی کشش سطحی در می گردند. با توجه به اینکه با افزایش جریان جو شکاری نسبت عمق به پهنای جوش افزایش پیدا کر ده است، می توان نتیجه گرفت که نیروی الکتر و مغناطیس توانسته است بر سایر نیروه ای مخالف غلبه کند و این نسبت را افزایش دهد.

بهدلیل کشیدگی حوضچه جوش، اختلاف بین حداکثر دمای حوضچه (T_L) و دمای مرز حوضچه (T_L) در خط مرکزی حوضچه (T_{max}) و دمای مرز حوضچه (T_L) در خط مرکزی جوش، بیشتر از خط ذوب است. بنابراین گرادیان دمایی در جهت عمود بر مرز حوضچه در خط مرکزی جوش، G_{cL} ، کمتر از خط ذوب، G_{FL} ، خواهد بود. اهمیت مقدار G و R (سرعت سرمایش) از این جهت است که ترکیب این دو پارامتر به صورت OR و SR و اندازه ریز ساختار انجماد و اندازه ریز ساختار انجماد مؤثر می باشد. با کاهش نسبت SR

جدول (۳): عمق و پهنای جوش بهدست آمده از طریق شبیهسازی.

نسبت عمق	پهناي حوضچه	عمق حوضچه	نمونه
بەپھنا	جوش (mm)	جوش (mm)	جوشكارى
۰/۵	۴/۸	۲/۴	١
۰/۵۳	6	٣/١٨	۲
۰/۵۴	V/ð	۳/۸	٣
۰/۵۲	۶/۲	٣/٢	۴

بهقسمت پایین حوضچه، زیاد کنند. در مقابل سه نیروی تنش برشی ناشی از شرایطی که $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ منفی است، نیروی شناوری و نیروی پلاسما جت، جزء نیروهایی هستند که با تحریک جریان سیال بهاطراف حوضچه، عمق حوضچه را کاهش داده و پهنای حوضچه را زیاد می کنند.

نتایج مربوط به شکل حوضچه جوش در شکل (۲) آورده شدهاست. با افزایش میزان حرارت ورودی و سرعت جوشکاری شکل حوضچه جوش کشیده تر می شود و از حالت بیضوی به شکل قطره اشک تبدیل می شود. نتایج به دست آمده نیز چنین روندی را نشان می دهند.

شکل حوضچه جوش بهوسیله سرعت حرکت قوس بر روی قطعه کار و سرعت از دست دادن حرارت در فصل مشتر ک جامد-مایع کنترل میشود. بهعبارت دیگر برای حفظ شکل ثابتی در مورد حوضچه جوش، می بایستی سرعت ذوب با سرعت انجماد از طریق کنترل سرعت حرکت قوس و نرخ سرد شدن متوازن شود، در غیر این صورت، در صورت غالب شدن هر یک، شکل حوضچه تغییر می کند. گرما توسط گرادیان دمایی جامد از دست داده می شود. حداکثر سرعت انجماد در خط بیشتر از سرعت حرکت قوس نگه داشته شود، شکل حوضچه بدون تغییر می ماند. در این صورت سرعت انجماد در خط مداکثر انجماد شود، در این صورت سرعت انجماد در خط مرکزی جوش نمی ماند. در صورتی که سرعت قوس بیشتر از سرعت مداکثر انجماد شود، در این صورت سرعت انجماد در خط فصلنامه علمی پژوهشی مهندسی مواد مجلسی / سال دوم / شماره هفتم / زمستان ۱۳۸۷



استفاده از سکل (۱) می نوان مقدار کرادیان دمایی جدول (۲) و سپس نسبت گرادیان دمایی به سرعت جوشکاری در خط مرکزی جوش را به دست آورد. در شکل (۳) تصویر متالو گرافی مربوط به خط مرکزی جوش در دو نمونه جوشکاری ۲ و ۴ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می شود با کاهش نسبت داده شده است. همانطور که مشاهده می شود با کاهش نسبت مرابر مرابر ۵۲/۱۰ می باشد.) ریز ساختار از دندریتی ستونی به دندریتی هم محور تغییر کرده است.



جدول (۴): گرادیان دمایی بهدست آمده از طریق شبیهسازی در خط مرکزی
: 1 • •

جوس و خط دوب.					
G در خط ذوب C/cm°	G در خط مرکزی جوش C/cm°	نمونه جوشكاري			
11/1	٧/١	١			
۱۶/۸	۵/۶	۲			
19/1	۵/۳	٣			
10/10	٣/٣	۴			

در واقع با کاهش نسبت G/R تحت انجماد ترکیبی در جلوی فصل مشترک در حال پیشروی جامد- مایع افزایش مییابد که منجر بهساختار دانه ای هم محور در حوضچه جوش می شود. در ارتباط با فاصله بین دندریتی، میزان حرارت ورودی و سرعت جوشکاری نیز می تواند بر فاصله بین بازوهای دندریت تأثیر بگذارد. با افزایش نرخ سرد کردن، فاصله بین بازوهای دندریت کاهش مییابد. هر چه سرعت جوشکاری بیشتر باشد، نرخ سرد شدن بیشتر بوده و دندریتها ریزتر خواهند بود (مقایسه شکلهای ۳- الف و ۴- ب).

در شکل (۴)، تصاویر متالو گرافی مربوط به خط مرکز جوش و خط ذوب در نمونه های جوشکاری شده با شرایط I = ۱۴۰ A خط ذوب در نمونه های جوشکاری شده با شرایط I = ۱۴۰ A ورده V = ۱۰ cm/min شده است. با توجه به اینکه از خط ذوب به سمت خط مرکزی جوش نسبت G/R کاهش می یابد، در منطقه ذوب حالت انجماد از سلولی به دندریتی ستونی و هم محور تغییر می کند.

نتایج مربوط به اندازه گیری اندازه دانه از طریق شبیه سازی و اندازه گیری اندازه دانه به صورت تجربی در شکل (۵) آورده شده است. در ارتباط با اندازه گیری های مربوط به اندازه دانه از طریق شبیه سازی و اندازه گیری های تجربی توافق خوبی حاصل شده است. همین طور که مشاهده می شود با افزایش میزان حرارت ورودی در واحد طول نمونه های جو شکاری، متوسط اندازه دانه در منطقه اطراف جوش (HAZ) افزایش پیدا می کند. این مسأله را این گونه می توان توجیه کرد که یکی از پارامتر های مؤثر در

برای عبور از سد انرژی اکتیواسیون برای رشد دانه، تأمین شده و در نتیجه مرز دانهها در نمونه مهاجرت می کنند و تعداد کل دانهها کاهش پیدا می کند[۱۷] و بدین ترتیب متوسط اندازه دانهها زیاد می شود. از طرفی وقتی که میزان حرارت ورودی در واحد طول نمونهها افزایش پیدا می کند، مدت زمانی که یک نقطه مشخص در یک نمونه در دمای بالا، مثلاً T قرار می گیرد نقطه مشخص در یک نمونه در دمای بالا، مثلاً T قرار می گیرد نسبت به شرایطی که میزان حرارت ورودی در واحد طول نمونه نما دانه که زمان می بالا، ین تراین دو مین عامل مهم برای رشد دانه که زمان می باشد نیز تأمین شده و این دو عامل مهم برای رشد دانه موجب افزایش اندازه دانه متوسط با افزایش میزان حرارت ورودی می گردند. از طرفی با نزدیک شدن به مرز ذوب، پیک دمایی بیشتر شده و ماده مورد نظر، زمان طولانی تر در دمای انلا باقی می ماند. بنابراین با نزدیک شدن به مرز ذوب، متوسط

بدين ترتيب تأثير ميزان حرارت ورودي بر ريزساختار HAZ مشخص می شود و در شرایط حساس که رشد دانه در منطقه HAZ باعث افت شدید خواص می گردد می بایستی از اعمال حرارت ورودي زياد بهقطعه كار جلوگيري شود. تفاوتي كه در بین اندازه گیری تجربی و شبیهسازی مشاهده میشود می تواند ناشی از خطای اندازه گیری باشد. البته برای کاهش میزان خطای ناشی از این مسأله سعی شد که در اندازه گیری اندازه دانه بهطریق تجربی از تعداد خطوط بیشتری استفاده گردد. از طرف دیگر بایستی بهاین مسأله توجه کرد که پنج پارامتر مهم در شبیهسازی حوضچه جوش و پروفیل دمایی در فرآیند GTAW وجود دارند که عبارتند از کارایی قـوس، شـعاع قـوس، پارامتر توزيع تـوان، هـدايت حرارتـي مـؤثر و ويـسكوزيته مـؤثر فلـز مايع[1٨]. بسته بهاينكه ميزان اين پنج پارامتر را تا چه حد نزديك بهشرایط واقعی در نظر بگیریم، دقت محاسبات و پیش بینی در مورد شکل حوضچه و پروفیل دمایی که بر روی سیکل حرارتی مؤثر هستند، افزایش می یابد. عامل دیگری که در اندازه گیری اندازه دانه بهدست آمده از طريق شبيهسازي تأثير مي گذارد،



مقدار بازههای زمانی است که در تفکیک سیکل حرارتی در نظر گرفته میشود. در واقع این مسأله در ارتباط بـا گرادیـان دمـایی

زیادی است که در حین جوشکاری وجود دارد. بـه ایـن مـسأله اصطلاحاً تغییرات دمایی ناگهانی^ گفته میشود[۱۹]. ۲۳



.V = ۱۵ cm/min d = ۱۸۰ A (م د ا + ۱۰ cm/min d = 1۸۰ A (ج V = 1.6 cm/min d = 146 A (ب)

فصلنامه علمی پژوهشی مهندسی مواد مجلسی / سال دوم / شماره هفتم / زمستان ۱۳۸۷



شکل (۶): تصویر متالوگرافی مربوط بهفلز پایه.

مسلماً هر چه قدر بازه ها را بتوانیم کوچکتر انتخاب کنیم، دقت محاسبات اندازه گیری اندازه دانه نیز افزایش می یابد. متوسط اندازه دانه در نزدیکی خط ذوب در شرایطی که میزان حرارت ورودی در واحد طول جوش بیشترین مقدار را داشت، یعنی متوسط اندازه دانه در شرایطی که میزان حرارت ورودی در واحد طول جوش کمترین مقدار را داشت، یعنی واحد طول جوش کمترین مقدار را داشت، یعنی دانه اولیه (اندازه دانه فلز پایه به دست آمد. اندازه دانه اولیه (اندازه دانه فلز پایه) در تمامی نمونه ها ۴۸ میکرون به دست آمد. تصویر میکروسکوپی مربوط به فلز پایه در شکل (۶) نشان داده شده است.

٤- نتیجه گیری

۱- نتایج مربوط بهاندازه دانه متوسط در HAZ که از طریق شبیه سازی و اندازه گیری های تجربی به دست آمده اند، در توافق خوبی با هم هستند. با افزایش میزان حرارت ورودی در واحد طول نیرو محر که بیشتری برای رشد دانه تأمین شده و دانه ها بیشتر رشد می کنند.

۲- بر اساس نتایج بهدست آمده از اندازه گیری ابعاد حوضچه جوش (جدول ۳)، مشخص می شود که در میان نیروهای حاکم بر جریان سیال در حوضچه جوش، نیروی الکترومغناطیس نسبت به سایر نیروها بیشتر در افزایش عمق حوضچه جوش مؤثر است.

نسبت عمق به پهنا با افزایش میزان حرارت ورودی به ازای واحد طول جوش افزایش پیدا کرده است. ۳- در سرعت جوشکاری ثابت، با افزایش میزان حرارت ورودی، گرادیان دمایی (G) کاهش یافته و بنابراین نسبت G/R کاهش می یابد (جدول ۴). با افزایش میزان حرارت ورودی بر

واحد طول، ریز ساختار در مرکز جوش از دندریتی ستونی

بهدندریتی هم محور تغییر پیدا کرده است (شکل ۳). فاصله بین بازوهای دندریتی با افزایش میزان حرارت ورودی و کاهش مقدار نرخ سرد شدن (G.R) افزایش پیدا کرده است (مقایسه شکلهای ۳- الف و ۴- ب). ۴- مقدار R/R در خط مرکزی جوش به مراتب کمتر از خط ذوب است. بنابراین انتظار تغییر ساختار از خط ذوب تا خط مرکزی جوش می رود. نتایج ریز ساختاری شکل (۴) نیز این گونه روندی را تأیید می کنند و نشان می دهند که ساختار از خط ذوب به مرکز جوش از سلولی به دندریتی تغییر می کند.

٥- مراجع

- J. Gao and R. G. Thompson, Real Time-temperature Models for Monte Carlo Simulations of Normal Grain Growth, Acta Metall., 44, p. 4565, 1996.
- [2] M. F. Ashby and K. E. Easterling, A First Report on Diagram for Grain Growth in Welds, Acta Metall., 30, p. 1969–1999, 1982.
- [3] J. C. Ion, K. E. Easterling and M. F. Ashby, A Second Report of Microstructure and Hardness Heat-affected Zones, Acta Metallurgica, 32, p. 1949–1962, 1984.
- [4] Z. Yang, S. Sista, J. W. Elmer and T. Debroy, Three Dimensional Monte Carlo Simulation of Grain Growth During GTA Welding of Titanium, Acta mater, 48, p. 4813–4825, 2000.
- [5] J. Gao, R. G. Thompson and Y. Cao, Development of Monte Carlo Simulation of Grain Growth in HAZ, in Trends in Welding Research, H. B. Smartt, J. A. Johnson and S. A. David, Eds., ASM International, Materials Park, OH, p. 199, 1996.
- [6] B. Radhakrishnan and T. Zacharia, Simulation of Curvature-driven Grain Growth by Using a Modified Monte Carlo Algorithm, Metall. Mater. Trans. A, 26 A, p. 167, 1995.
- [7] A. L. Wilson, R. P. Martukanitz and P. R. Howell, Experimental and Computer Simulation of Grain Growth in HSLA-100/80 Steels During Welding and Cladding, in

۲۵

- [15] Annual Book of ASTM Standards, Vol. 1, Sect. 3, ASTM, West Conshohoken, PA, 1996.
- [16] Welders Handbook for Gas Shielded Arc Welding, Oxy Fuel Cutting and Plasma Cutting, Air Products PLC, 3rd Edition, 1999.
- [17] D. A. Porter and K. E. Easterling, Phase Transformations in Metals and Alloys, Chapman&Hall International Publications, 1991.
- [18] A. De and T. DebRoy, Probing Unknown Welding Parameters from Convective Heat Transfer Calculation and Multivariable Optimization, J. Phys. D: Appl. Phys., 37, p. 140–150, 2004.
- [19] S. Mishra and T. DebRoy, Grain Growth in the Heat-Affected Zone of Fusion Welds, Reviews of Modern Physics, 67, p. 85, 1995.

٦- پىنوشت

- 1- Heat affected zone
- 2- Fusion line
- 3- Easterling
- 4- Isothermal
- 5- Laminar
- 6- Sensible heat
- 7- Center line
- 8-Thermal pinning

Trends in Welding Research, J. M. Vitek, S. A. David, J. A. Johnson, H. B. Smartt and T. DebRoy, Eds., ASM International, Materials Park, OH, p. 161, 1998.

- [8] S. Mishra and T. DebRoy, Measurements and Monte Carlo Simulation of Grain Growth in the Heat-affected Zone of Ti-6Al-4V Welds, Acta Materialia, 52, p. 1183–1192, 2004.
- [9] D. F. Watt, L. Coon, M. Bibby, J. Goldak and C. Henwood, An Algorithm for Modeling Microstructural Development in Weld Heat Affected Zones (Part A) Reaction Kinetics, Acta Metall., 36, p. 3029–3035, 1988.
- [10] K. Mundra, T. DebRoy and K. M. Kelkar, Numerical Prediction of Fluid Flow and Heat Transfer in Welding with a Moving Heat Source, Numer. Heat Transfer A, 29, p. 115–129, 1996.
- [11] W. Zhang, Probing Heat Transfer, Fluid Flow and Microstructure Evolution During Fusion Welding of Alloys, Ph. D Thesis, The Pennsylvania State University, 2004.
- [12] W. Zhang, G. G. Roy, J. W. Elmer and T. DebRoy, Modeling of Heat Transfer and Fluid Flow During Gas Tungsten Arc Spot Welding of Low Carbon Steel, J. Appl. Phys., 93, p. 3022, 2003.
- [13] www.azom.com.
- [14] www.aksteel.com.