

شبیه‌سازی ریزساختار منطقه متأثر از حرارت (HAZ) و پروفیل دمایی در جوشکاری GTAW فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶

علیرضا محمودیان^۱، یعقوب یعقوبی‌نژاد^۲

۱- مربی، دانشگاه آزاد اسلامی واحد سیرجان

۲- استادیار، دانشگاه آزاد اسلامی واحد سیرجان

Ali_reza_mahmoudian@yahoo.com

چکیده

در تحقیق حاضر، تحولات ریزساختاری منطقه متأثر از حرارت^۱ (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 به میزان 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 جوش دارند.

واژه‌های کلیدی:

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

۱- مقدمه

شبیه‌سازی ریزساختار منطقه متأثر از حرارت به‌دست آمده‌است. استرلینگ^۳ [۲ و ۳]، معادلاتی در زمینه محاسبه ریزساختار و سختی منطقه متأثر از حرارت جوش فولادهای میکروآلیاژی، بر اساس آنالیز فازی ارائه کرده‌است. اخیراً روش مونت کارلو برای شبیه‌سازی رشد دانه HAZ جوش‌ها به‌صورت دو بعدی و سه بعدی به کار برده شده‌است [۱ و ۴-۷].

در ارتباط با رشد دانه در HAZ نمونه‌های جوشکاری شده توجه به دو نکته مهم حائز اهمیت است. نخست این که HAZ، تحت تأثیر سیکل‌های حرارتی با سرعت گرمایش و سرمایش زیاد قرار دارد. از آنجایی که رشد دانه شدیداً وابسته به‌دما است، بنابراین تحول ساختار دانه در HAZ، به‌مقدار زیادی با رشد دانه ایزوترمال^۴ فلزات و آلیاژها متفاوت می‌باشد. نکته دوم که شاید

حرارت ورودی جوشکاری، شدیداً روی ریزساختار منطقه متأثر از حرارت فولادها تأثیر می‌گذارد. به‌ویژه این که حرارت ورودی جوشکاری، رشد دانه در منطقه نزدیک خط ذوب^۲ را به‌مقدار زیادی افزایش می‌دهد. از طرفی ساختار دانه‌ها بر استحکام، چقرمگی، انعطاف‌پذیری و مقاومت خوردگی آلیاژها تأثیر می‌گذارد [۱]. از این‌رو درک صحیح اثرات حرارت ورودی جوشکاری بر ریزساختار و خواص نمونه‌های جوشکاری شده اهمیت خود را نشان می‌دهد. با توجه به این که انجام آزمایشات تجربی مستلزم هزینه و زمان زیادی می‌باشد، ارائه یک مدل عددی مناسب به‌منظور مشخص کردن اثرات حرارت ورودی جوشکاری تا حد زیادی می‌تواند در کاهش هزینه و زمان، مؤثر واقع گردد. در دهه اخیر پیشرفت‌های قابل توجهی در زمینه

$$\vec{F}_{emf} = \vec{J} \times \vec{B} \quad (۳)$$

$$F_b = \rho \cdot g \cdot \beta \cdot \Delta T \quad (۴)$$

که ρ دانسیته، V سرعت، F_b نیروی شناوری، P فشار، μ ویسکوزیته، F_{emf} نیروی الکترومغناطیس، J دانسیته جریان، B میدان مغناطیسی، g شتاب ثقل، β ضریب انبساط حرارتی و T دما است.

میدان الکترومغناطیس در نمونه از حل معادلات ماکسول به دست می آید [۱۱]:

$$\nabla \times \vec{B} = \mu_m \vec{J} \quad (۵)$$

$$\nabla \cdot \vec{J} = 0 \quad (۶)$$

که μ_m نفوذپذیری مغناطیسی است.

معادله پیوستگی را به صورت زیر می توان بیان نمود:

$$\nabla \cdot \vec{V} = 0 \quad (۷)$$

به منظور نشان دادن فصل مشترک جامد- مایع، آنتالپی کلی H به صورت جمع گرمای محسوس^۶ (مقدار گرمایی که صرف تغییر حالت ماده نمی شود بلکه موجب تغییر دمای ماده می گردد) و گرمای ذوب ΔH ، یعنی $H = h + \Delta H$ بیان می شود. گرمای محسوس h ، به صورت $h = \int C_p dT$ بیان می شود [۱۱]، که C_p گرمای ویژه و T دما است. مقدار گرمای ذوب ΔH به صورت $\Delta H = f_L \cdot L$ داده می شود که L گرمای ذوب است. کسر مذاب، f_L ، فرض می شود که به صورت خطی با دما تغییر کند [۱۱].

$$f_L = \begin{cases} 1, & T > T_L \\ \frac{T - T_S}{T_L - T_S}, & T_S \leq T \leq T_L \\ 0, & T < T_S \end{cases} \quad (۸)$$

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

$$\rho \cdot C_p (\vec{V} \cdot \nabla T) = \nabla \cdot (K \nabla T) + Q_h \quad (۹)$$

مهم تر هم باشد این است که گرادیان های 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 مدل سازی ریزساختار است. در ضمن جوشکاری فلز مذاب سریعاً در حوضچه جوش تحت تأثیر نیروهای حاکم بر حوضچه جوش سیرکوله 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 سیال و حرارت می تواند شبیه 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 جوشکاری شده به روش GTAW فولاد زنگ نزن 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 ریزساختار 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.

۲- روش تحقیق

۲-۱- مدل سازی ریاضی

معادلات حاکم و شرایط مرزی مسأله به صورت زیر بیان می شود:

الف) معادلات حاکم

در حوضچه جوش، جریان سیال نیوتنی و آرام^۵ فرض می شود. بنابراین سیرکولاسیون فلز مایع در حوضچه جوش می تواند

به وسیله معادله مومنوم به صورت زیر بیان شود [۱۱]:

$$\rho (\vec{V} \cdot \nabla) \vec{V} = \vec{F}_b - \nabla P + \mu \nabla^2 \vec{V} \quad (۱)$$

که نیروی حجمی به صورت زیر بیان می شود [۱۱]:

$$\vec{F}_b = \vec{F}_{emf} - F_b \quad (۲)$$

می‌شود، u و v از اثر ماراگونی به دست می‌آیند. معادله (۱۴) بیان می‌کند که جریانی از مذاب به خارج از حوضچه وجود ندارد و سطح حوضچه به صورت تخت در نظر گرفته شده‌است.

در $y = 0$ و تقارن حول محور x شرایط زیر برقرار است [۱۱]:

$$\frac{\partial T}{\partial y} = 0 \quad (15)$$

$$\frac{\partial \vec{V}}{\partial y} = 0 \quad (16)$$

برای سطوح غیر از سطح $z = 0$ داریم:

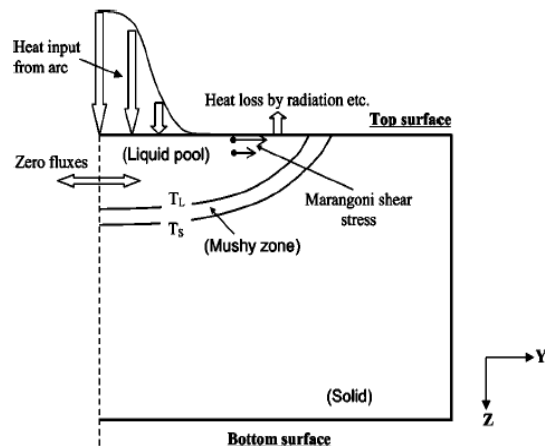
$$K \nabla T = -\alpha(T - T_0) \quad (17)$$

که α ضریب انتقال حرارت ترکیبی برای شرایط مرزی تشعشعی و هدایتی است.

محاسبات عددی بر روی نمونه‌ای با طول و عرض و ضخامت به ترتیب ۴۰۰، ۱۰۰ و ۴ میلی‌متر انجام شد. تعداد المان‌های مورد استفاده ۴۴۶۷۸۲ المان بود. المان‌بندی به صورت غیریکنواخت به منظور افزایش دقت در انجام محاسبات، انجام شد. المان‌ها در نزدیک منبع حرارتی کوچک‌تر انتخاب شدند. مبدأ مختصات در مرکز مدل در نظر گرفته شده‌است. خواص فیزیکی مربوط به فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶ مورد استفاده در محاسبات در جدول (۱) آورده شده‌است. 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 به دست آمدند. در اکثر موارد رشد دانه در حین جوشکاری به صورت رشد دانه نرمال است.

با توجه به وجود گرادیان دمایی زیاد در جوشکاری برای محاسبه رشد دانه، سیکل‌های حرارتی به دست آمده از طریق شبیه‌سازی را به بازه‌های کوچک تقسیم کرده و بدین ترتیب اندازه دانه را در هر یک از زیر بازه‌ها به دست آوردیم. به منظور افزایش دقت و کاهش خطا به علت گرادیان دمایی شدید، بازه‌های زمانی را ۰/۰۰۰۵ 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. ترم منبع Q_h به صورت زیر بیان می‌شود [۱۱]:

$$Q_h = -\rho \frac{\partial \Delta H}{\partial t} - \rho \nabla \cdot (V \Delta H) \quad (10)$$

(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 می‌دهد. این شرایط مرزی در زیر بیشتر بحث می‌شود.

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

$$K \frac{\partial T}{\partial z} = \frac{f Q \eta}{r_b^2} \exp\left(-\frac{f(x^2 - y^2)}{r_b^2}\right) - h_c(T - T_0) \quad (11)$$

که Q پتانسیل حرارتی قوس، η کارایی قوس، r_b پارامتر توزیع انرژی قوس، h_c ضریب جابجایی و T_0 دمای اولیه است. شرط مرزی مربوط به سرعت به صورت زیر بیان می‌شود [۱۱]:

$$\mu \frac{\partial u}{\partial z} = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial x} \cdot f_L \quad (12)$$

$$\mu \frac{\partial v}{\partial z} = \frac{\partial \gamma}{\partial T} \cdot \frac{\partial T}{\partial y} \cdot f_L \quad (13)$$

$$w = 0 \quad (14)$$

که μ ویسکوزیته است و u ، v ، w اجزا سرعت در جهات x ، y و z هستند. همانطور که از معادلات (۱۲) و (۱۳) مشخص

قطر ۲/۴ میلی‌متر 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 شده‌است. به کمک تکنیک‌های مرسوم پولیش کاری و اچ، بررسی‌های متالوگرافی بر روی نمونه‌های جوشکاری شده (فلز جوش و منطقه متأثر از حرارت) انجام شد. با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Tescan-VEGA-II، پژوهشگاه متالورژی رازی، مورفولوژی ساختار انجمادی فلز جوش مورد ارزیابی قرار گرفت.

محلول اچ مورد استفاده دارای ترکیب HNO_3 ۵ml، HCl ۱۵ ml و H_2O ۱۰۰ می‌باشد. برای به دست آوردن پارامترهای سینتیکی رشد دانه تعدادی نمونه فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶ آنیل شده، با ابعاد $4 \times 10 \times 20$ میلی‌متر را در دماهای ۴۰۰، ۴۰، ۳۰، ۲۰ و ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان‌های ۵۰، ۴۰، ۳۰، ۲۰ و ۱۰ دقیقه قرار داده و اندازه دانه هر یک از نمونه‌ها به دست آمد. با استفاده از فرمول $\bar{R}^n - \bar{R}_0^n = kt$ مقادیر k و n را در این دماها به دست آورده و برای به دست آوردن k و n در دماهای بالاتر از برون‌یابی داده‌ها استفاده کرده و مقادیر این پارامترها در دماهای بالاتر تا دمای ذوب، برون‌یابی شد. برای اندازه‌گیری اندازه دانه به‌طور تجربی از روش تقاطع خطی استفاده گردید [۱۵].

۳- نتایج و بحث

جریان سیال در حوضچه جوش می‌تواند 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 $\frac{\partial \gamma}{\partial T}$ مثبت است و فشار قوس می‌توانند عمق حوضچه جوش را با تحریک جریان سیال

جدول (۱): خواص فیزیکی فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶ استفاده شده در محاسبات [۱۳ و ۱۴].

مقدار	خاصیت فیزیکی
۱۴۰۰	دمای لیکوئیدوس، (K)
۱۳۷۵	دمای سالیدوس، (K)
8×10^{-3}	دانشیه فلز مذاب، (kg/m^3)
۰/۱	ویسکوزیته مذاب، (kg/ms)
۱۹/۳	ضریب هدایت حرارتی جامد، (J/msK)
۲۰۴	ضریب هدایت حرارتی مذاب، (J/msK)
۵۰۰	ظرفیت حرارتی جامد، (J/kgK)
۸۳۱	ظرفیت حرارتی مذاب، (J/kgK)
-0.41×10^{-3}	گرادیان کشش سطحی مذاب نسبت به دما، (N/mK)
۱۹/۹	ضریب انبساط حرارتی، ($\mu\text{m/m.K}$)

جدول (۲): پارامترهای جوشکاری [۱۶].

شماره نمونه	حرارت ورودی (J/mm)	جریان (A)	ولتاژ (V)	سرعت (cm/min)
۱	۴۹۰	۱۰۰	۱۱/۳	۱۰
۲	۷۲۶	۱۴۰	۱۲/۲	۱۰
۳	۱۰۶۹	۱۸۰	۱۳/۵	۱۰
۴	۷۱۷	۱۸۰	۱۳/۵	۱۵

بعدی استفاده گردید. البته در این حالت اندازه دانه مربوط به یک نقطه به دست می‌آید. برای به دست آوردن اندازه دانه متوسط، قطعه جوشکاری را المان‌بندی کرده و اندازه دانه متوسط را در هر یک از المان‌ها به دست آوردیم.

۲-۲- کارهای تجربی

با روش GTAW و به کمک دستگاه مدل KTW 400 (واقع در دانشگاه آزاد اسلامی واحد سیرجان) بر روی نمونه‌های فولاد زنگ‌نزن ۳۱۶ آنیل شده، جوشکاری انجام شد. ضخامت نمونه‌ها ۴ میلی‌متر بوده و طول و عرض آنها به ترتیب ۴۰ و ۱۰ سانتی‌متر در نظر گرفته شد. از گاز آرگون خلوص بالا به عنوان گاز جوشکاری استفاده گردید. فاصله بین نوک الکتروود و قطعه کار برای همه نمونه‌ها به اندازه ۲ میلی‌متر ثابت بوده و از الکتروود با

نتیجه شکل حوضچه کشیده می‌شود و به سمت قطره اشکی شکل متمایل می‌شود.

مقدار عمق و پهنای حوضچه جوش به دست آمده از طریق شبیه‌سازی در جدول (۳) آورده شده است. با توجه به جدول (۳) مشاهده می‌شود که با افزایش جریان جوشکاری عمق حوضچه و نسبت عمق به پهنای جوش افزایش پیدا کرده است. این امر می‌تواند تأییدی بر تأثیر نیروی الکترومغناطیس بر عمق جوش باشد. نیروی الکترومغناطیس 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 می‌گردد. در حالی که نیروهای مخالف در حوضچه جوش (نیروی شناوری، تنش برشی قوس و نیروی کشش سطحی در غیاب عناصر فعال سطحی) باعث افزایش پهنای حوضچه جوش می‌گردند. با توجه به اینکه با افزایش جریان جوشکاری نسبت عمق به پهنای جوش افزایش پیدا کرده است، می‌توان نتیجه گرفت که نیروی الکترومغناطیس توانسته است بر سایر نیروهای مخالف غلبه کند و این نسبت را افزایش دهد.

سرعت سرمایش در جوشکاری اغلب با زمان لازم برای سرمایش از دمای ۵۰۰ تا ۸۰۰ درجه سانتی‌گراد (ΔT_{8-5}) مقایسه می‌شود. استحاله اوستنیت به فریت در این محدوده دمایی در فولاد معمولی اتفاق می‌افتد. اگر چه این محدوده دمایی ممکن است برای سایر آلیاژها چندان مهم نباشد ولی یک پارامتر مناسبی را برای زمان سرمایش به دست می‌دهد.

به دلیل کشیدگی حوضچه جوش، اختلاف بین حداکثر دمای 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 G/R و $G.R$ در پیش‌بینی مورفولوژی انجماد و اندازه ریزساختار انجماد مؤثر می‌باشد. با کاهش نسبت G/R حالت انجماد در خط

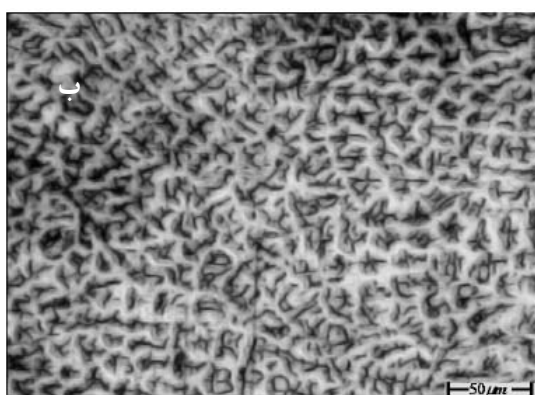
جدول (۳): عمق و پهنای جوش به دست آمده از طریق شبیه‌سازی.

نمونه جوشکاری	عمق حوضچه جوش (mm)	پهنای حوضچه جوش (mm)	نسبت عمق به پهنای
۱	۲/۴	۴/۸	۰/۵
۲	۳/۱۸	۶	۰/۵۳
۳	۳/۸	۷/۵	۰/۵۴
۴	۳/۲	۶/۲	۰/۵۲

به قسمت 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 پلاسمای جت، جزء نیروهایی هستند که با تحریک جریان سیال به اطراف حوضچه، عمق حوضچه را کاهش داده و پهنای حوضچه را زیاد می‌کنند.

نتایج مربوط به شکل حوضچه جوش در شکل (۲) آورده شده است. با افزایش میزان حرارت ورودی و سرعت جوشکاری شکل حوضچه جوش کشیده‌تر می‌شود و از حالت بیضوی به شکل قطره اشک تبدیل می‌شود. نتایج به دست آمده نیز چنین روندی را نشان می‌دهند.

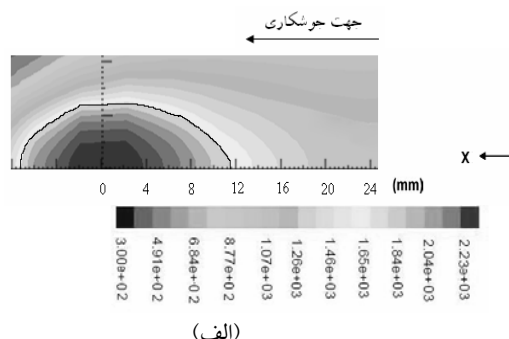
شکل حوضچه جوش به وسیله سرعت حرکت قوس بر روی قطعه کار و سرعت از دست دادن حرارت در فصل مشترک جامد-مایع کنترل می‌شود. به عبارت دیگر برای حفظ شکل ثابتی در مورد حوضچه جوش، می‌بایستی سرعت ذوب با سرعت انجماد از طریق کنترل سرعت حرکت قوس و نرخ سرد شدن متوازن شود، در غیر این صورت، در صورت غالب شدن هر یک، شکل حوضچه تغییر می‌کند. گرما توسط گرادیان دمایی جامد از دست داده می‌شود. حداکثر سرعت انجماد در خط مرکزی جوش V می‌باشد، مادامی که این حداکثر سرعت برابر یا بیشتر از سرعت حرکت قوس نگه داشته شود، شکل حوضچه بدون تغییر می‌ماند. در صورتی که سرعت قوس بیشتر از سرعت حداکثر انجماد شود، در این صورت سرعت انجماد در خط مرکزی جوش نمی‌تواند در بیشترین مقدار نگهداری شود و در



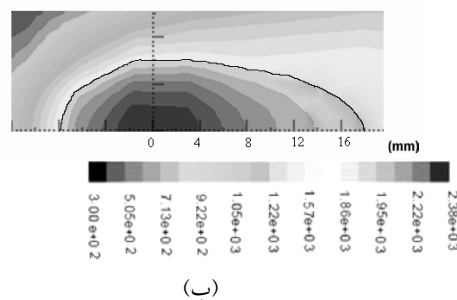
شکل (۳): ریزساختار مربوط به خط مرکزی جوش،

الف) $V = 10 \text{ cm/min}$, $I = 140 \text{ A}$ (ب) $V = 15 \text{ cm/min}$, $I = 180 \text{ A}$

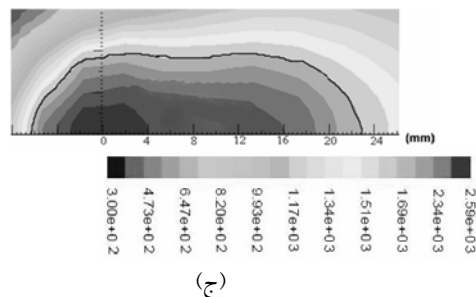
مرکزی جوش تغییر می کند به طوری که با کاهش نسبت G/R حالت انجماد از حالت صفحه ای به سلولی و دندریتی تغییر می یابد. در ارتباط با بررسی این مسأله به صورت کیفی ریزساختار جوش نمونه های جوشکاری شده بررسی شدند. با استفاده از شکل (۲) می توان مقدار گرادیان دمایی جدول (۴) و سپس نسبت گرادیان دمایی به سرعت جوشکاری در خط مرکزی جوش را به دست آورد. در شکل (۳) تصویر متالوگرافی مربوط به خط مرکزی جوش در دو نمونه جوشکاری ۲ و ۴ نشان داده شده است. همانطور که مشاهده می شود با کاهش نسبت G/R در خط مرکزی جوش (مقدار این نسبت در نمونه ۲، برابر $0/56$ و در نمونه ۴، برابر $0/22$ می باشد). ریزساختار از دندریتی ستونی به دندریتی هم محور تغییر کرده است.



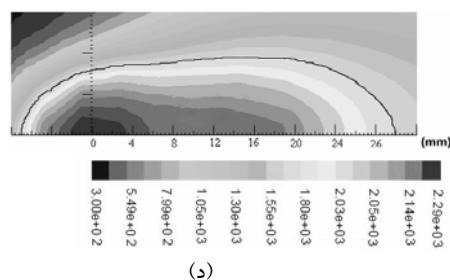
(الف)



(ب)



(ج)



(د)

شکل (۲): پروفیل حوضچه جوش به دست آمده از طریق شبیه سازی

الف) $V = 10 \text{ cm/min}$, $I = 100 \text{ A}$ (ب) $V = 10 \text{ cm/min}$, $I = 140 \text{ A}$

ج) $V = 10 \text{ cm/min}$, $I = 180 \text{ A}$ (د) $V = 15 \text{ cm/min}$, $I = 180 \text{ A}$

برای عبور از سد انرژی اکتیواسیون برای رشد دانه، تأمین شده و در نتیجه مرز دانه‌ها در نمونه مهاجرت می‌کنند و تعداد کل دانه‌ها کاهش پیدا می‌کند [۱۷] و بدین ترتیب متوسط اندازه دانه‌ها زیاد می‌شود. از طرفی وقتی که میزان حرارت ورودی در واحد طول نمونه‌ها افزایش پیدا می‌کند، مدت زمانی که یک نقطه مشخص در یک نمونه در دمای بالا، مثلاً T قرار می‌گیرد نسبت به شرایطی که میزان حرارت ورودی در واحد طول نمونه کم است، افزایش پیدا می‌کند. بنابراین دومین عامل مهم برای رشد دانه که زمان می‌باشد نیز تأمین شده و این دو عامل مهم برای رشد دانه موجب افزایش اندازه دانه متوسط با افزایش میزان حرارت ورودی می‌گردند. از طرفی با نزدیک شدن به مرز ذوب، پیک دمایی بیشتر شده و ماده مورد نظر، زمان طولانی‌تر در دمای بالا باقی می‌ماند. بنابراین با نزدیک شدن به مرز ذوب، متوسط اندازه دانه در منطقه HAZ افزایش می‌یابد.

بدین ترتیب تأثیر میزان حرارت ورودی بر ریزساختار HAZ مشخص می‌شود و در شرایط حساس که رشد دانه در منطقه HAZ باعث افت شدید خواص می‌گردد می‌بایستی از اعمال حرارت ورودی زیاد به‌قطعه کار جلوگیری شود. تفاوتی که در بین اندازه‌گیری تجربی و شبیه‌سازی مشاهده می‌شود می‌تواند ناشی از خطای اندازه‌گیری باشد. البته برای کاهش میزان خطای ناشی از این مسأله سعی شد که در اندازه‌گیری 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 قوس، شعاع قوس، پارامتر توزیع توان، هدایت حرارتی مؤثر و ویسکوزیته مؤثر فلز مایع [۱۸]. بسته به‌اینکه میزان این پنج پارامتر را تا چه حد نزدیک به شرایط واقعی در نظر بگیریم، دقت محاسبات و پیش‌بینی در مورد شکل حوضچه و پروفیل دمایی که بر روی سیکل حرارتی مؤثر هستند، افزایش می‌یابد. عامل دیگری که در اندازه‌گیری اندازه دانه به‌دست آمده از طریق شبیه‌سازی تأثیر می‌گذارد،

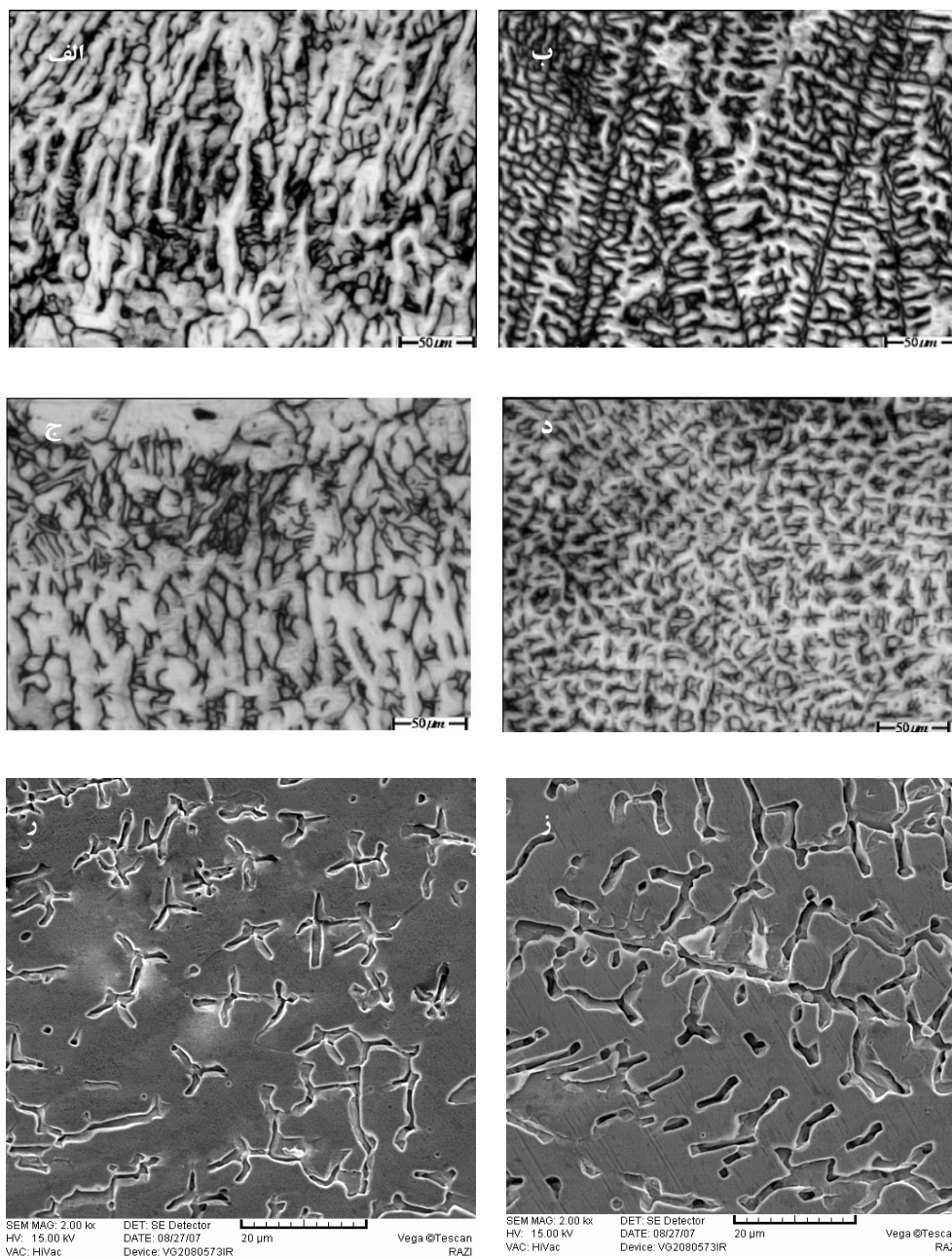
جدول (۴): گرادیان دمایی به‌دست آمده از طریق شبیه‌سازی در خط مرکزی جوش و خط ذوب.

نمونه جوشکاری	G در خط مرکزی جوش °C/cm	G در خط ذوب °C/cm
۱	۷/۱	۱۷/۱
۲	۵/۶	۱۶/۸
۳	۵/۳	۱۶/۲
۴	۳/۳	۱۵/۱۵

در واقع با کاهش نسبت G/R تحت انجماد ترکیبی در جلوی فصل مشترک در حال پیشروی جامد-مایع افزایش می‌یابد که منجر به ساختار دانه‌ای هم‌محور در حوضچه جوش می‌شود. در ارتباط با فاصله بین دندریتی، میزان حرارت ورودی و سرعت جوشکاری نیز می‌تواند 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 متالوگرافی مربوط به خط مرکز جوش و خط ذوب در نمونه‌های جوشکاری شده با شرایط $I = 140 \text{ A}$ ، $V = 10 \text{ cm/min}$ و $I = 180 \text{ A}$ ، $V = 15 \text{ cm/min}$ آورده شده‌است. با توجه به‌اینکه از خط ذوب به سمت خط مرکزی جوش نسبت G/R کاهش می‌یابد، در منطقه ذوب حالت انجماد از سلولی به دندریتی ستونی و هم‌محور تغییر می‌کند.

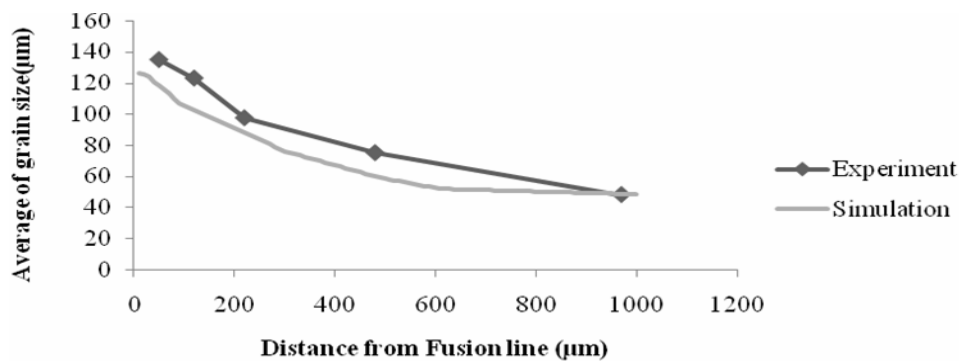
نتایج مربوط به اندازه‌گیری اندازه دانه از طریق شبیه‌سازی و اندازه‌گیری اندازه دانه به‌صورت تجربی در شکل (۵) آورده شده‌است. در ارتباط با اندازه‌گیری‌های مربوط به اندازه دانه از طریق شبیه‌سازی و اندازه‌گیری‌های تجربی توافق خوبی حاصل شده‌است. همین‌طور که مشاهده می‌شود با افزایش میزان حرارت ورودی در واحد طول نمونه‌های جوشکاری، متوسط اندازه دانه در منطقه اطراف جوش (HAZ) افزایش پیدا می‌کند. این مسأله را این‌گونه می‌توان توجیه کرد که یکی از پارامترهای مؤثر در رشد دانه دما است. بنابراین با افزایش دما نیروی محرکه لازم



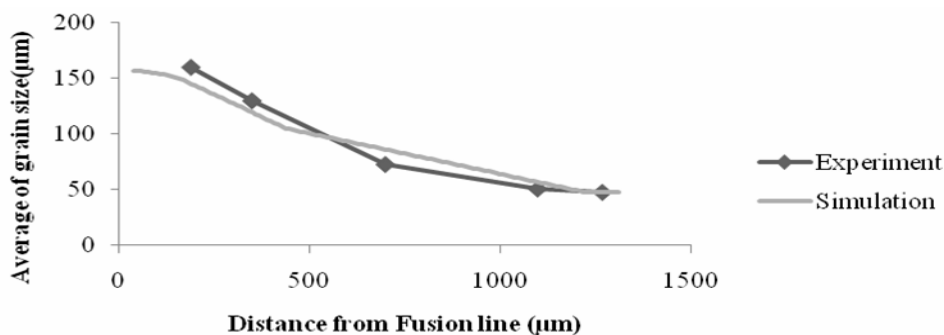
شکل (۴): ریزساختار مربوط به خط مرکزی جوش و خط ذوب، (الف) $V = 10 \text{ cm/min}$, $d = 100 \text{ A}$ (ب) $V = 10 \text{ cm/min}$, $d = 100 \text{ A}$ خط مرکزی جوش و خط ذوب، (ج) $V = 15 \text{ cm/min}$, $d = 180 \text{ A}$ خط مرکزی جوش، (د) $V = 15 \text{ cm/min}$, $d = 180 \text{ A}$ خط مرکزی جوش، (ز) تصویر میکروسکوپ الکترونی $V = 10 \text{ cm/min}$, $d = 100 \text{ A}$ خط مرکزی جوش.

زیادی است که در حین جوشکاری وجود دارد. به این مسأله اصطلاحاً تغییرات دمایی ناگهانی^{۱۹} گفته می‌شود.

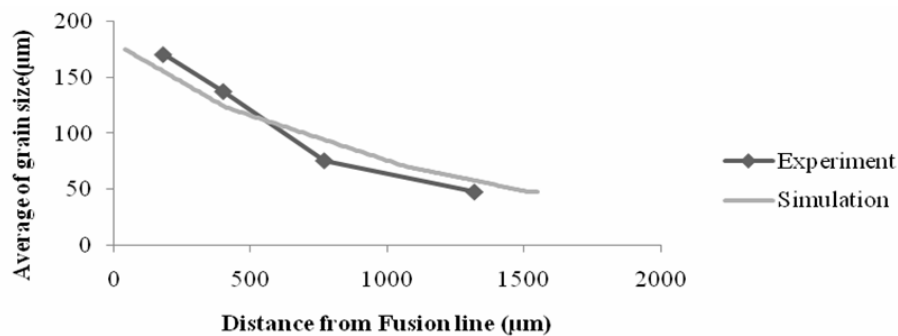
مقدار بازه‌های زمانی است که در تفکیک سیکل حرارتی در نظر گرفته می‌شود. در واقع این مسأله در ارتباط با گرادیان دمایی



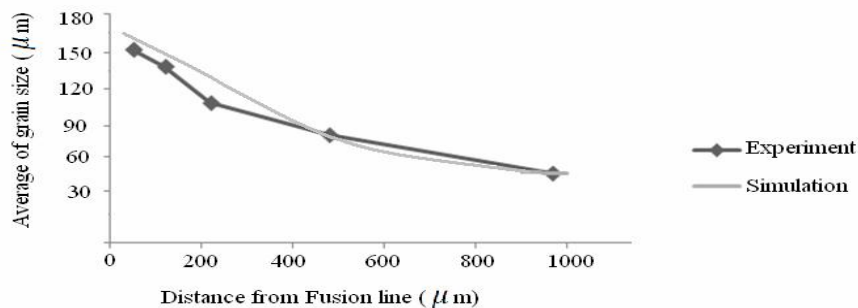
(الف)



(ب)



(ج)



(د)

شکل (۵): اندازه دانه متوسط به دست آمده از طریق تجربی و شبیه‌سازی، الف) $V = 10 \text{ cm/min}$, $I = 100 \text{ A}$

ب) $V = 10 \text{ cm/min}$, $I = 140 \text{ A}$ ، ج) $V = 10 \text{ cm/min}$, $I = 180 \text{ A}$ ، د) $V = 15 \text{ cm/min}$, $I = 180 \text{ A}$

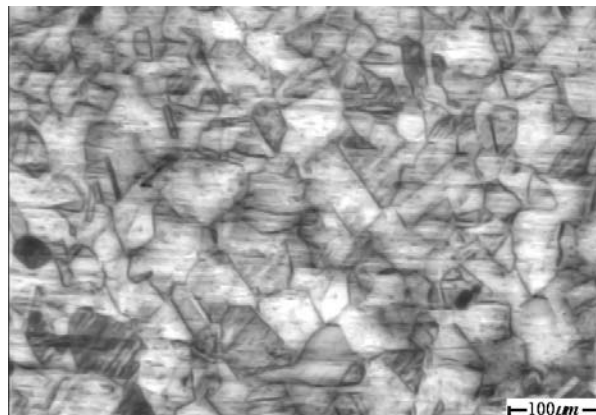
نسبت عمق به پهنا با افزایش میزان حرارت ورودی به‌ازای واحد طول جوش افزایش پیدا کرده‌است.

۳- در سرعت جوشکاری ثابت، با افزایش میزان حرارت ورودی، گرادیان دمایی (G) کاهش یافته و بنابراین نسبت G/R کاهش می‌یابد (جدول ۴). با افزایش میزان حرارت ورودی بر واحد طول، ریزساختار در مرکز جوش از دندریتی ستونی به دندریتی هم‌محور تغییر پیدا کرده‌است (شکل ۳). فاصله بین بازوهای دندریتی با افزایش میزان حرارت ورودی و کاهش مقدار نرخ سرد شدن (G.R) افزایش پیدا کرده‌است (مقایسه شکل‌های ۳- الف و ۴- ب).

۴- مقدار G/R در خط مرکزی جوش به‌مراتب کمتر از خط ذوب است. بنابراین انتظار تغییر ساختار از خط ذوب تا خط مرکزی جوش می‌رود. نتایج ریزساختاری شکل (۴) نیز این‌گونه روندی را تأیید می‌کنند و نشان می‌دهند که ساختار از خط ذوب به‌مرکز جوش از سلولی به دندریتی تغییر می‌کند.

۵- مراجع

- [1] 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



شکل (۶): تصویر متالوگرافی مربوط به فلز پایه.

مسلماً هر چه قدر بازه‌ها را بتوانیم کوچکتر انتخاب کنیم، دقت محاسبات اندازه‌گیری اندازه دانه نیز افزایش می‌یابد. متوسط اندازه دانه در نزدیکی خط ذوب در شرایطی که میزان حرارت ورودی در واحد طول جوش بیشترین مقدار را داشت، یعنی 1069 J/mm ، تقریباً ۴ برابر اندازه دانه فلز پایه به‌دست آمد و متوسط اندازه دانه در شرایطی که میزان حرارت ورودی در واحد طول جوش کمترین مقدار را داشت، یعنی 490 J/mm ، تقریباً ۲ برابر اندازه دانه فلز پایه به‌دست آمد. اندازه دانه اولیه (اندازه دانه فلز پایه) در تمامی نمونه‌ها ۴۸ میکرون به‌دست آمد. تصویر میکروسکوپی مربوط به فلز پایه در شکل (۶) نشان داده شده‌است.

۴- نتیجه‌گیری

۱- نتایج مربوط به اندازه دانه متوسط در HAZ که از طریق شبیه‌سازی و اندازه‌گیری‌های تجربی به‌دست آمده‌اند، در توافق خوبی با هم هستند. با افزایش میزان حرارت ورودی در واحد طول نیرو محرکه بیشتری برای رشد دانه تأمین شده و دانه‌ها بیشتر رشد می‌کنند.

۲- بر اساس نتایج به‌دست آمده از اندازه‌گیری ابعاد حوضچه جوش (جدول ۳)، مشخص می‌شود 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.

- [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.
- [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.

۶- پی‌نوشت

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