

تحلیل اجزای محدود اعمال راهبرد کنترل توان در فرآیند سخت گردانی استحاله ای سطحی در مجاورت ناپیوستگی در عمق نمونه

آرش خواجه^۱، سید احمد جنابعلی جهرمی^{۲*}، حبیب دانش منش^۳

چکیده

این پژوهش به تحلیل اجزای محدود فرآیند سخت گردانی استحاله ای سطحی در مجاورت ناپیوستگی در عمق نمونه به صورت حرارتی و متالورژیکی به کمک نرم افزار اجزای محدود ABAQUS می پردازد. به منظور پیش بینی جزء حجمی فازهای ایجاد شده و سختی نهایی در حین سرمایش پیوسته، از یک زیر روال که به وسیله کاربر براساس مدل سینتیکی Kirkaldy تعریف گردیده است در گردش اطلاعات نرم افزار استفاده شد. افزون بر آن، تاثیر راهبرد کنترل توان و اعمال محیط خنک کننده در سطح ناپیوستگی بررسی گردید. بر اساس نتایج بدست آمده، این راهبردها که بر مبنای کنترل توان ورودی منبع حرارتی است، امکان دستیابی به یک تاریخچه حرارتی یکنواخت تر را در سطح میسر می کنند. با این وجود، با توجه به اینکه اعمال این راهبرد، قادر به کنترل نرخ سرمایش در اطراف ناپیوستگی ها نمی باشد، استفاده از یک محیط سرد کننده با قدرتی بهینه جهت دستیابی به یک لایه یکنواخت سخت شده در عمق نمونه به همراه این راهبردها ضروری است.

واژه های کلیدی: تحلیل اجزای محدود، استحاله های فازی، سرمایش پیوسته، مدل سینتیکی.

۱- دانشجوی دکتری، بخش مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شیراز، شیراز، ایران

۲- استاد، بخش مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شیراز، شیراز، ایران

۳- دانشیار، بخش مهندسی مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه شیراز، شیراز، ایران

*نویسنده مسئول مقاله: Jahromiah@gmail.com

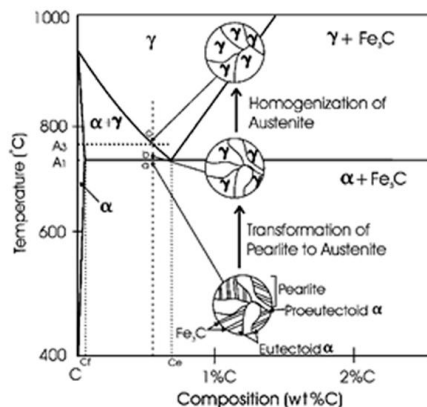
پیشگفتار

بسیاری از کاربردهای صنعتی نیازمند به قطعاتی با خواص ویژه سطحی با مقاومت به خوردگی، مقاومت به سایش و سختی بالا می‌باشد. به طور معمول آلیاژهایی که دارای تمامی این ویژگی‌ها هستند به دلیل نیازمندی به درصد وزنی بالایی از عناصر آلیاژی، بسیار گران قیمت هستند. بنا براین، سعی بر آن است تا با اعمال لایه‌ای سخت و مقاوم به خوردگی بر روی سطح یک ماده نسبتاً ارزان، هزینه تولید این قطعات را کاهش داد. عملیات سخت گردانی استحاله‌ای سطحی روشی است که به وسیله آن با استفاده از حرارت ناشی از یک منبع حرارتی پر انرژی، ساختار و خواص مکانیکی ماده بهسازی می‌گردد. هدف اصلی سخت گردانی استحاله‌ای، ایجاد سطحی با سختی مورد نیاز تا عمق مشخص می‌باشد [۱ و ۲]. با مقایسه این روش با سخت کاری کوره‌ای در می‌یابیم که این روش مزایایی چون پیچش حرارتی کم، قابل انطباق بودن با هندسه قطعه و ... را دارا می‌باشد. افزون بر آن نشان داده شده است که مناطق سخت شده به این روش مقاومت به خوردگی، خستگی و سایش بهتری دارند [۳].

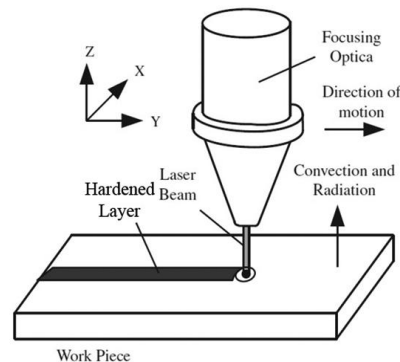
اصول سخت گردانی استحاله‌ای سطحی مشابه با اصول روش‌های مرسوم سخت گردانی است. اگر چه مقیاس زمانی در این روش بسیار کوتاه‌تر است. در این روش منبع حرارتی که عموماً از جنس یک پرتو پر انرژی از لیزر یا پرتو الکترونی

است، به شکل یک الگوی مناسب جهت سخت کردن منطقه مورد نظر در آمده و سطح قطعه سخت شونده را روبش می‌کند. با اعمال انرژی ناشی از منبع حرارتی دما تا عمق خاصی افزایش یافته تا بدون آن که ذوبی اتفاق افتد، ریز ساختار کاملاً آستنیت‌ه گردد. در نزدیکی بیشینه دمای چرخه حرارتی، ریز ساختار به وسیله نفوذ در حالت جامد به طور جزئی و یا کامل همگن می‌گردد. پس از عبور منبع حرارتی، توده زیرین ماده که تحت تاثیر حرارت منبع حرارتی قرار نگرفته است همچون یک چاه حرارتی عمل کرده و حرارت را به سرعت تخلیه می‌نماید. بنابراین، اغلب بدون وجود هر گونه محیط خنک کننده، آستنیت ایجاد شده در مرحله افزایش دما به مارتنزیت تبدیل می‌شود. به این پدیده خود سرمایشی اطلاق می‌گردد.

شکل (۱) - (الف) [۴] شمای کلی سخت گردانی استحاله‌ای به کمک پرتو لیزر و شکل (۱) - (ب) [۵] تغییرات ریز ساختاری یک فولاد کم کربن در حین حرارت دهی را بر روی نمودار فازی آهن کربن نمایش می‌دهد.



(ب)



(الف)

شکل ۱- (الف) شمای کلی پروسه سخت گردانی استحاله ای سطحی [۴] و (ب) تغییرات ریزساختاری

یک فولاد هایپو یوتکتوئید در حین گرمایش [۵]

معادله (۱) نماینده نرخ ایجاد حرارتی درونی است که می‌تواند ناشی از گرمای نهان تغییرات فازی باشد. در پژوهش حاضر به دلیل میزان کم ترم گرمای نهان استحاله‌ها در حالت جامد در مقایسه با حرارتی که به دلیل رسانش، همرفت و تابش به سمت مرزها منتقل می‌شود، از آن صرف نظر شده است. رابطه (۱) به وسیله شرط اولیه $T=T_0$ در $t=0$ و شرط مرزی‌های Neumann, Dirichlet و Newton که از دست رفتن حرارت از طریق همرفت و تابش را نیز لحاظ می‌کنند، به صورت زیر تکمیل می‌گردد [۲۶، ۲۷]:

$$-\lambda \frac{\partial T}{\partial n} = -q + \alpha(T|_{\Gamma} - T_0) + \varepsilon\sigma(T^4 - T_0^4) \quad (2)$$

در این رابطه α ضریب همرفت^۵ (برای هوا $\alpha = 50 \text{ W m}^{-2} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$ فرض شده است [۲۸])، ε ضریب تابش^۶ (با فرض اکسید شدن سطح $\varepsilon = 0.8$ در نظر گرفته شده [۲۹]) و σ ثابت استفان - بولتزمن ($\sigma = 5.67 \times 10^{-8} \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-4}$) است. هم‌چنین در این رابطه ترم $q = q(x, y, 0)$ نماینده شار حرارتی مربوط به منبع حرارتی اعمال شده به سطح بالایی قطعه ($z=0$) در منطقه فعالیت منبعی به شعاع r_0 و T_0 درجه حرارت محیط ($T=25^\circ\text{C}$) است.

در این پژوهش هدف، بررسی اثر کنترل توان منبع حرارتی به منظور دستیابی به یک ناحیه سخت گردانی شده با عمق نسبتاً یکنواخت در مجاورت ناپیوستگی‌ها در عمق نمونه و دور از لبه‌ها است. بنابراین، به عنوان مثالی از کاربرد کنترل پارامترهای فرآیند، از یک مدل دو بعدی که ابعاد و نحوه المان بندی آن در شکل (۲) نمایش داده شده است، استفاده گردید. به این منظور از المان‌های از نوع DC2D4^۷

تاکنون پژوهش‌های بسیاری به وسیله روش‌های تحلیلی [۶، ۷، ۸، ۹، ۱۰، ۱۱، ۱۲] عددی^۴ [۱۳، ۱۴، ۱۵، ۱۶، ۱۷، ۱۸] و آزمایشگاهی [۱۹، ۲۰، ۲۱، ۲۲، ۲۳، ۲۴، ۲۵] جهت پیش بینی میدان‌های حرارتی و ریز ساختاری حاصل از حرکت یک منبع حرارتی روی سطح به انجام رسیده است. با این وجود، غالب توجهات به مدل‌هایی ایده آل به همراه محدودیت‌هایی در شارش حرارت و ابعاد نمونه معطوف گردیده است. لذا این مدل‌ها قادر به ارزیابی صحیحی از پیچیدگی‌های قطعه که تمایل به متمرکز نمودن حرارت دارند، نمی‌باشند. به علاوه، اکثر مدل‌های ایجاد شده به تحلیل فرآیند در شرایط شبه پایا اختصاص یافته است، در حالی که بررسی حرارتی فرآیند تحت شرایط واقعی نیازمند ایجاد یک مدل کاملاً وابسته به زمان می‌باشد. در محدود پژوهش‌هایی که اثرات مرزها، لبه‌ها و ناپیوستگی‌ها گزارش شده است نیز نقایص فراوانی وجود دارد. بنابراین، هدف این پژوهش بررسی اثر ناپیوستگی‌ها در عمق نمونه با استفاده از روش تحلیل اجزای محدود فرآیند سخت گردانی استحاله‌ای به وسیله منبع حرارتی متحرک می‌باشد. ضمناً در این راستا، راهکار کنترل توان منبع حرارتی جهت رسیدن به ریز ساختار و خواص مکانیکی یکنواخت در عمق نمونه را مورد مطالعه قرار خواهیم داد.

شبیه سازی اجزای محدود

مدل تحلیل حرارتی

معادله رسانش حرارتی گذرا در حضور منبع حرارتی متحرک را می‌توان به شکل کلی زیر توصیف کرد [۲۷، ۲۶]:

$$\rho(T)C_p(T) \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right) = \nabla(\lambda(T)\nabla T) + \dot{Q} \quad (1)$$

در این رابطه $\rho(T)$ ، $C_p(T)$ و $\lambda(T)$ به ترتیب نماینده چگالی، گرمای ویژه و رسانایی حرارتی ماده مورد نظر است که همگی وابسته به دما می‌باشند. ترم \dot{Q} در سمت راست

5 - Convection coefficient

6 - Radiation coefficient

7 - A 4-node linear heat transfer quadrilateral

4 - Numerical method

معادله (۳) شار حرارتی مدل شده در دو بعد را نمایش می‌دهد.

$$q(r, t) = \frac{AP}{2r_0L} \exp\left(-\frac{(x-x_0+vt)^2}{r_0^2}\right) \quad (3)$$

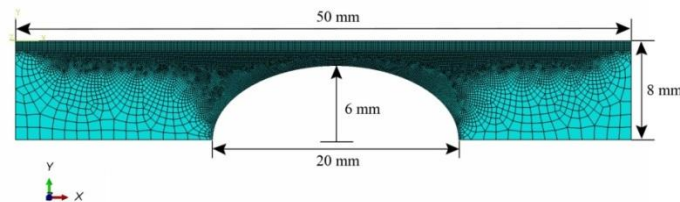
در این رابطه L طول موثر منبع حرارتی در امتداد محور Z و یا به عبارتی طول جارو شده به وسیله پرتو حرارتی در راستای عمق تصویر، ترم ترکیبی AP نمایش دهنده میزان توان جذب شده توسط سطح، r_0 شعاع منبع حرارتی و v سرعت منبع در راستای حرکت (x) می‌باشد. قابل ذکر است که جهت حرکت منبع حرارتی در راستای محور X است. همان گونه که دیده می‌شود، منبع حرارتی در این پژوهش به وسیله یک شار حرارتی با توزیع گاوسی مدل شده که در مورد منابع حرارتی لیزری کاملاً مرسوم است.

راهبرد کنترل توان منبع حرارتی

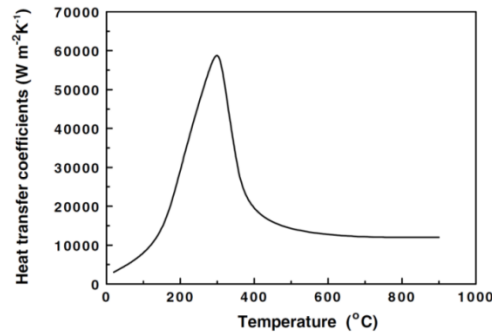
سخت گردانی استحاله ای سطحی با استفاده از پرتو پرنرژی، به وسیله پارامترهای فرایند از قبیل: توان پرتو، سرعت روبش سطح، ابعاد پرتو، توزیع توان پرتو و نحوه روبش سطح که می‌تواند به صورت پالسی و یا پیوسته باشد، توصیف می‌گردد. همه این پارامترها اثرات متقابلی بر هم و همچنین بر سختی نهایی ایجاد شده بر روی سطح ماده خواهند داشت [۲۱].

با کوچک‌ترین ابعاد (۱۰۰ میکرومتر) در نواحی سطحی و ناپیوستگی در عمق نمونه و بزرگ‌ترین ابعاد (۱ میلی‌متر) در نواحی دورتر استفاده گردید. این مدل می‌تواند یک منبع حرارتی با سطح مقطع دایره‌ای و توزیع گاوسی، را با فاصله زیادی ($L \gg r_0$) در عمق تصور به منظور پوشش مساحتی از قطعه، با فرکانس بسیار بالا به صورت زیگزاگ، طی نماید. در صورتی که فرکانس ارتعاش منبع در جهت محور Z آنچنان بالا باشد که پیش از آن که افت محسوسی در دمای نقطه‌ای که پیش‌تر تحت تاثیر قرار گرفته روی دهد و منبع حرارتی دوباره در این مکان حاضر گردد، می‌توان از انتقال حرارت در جهت Z صرف نظر نمود. به منظور بررسی اثر شرایط انتقال حرارت مرز ناپیوستگی، شبیه سازی‌ها با استفاده از انتقال حرارت به صورت همرفت بین این مرز با هوا و همچنین با قدرت‌های مختلفی خنک‌کنندگی محیط نسبت به فواره آبی با شرایط آزمون سختی پذیری استاندارد تکرار گردید. تغییرات قدرت خنک‌کنندگی فواره آب مورد استفاده در آزمون سختی پذیری استاندارد با تغییر دما در شکل (۳) [۳۰] آمده است.

جهت مدل کردن رفتار قطعه کار در حضور منبع حرارتی از خواص فیزیکی - حرارتی فولاد کم آلیاژ S355 (معادل AISI 1522) استفاده گردید. ترکیب شیمیایی و خواص فیزیکی حرارتی این فولاد به ترتیب در جدول (۱) و جدول (۲) نمایش داده شده است [۲۷، ۳۱].



شکل ۲- ابعاد و نحوه المان بندی مدل دو بعدی مورد استفاده به منظور بررسی اثر ناپیوستگی در عمق نمونه



شکل ۳- تغییرات ضریب همرفتی فواره آب مورد استفاده در آزمون استاندارد سختی پذیری با دما [30]

جدول ۱- ترکیب شیمیایی فولاد S355 (معادل AISI 1522) [۲۷،۳۱]

عنصر	C	Mn	Si	Cr	Ni	Al	P	S
درصد وزنی	۰/۱۹	۱/۰۵	۰/۳	۰/۰۸	۰/۱۱	۰/۰۰۶	۰/۰۲۸	۰/۰۲

جدول ۲ - خواص فیزیکی - حرارتی فولاد S355 مورد استفاده در تحلیل اجزای محدود (معادل AISI 1522) [۳۱]

دما T(°C)	رسانایی حرارتی λ (W/m °C)	چگالی ρ (kg/m ³)	گرمای ویژه C _p (J/kg °C)
۲۰	۵۲/۰	۷۸۰۰	۶۵۰
۲۰۰	۴۹/۰	۷۸۰۰	۶۵۰
۱۰۰۰	۲۶/۵	۷۸۰۰	۶۵۰
۱۴۷۷	۳۳/۵	۷۸۰۰	۶۵۰
۱۵۰۲	۳۴/۰	۷۳۰۰	۷۴۵
۱۵۲۷	۳۴/۰	۶۸۰۰	۸۴۰

این امر به ویژه در نزدیکی لبه‌ها و ناپیوستگی‌های قطعه که به دلیل عدم وجود انتقال حرارت مناسب، میل به متمرکز نمودن حرارت دارند، نمود بیشتری می‌یابد. راه حلی که در این رابطه مطرح می‌گردد کنترل پارامترهای فرآیند از جمله توان منبع حرارتی در نزدیکی لبه‌ها و پیچیدگی‌های نمونه است.

ایده اولیه راهبردهای کنترل توان بر این مبنا است که با توجه به امکان کوچک نمودن طول نُمُوهای زمانی

با این حال به دلیل وجود نرخ گرمایش و سرمایش بسیار زیاد در این روش، در اکثر موارد دمای بیشینه‌ای که سطح ماده تجربه می‌کند، مهم‌ترین عامل تاثیر گذار در ایجاد ریز ساختار نهایی و در نتیجه سختی حاصل خواهد بود [۱۹،۳۲]. این بیشینه دمای روی سطح از سوی دیگر نیز از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. در حقیقت حفظ دقت ابعادی قطعه با توجه به احتمال ایجاد ذوب سطحی در حین فرآیند به کنترل بیشینه دمای روی سطح وابسته می‌باشد.

کاملاً آستنیت‌ده در امتداد خط سیر منبع حرارتی از ایجاد ذوب سطحی و از دست رفتن دقت ابعادی جلوگیری خواهد کرد. در شکل (۴) نمودار گردش اطلاعات در حین تحلیل اجزای محدود به همراه راهبردهای کنترل توان جهت دستیابی به یک دمای بیشینه ثابت در سطح قطعه آمده است.

مدل متالورژیکی مورد استفاده در تحلیل اجزای محدود

مدل سینتیکی که در پژوهش حاضر از آن استفاده گردیده بر مبنای الگوریتمی است که در ابتدا به وسیله Kirkaldy و همکارانش [۳۳،۳۴] پیشنهاد گردید و سپس به وسیله Oddy و همکارانش [۳۵] تصحیح گردید. Kirkaldy و همکارانش [۳۳،۳۶]، یک رابطه کلی را برای توصیف منحنی‌های TTT ارائه دادند. این رابطه زمان مورد نیاز برای تبدیل جزء حجمی X از آستنیت در دمای T به فرآورده‌های نفوذی را به صورت زیر محاسبه می‌کند:

$$\tau(X, T) = \frac{1}{\alpha(G)D\Delta T q} \int_0^X \frac{dX}{X^{\frac{2(1-X)}{3}}(1-X)^{\frac{2X}{3}}} \quad (۴)$$

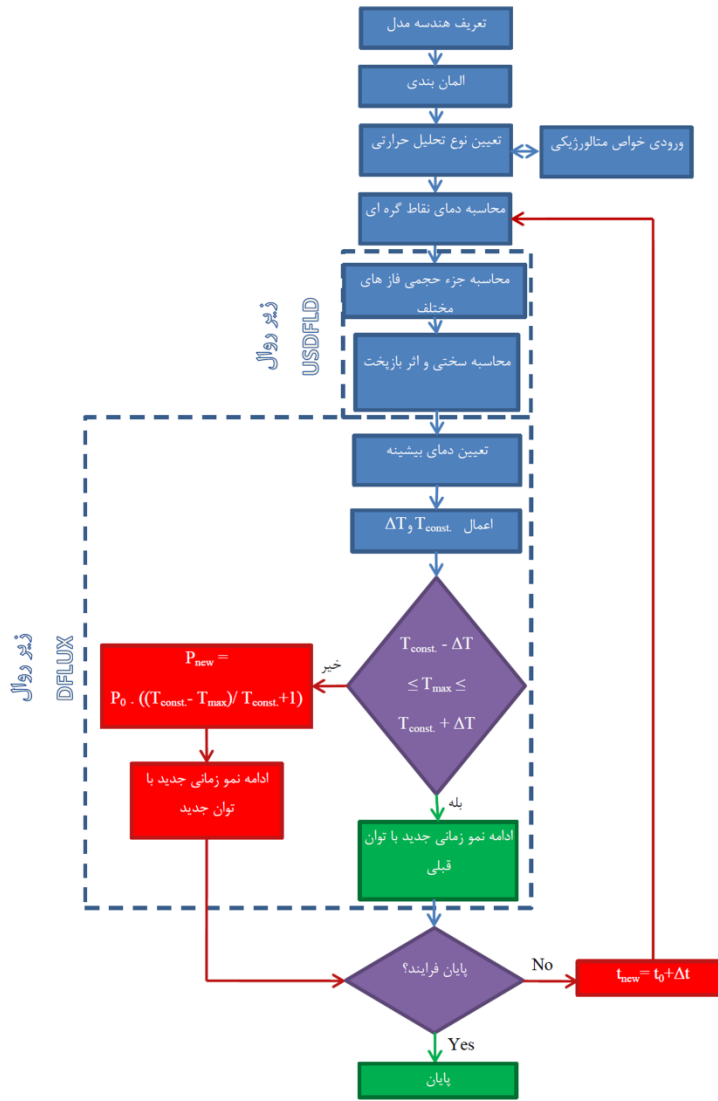
که در آن $\alpha(G) = \beta 2^{\frac{G-1}{2}}$ ، β یک ضریب تجربی، G عدد اندازه دانه بر اساس استاندارد ASTM، D ضریب نفوذ موثر کربن در فاز آستنیت، ΔT تحت سرمایه‌گذاری است به صورت $(A_e - T)$ و q نمایی است که بستگی به مکانیزم موثر نفوذ دارد. توان در مخرج کسر انتگرال اثر تغییر نرخ تبدیل فصل مشترک آستنیت به محصولات فازی را لحاظ می‌کند. برای فولادهای آلیاژی، ضریب نفوذ موثر کربن را می‌توان به وسیله یک رابطه مشابه مقاومت‌های موازی تخمین زد [۳۷]:

$$\frac{1}{D} = \frac{1}{D_C} + \sum_{i=2}^n \frac{k_i C_i}{D_i} \quad (۵)$$

در این رابطه D_C ضریب نفوذ کربن در آستنیت، D_i ضریب نفوذ عنصر i ام، C_i غلظت عنصر i و k_i ضریبی برای عنصر i ام است که از آزمایشات تجربی بدست می‌آید. این مجموع بایستی برای کلیه عناصر آلیاژی موجود محاسبه گردد.

(Time increments) به اندازه دلخواه، می‌توان با انجام تغییرات کوچک خطی در میزان توان منبع حرارتی در هر نمو زمانی برای رسیدن به دمای مورد نظر، تغییرات به شدت غیر خطی لازم برای این پارامترها را در کل فرآیند محاسبه نمود.

با توجه به توضیحات ذکر شده، به منظور کاهش مشکلات و عیوب در نزدیکی ناپیوستگی‌های قطعه، راهبردهای اتخاذ توان منبع، بر مبنای بیشینه دمای موجود بر روی سطح قطعه در نظر گرفته شد. این راهبردها در قالب زیر روال DFLUX و به زبان برنامه نویسی فرترن برای نرم افزار تعریف گردید. به منظور تعریف این الگوریتم‌ها از تعریف یک دمای ثابت $T_{constant}$ و یک بازه مورد قبول دمایی ΔT که دمای بیشینه در سطح را تعریف می‌کند، استفاده گردید. به این ترتیب در هر نمو زمانی، بیشینه دمای موجود بر سطح قطعه توسط زیر روال بررسی و با دمای مورد نظر ما ($T_{constant}$) مقایسه می‌گردد. سپس با توجه به خطای نسبی ایجاد شده در نمو زمانی پیشین، تغییرات در توان منبع حرارتی در نمو زمانی بعدی به نحوی اعمال می‌گردد که دمای ماکزیمم موجود بر سطح قطعه تصحیح گردد. با این روش هدف آن است که بتوان بیشینه دما در هر نقطه گره‌ای روی سطح را فارغ از هندسه قطعه کار، خواص ماده مورد استفاده، شرایط مرزی و دیگر پارامترهای فرآیند کنترل کرد. همان گونه که ذکر گردید: کنترل این عوامل می‌تواند در کنترل ریز ساختار نهایی و خواص مکانیکی حاصل از فرآیند نقش کلیدی ایفا نماید. در پژوهش حاضر $T_{constant}$ ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد در نظر گرفته شده که حد واسط دمای بحرانی بالایی^۱ و دمای ذوب ماده مورد نظر است. به علاوه بیشینه تغییرات نسبت به این دما (ΔT)، ۱۰ درجه سانتیگراد انتخاب گردید. روندی که تا کنون شرح داده شد، ضمن تضمین ایجاد یک منطقه



شکل ۴- نمودار گردش اطلاعات تحلیل با استفاده از راهبرد کنترل توان منبع حرارتی و (ب) با استفاده از راهبرد کنترل سرعت حرکت منبع حرارتی

$$\tau_P = \frac{1.79+5.42(Cr+Mo+4MoNi)}{2^{(G-1)/2} \Delta T D_P} I \quad (7)$$

$$\tau_B = \frac{(2.34+10.1C+3.8Cr+19Mo)10^{-4}Z}{2^{(G-1)/2} \Delta T^2 \exp\left(\frac{-27500}{RT}\right)} I \quad (8)$$

که در این روابط ترکیب‌های شیمیایی بر اساس درصد وزنی، R ثابت گازها بر اساس cal/mol.K، I انتگرال بر اساس اجزاء حجمی است که در سمت راست معادله (۴) نمایش

Kirkaldy و همکارانش پیش بینی رابطه (۴) را با نمودارهایی از مراجع معتبر [۳۸] و نتایج آزمایشگاهی کالیبره کردند و ضرایب انتگرال را در این معادله برای فریت، پرلیت و بینیت به ترتیب طبق روابط (۶)، (۷) و (۸) ارائه نمودند:

$$\tau_F = \frac{59.6Mn+14.5Ni+67.7Cr+244Mo}{2^{(G-1)/2} \Delta T^3 \exp\left(\frac{-23500}{RT}\right)} I \quad (6)$$

$$B_s(^{\circ}C) = 656 - 58C - 35Mn - 75Si - 15Ni - 34Cr - 41Mo \quad (۱۴)$$

$$M_s(^{\circ}C) = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo \quad (۱۵)$$

روابط بالا به ترتیب دماهای آغاز تشکیل فریت، پرلیت، بینیت و مارتنزیت را بر اساس درصد وزنی عناصر آلیاژی تشکیل دهنده فولاد مورد نظر نمایش می‌دهد.

محاسبه سختی در منطقه تحت تأثیر حرارت

Maynier و همکارانش [۴۲]، روابطی را جهت پیش بینی سختی در فولادهای کم آلیاژ بر اساس تابعی از ترکیب شیمیایی ارائه دادند. محاسبه سختی در این حالت مستلزم پیشبینی سختی فازهای تشکیل دهنده شامل مارتنزیت، بینیت، فریت و پرلیت است. برای یک ساختار شامل مخلوطی از ریز ساختارهای فوق، سختی کل H با استفاده از قانون جمع پذیری اجزاء سازنده به صورت زیر قابل محاسبه است [۴۲]:

$$H = H_M X_M + H_B X_B + H_{FPA} X_{FPA} \quad (۱۶)$$

در این رابطه سختی بر اساس عدد سختی ویکرز (H_V)؛ H_M ، H_B و H_{FPA} به ترتیب عدد سختی ویکرز مربوط به فازهای مارتنزیت، بینیت و مخلوط فریت پرلیت و آستنیت؛ X_M ، X_B و X_{FPA} به ترتیب جزء حجمی مارتنزیت، بینیت، و مجموع جزء حجمی‌های فریت، پرلیت و آستنیت است.

عدد سختی ویکرز مربوط به H_M ، H_B و H_{FPA} به وسیله روابطی که توسط Maynier و همکارانش [۴۲] ارائه شده قابل محاسبه است:

$$H_M = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21\log V_r \quad (۱۷)$$

داده شده است و Z در رابطه (۸) پایان یافتن آرام واکنش تبدیل آستنیت به بینیت را نمایندگی می‌کند به صورت:

$$Z = \exp[X^2(1.9C + 2.5Mn + 0.9Ni + 1.7Cr + 4Mo - 2.6)] \quad (۹)$$

تحت سرمایش ΔT به ترتیب برای فریت، پرلیت و بینیت بصورت (A_3-T) ، (A_1-T) و (B_s-T) محاسبه می‌گردد. ضریب نفوذ موثر D_p در معادله (۷) به وسیله معادله (۵) به صورت زیر محاسبه می‌گردد:

$$\frac{1}{D_p} = \frac{1}{\exp\left(\frac{-27500}{RT}\right)} + \frac{0.01Cr + 0.52Mo}{\exp\left(\frac{-37000}{RT}\right)} \quad (۱۰)$$

بر خلاف فریت، پرلیت و بینیت، مارتنزیت با فرآیند برش ناگهانی در شبکه آستنیت ایجاد می‌گردد که یک استحاله فازی غیر نفوذی است. تصور بر این است که رابطه Koinstinen-Marburger بهترین توصیف از استحاله مارتنزیتی را ارائه می‌دهد [۳۹]:

$$X_M = 1 - \exp[-k(Ms - T)] \quad (۱۱)$$

که در آن X_M جزء حجمی فاز مارتنزیت، پارامتر مربوط به سینتیک واکنش و M_s دمای آغاز استحاله مارتنزیتی است.

به منظور تعیین دماهای بحرانی بالایی، دمای بحرانی پایینی، دمای شروع استحاله بینیتی و دمای آغاز استحاله مارتنزیتی از روابط تجربی به شکل زیر استفاده گردید [۴۰، ۴۱]:

$$A_3(^{\circ}C) = 910 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W - [30Mn + 11Cr + 20Cu - 700P - 400Al - 400Ti] \quad (۱۲)$$

$$A_1(^{\circ}C) = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29.1Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W \quad (۱۳)$$

$$Cu < 0.5 \text{ wt\%} , 0.01 \text{ wt\%} < Al < 0.05 \text{ wt\%}$$

کلیه روابط مطرح شده در بالا در زیر روال USDFLD که در شکل (۴) نمایش داده شده، گنجانده شده است.

نتایج و بحث

تحلیل اجزای محدود فرآیند در مجاورت ناپیوستگی

در عمق نمونه

نخست شبیه سازی‌های اولیه با استفاده از شعاع منبع ۳/۵ میلیمتر در غیاب ناپیوستگی در عمق نمونه به منظور به دست آوردن زوج پارامتر توان-سرعت منبع حرارتی جهت دستیابی به دمای بیشینه‌ای در حدود ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد واقع بر سطح و دمای بیشینه‌ای در حدود دمای بحرانی پایینی (در حدود ۷۲۰ درجه سانتیگراد) در عمق ۸۰۰ میکرو متر از سطح نمونه انجام پذیرفت. در این مرحله با استفاده از پارامترهای سرعت حرکت ۱۹/۳ میلیمتر بر ثانیه و توان ۲۱۱ وات بر واحد طولی که منبع حرارتی در جهت Z نوسان می‌کند، توانستیم به دمای بیشینه‌ای در حدود ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد بر روی سطح و دمایی در حدود دمای بحرانی پایینی (۷۲۰ درجه سانتیگراد) واقع در عمق ۸۰۰ میکرومتری از نمونه برسیم.

در مرحله بعدی از این پارامترهای ثابت، جهت بررسی اثر ناپیوستگی در عمق نمونه استفاده گردید. شکل (۵) - (الف) میدان دمای بیشینه به دست آمده در حین فرآیند سخت گردانی استحاله‌ای سطحی به همراه نمودار تغییرات دمایی واقع بر سطح و در عمق ۸۰۰ میکرومتر از سطح را در حضور ناپیوستگی در عمق نمونه نمایش می‌دهد.

$$H_B = -323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + \log V_r (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) \quad (18)$$

$$H_{FPA} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 12.6Ni + 7Cr + 19Mo + \log V_r (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V) \quad (19)$$

در این روابط غلظت عناصر آلیاژی بر حسب درصد وزنی بیان شده است. هم‌چنین V_r نرخ سرمایش در ۷۰۰ درجه سانتیگراد بر حسب °C/h است که می‌توان آن را به صورت میانگین طبق رابطه زیر محاسبه نمود [۴۲]:

$$V_r = \left(\frac{800-500}{\Delta t_{8-5}} \right) 3600 \quad (20)$$

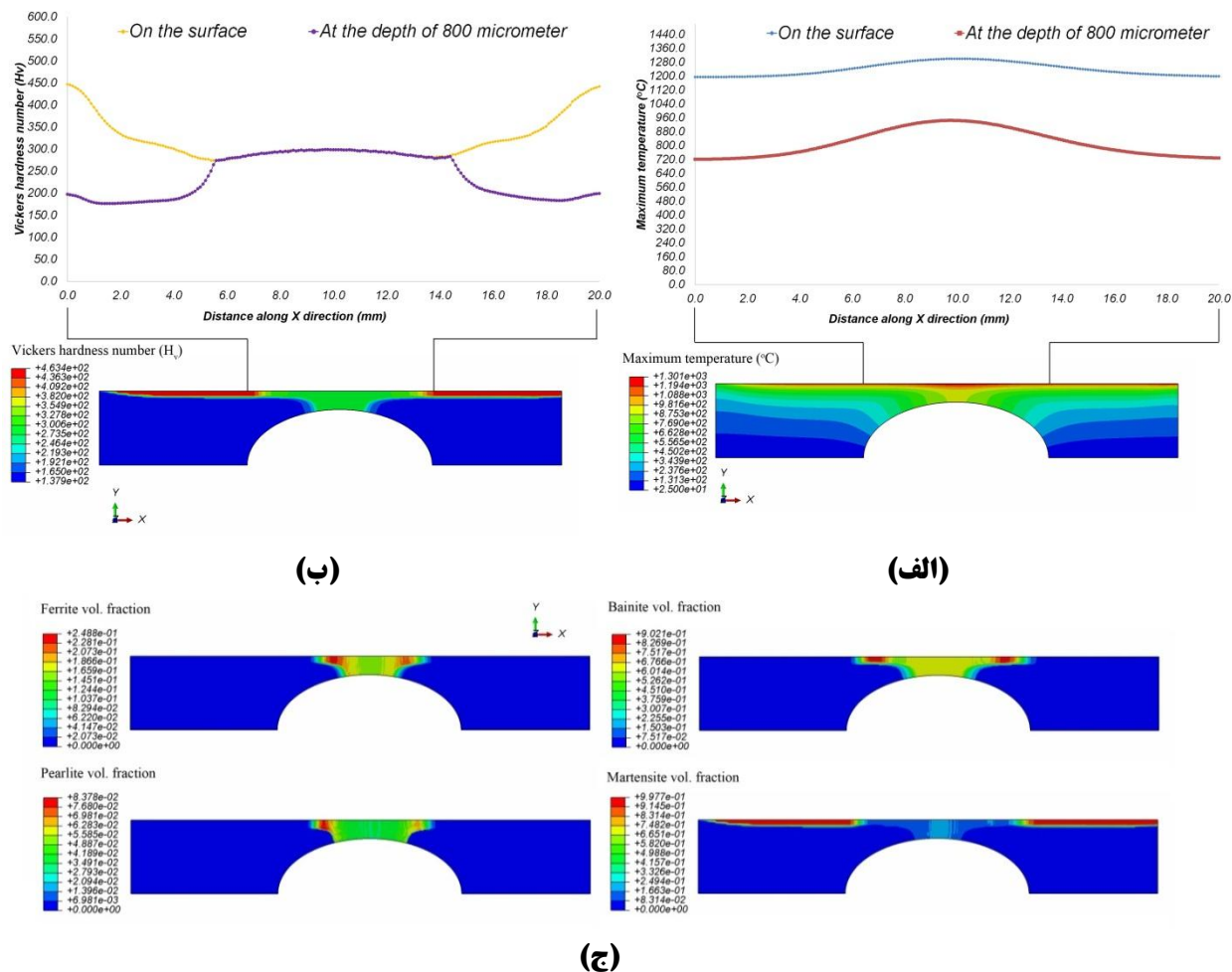
در این رابطه Δt_{8-5} مدت زمانی است که نقطه مورد نظر فاصله دمایی ۸۰۰ تا ۵۰۰ درجه سانتیگراد را می‌پیماید (بر حسب ثانیه). برای بسیاری از فولادها این محدوده دمایی نشان دهنده محدوده‌ای است که آستنیت می‌تواند طی استحاله‌های نفوذی به فازهای محصول تبدیل گردد. معادلات (۱۷) - (۱۹) در محدوده زیر معتبر هستند:

$$0.1 \text{ wt\%} < C < 0.5 \text{ wt\%} , Si < 1.0 \text{ wt\%}$$

$$Mn < 2.0 \text{ wt\%} , Ni < 4.0 \text{ wt\%}$$

$$Mo < 1.0 \text{ wt\%} , (Mn + Ni + Mo) < 5.0 \text{ wt\%}$$

$$Cr < 3.0 \text{ wt\%} , V < 0.2 \text{ wt\%}$$



شکل ۵- اثر استفاده از پارامترهای ثابت فرآیند در مجاورت ناپیوستگی بر (الف) بیشینه دمای ایجاد شده (ب) میدان سختی ایجاد شده و (ج) جزء حجمی فازهای ایجاد شده در حین سخت گردانی در نقاط مختلف نمونه ($P/L=211\text{ W/mm}$, $v=19.3\text{ mm/s}$, $r_0=3.5\text{ mm}$)

روی سطح دچار افت محسوس گردد و عمق ناحیه سخت شده نیز گسترش یابد. بایستی توجه داشت که افزایش سختی در عمق نمونه در هر شرایطی مطلوب نیست. به عنوان مثال در صورتی که کاربرد سطح ناپیوستگی، تحمل نیروی‌های ضربه‌ای باشد، افزایش عمق ناحیه سخت گردانی شده به این سطح می‌تواند سبب کاهش چقرمگی این نواحی و کاهش عمر کاری قطعه گردد.

همان گونه که در این شکل مشاهده می‌گردد، حضور ناپیوستگی در عمق نمونه سبب مختل شدن قابلیت خود سرمایه‌ی شده است. این امر با توجه به افزایش دما در مجاورت ناحیه ناپیوستگی و گسترش ناحیه تحت تاثیر حرارت در زیر سطح کاملاً مشهود است. اثرات استفاده از پارامترهای ثابت فرآیند در مجاورت ناپیوستگی بر سختی نهایی، در شکل (۵) - (ب) مشاهده می‌شود. براساس تخمین روش اجزای محدود در این مورد خاص، استفاده از پارامترهای ثابت سبب ایجاد مقادیر قابل توجهی فازهای فریت، پرلیت و بینیت شده است (شکل (۵) - (ج)). همان گونه که از تغییرات سختی در سطح و عمق نمونه قابل مشاهده است، تغییرات ناشی از نرخ سرمایه‌ی شده، سختی بر

عملکرد راهبردهای کنترل توان منبع حرارتی در

عمق نمونه

بررسی تاثیر محیط خنک کننده، تحلیل اجزای محدود با استفاده از راهبرد کنترل توان منبع حرارتی به منظور مهار نمودن دمای سطح به همراه اعمال شرایط مرزی در سطح ناپیوستگی مطابق با نسبت‌های مختلفی از قدرت خنک‌کنندگی تکرار گردید. به این منظور ضریب نسبی قدرت خنک‌کنندگی به گونه‌ای تعریف گردید که نشان دهنده قدرت خنک‌کنندگی محیط سرد کننده مدل شده نسبت به قدرت خنک‌کنندگی فواره آب مورد استفاده در آزمون استاندارد سختی پذیری (آزمون جمینی) در هر دما باشد.

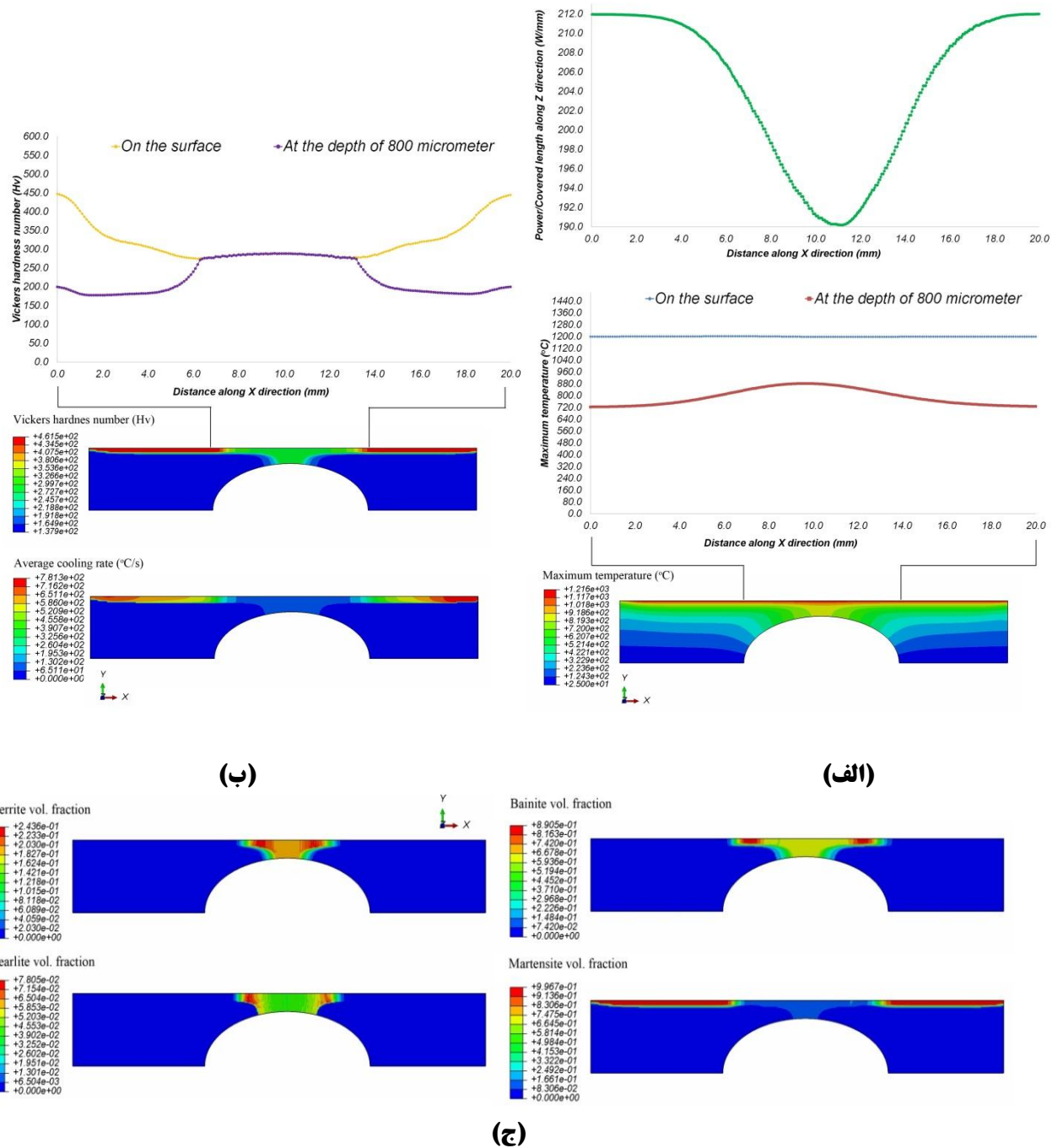
به منظور دستیابی به نزدیک‌ترین پروفایل سختی در عمق نمونه نسبت به حالتی که ناپیوستگی در عمق نمونه وجود ندارد، از روش بررسی ریشه میانگین مربعات خطای^۹ ایجاد شده مطابق رابطه زیر استفاده گردید:

$$RMSE(Hv) = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (Hv - Hv_{Ref})^2}{n-1}} \quad (۵-۴)$$

در این رابطه n تعداد نقاط اندازه‌گیری سختی در عمق ۸۰۰ میکرومتر از سطح نمونه در امتداد ناپیوستگی (با توجه به اندازه المان‌ها $n=200$)، Hv عدد سختی پیشینی شده در هر نقطه و Hv_{Ref} عدد سختی مرجع مربوط به حالت عدم وجود ناپیوستگی در عمق نمونه است. مقدار کم‌تر ریشه میانگین مربعات خطا نشان دهنده نزدیکی بیش‌تر به حالت مرجع است.

در این قسمت، عملکرد راهبردهای کنترل توان منبع حرارتی در مجاورت ناپیوستگی موجود در عمق نمونه بررسی می‌گردد. همان‌گونه که در شکل (۶) - (الف) مشاهده می‌شود، با وجود آن که راهبرد کنترل توان منبع حرارتی توانسته است به نحو مطلوبی دمای بیشینه موجود بر روی سطح را کنترل نماید، دما در عمق ماده در نتیجه اختلال در قابلیت خود سرمایه‌ی ناشی از ناپیوستگی در عمق نمونه همچنان بیش از مقادیر مطلوب است. به عبارت دیگر عمق ناحیه تحت تاثیر حرارت همچنان بیش از مقدار مطلوب گسترش یافته است (شکل (۶) - (ب)). با توجه به شکل (۶) - (ج) مشاهده می‌گردد که راهبرد کنترل توان تاثیر بسیار اندکی در کاهش فازهای ناخواسته بر روی سطح و در مجاورت ناپیوستگی در عمق ماده داشته است. این امر می‌تواند ناشی از این مساله باشد که در مجاورت ناپیوستگی، مقدار ماده با رسانایی حرارتی بالا جهت تخلیه به موقع حرارت اعمال شده به وسیله منبع حرارتی موجود نیست تا با ایجاد نرخ سرمایه‌ی مناسب از افزایش دما و ایجاد فازهای ناخواسته جلوگیری نماید. بنابراین، نرخ سرمایه‌ی به شدت در این مناطق کاهش یافته و موجب ایجاد فازهای ناخواسته شامل فریت، پرلیت و بینیت بر روی سطح و همچنین تغییرات ریز ساختاری در عمق ماده می‌گردد.

به طور کلی همان‌گونه که از نتایج بر می‌آید، با وجود آن که راهبردهای کنترل توان قادر است تا به صورت مطلوبی دمای سطح نمونه را در مجاورت ناپیوستگی در عمق نمونه کنترل نمایند، عواملی چون کنترل دما در عمق نمونه، عمق ناحیه تحت تاثیر از حرارت منبع، ریز ساختارهای ایجاد شده و در نتیجه سختی نهایی ایجاد شده، به شدت به نرخ سرمایه‌ی وابسته‌اند. بنابراین با توجه به کاهش نرخ سرمایه‌ی در مجاورت ناپیوستگی، انتظار آن است تا بتوان با تقویت قدرت خنک‌کنندگی در سطح زیرین به وسیله یک محیط خنک‌کننده به نتایج مطلوب‌تری دست یافت. به منظور



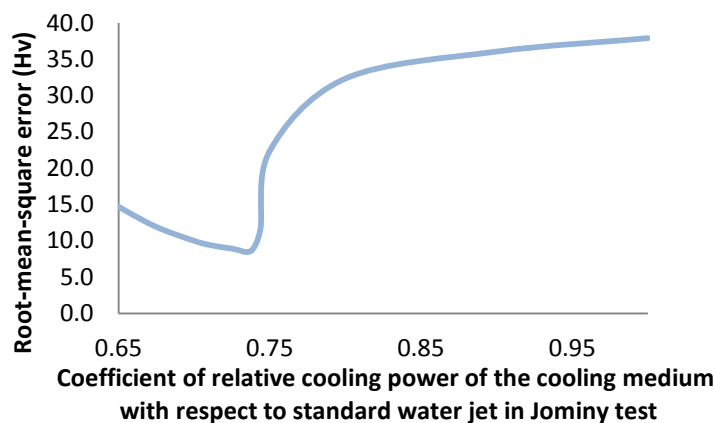
شکل ۶- اثر استفاده از راهبرد کنترل توان در مجاورت ناپیوستگی بر (الف) بیشینه دمای ایجاد شده (ب) میدان سختی ایجاد شده و (ج) جزء حجمی فازهای ایجاد شده در حین سخت گردانی در نقاط مختلف نمونه
($v=19.3 \text{ mm/s}$, $r_0=3.5 \text{ mm}$)

در کنار روش اجزای محدود انجام پذیرفت. هم‌چنین اثرات ناپیوستگی در عمق نمونه مورد بررسی قرار گرفت و به منظور رفع این اثرات و دستیابی به تاریخچه حرارتی، ریزساختار و خواص مکانیکی مطلوب و یکنواخت‌تر در طول فرآیند، راهبرد کنترل توان منبع حرارتی مطالعه گردید. نتایج بدست آمده از تحلیل فرآیند به صورت دو بعدی و در مجاورت ناپیوستگی در عمق نمونه نشان داد که در این حالت به دلیل محدود شدن انتقال حرارت در عمق نمونه که سبب کاهش نرخ سرمایش در اطراف ناپیوستگی می‌گردد، استفاده از راهبردهای کنترل توان منبع حرارتی نمی‌تواند به تنهایی تضمین کننده دستیابی به ریز ساختار، سختی و عمق سختی یکنواختی در امتداد ناپیوستگی باشد. با این وجود استفاده از یک محیط خنک کننده با قدرت بهینه در سطح ناپیوستگی خواهد توانست تا شرایط نسبتاً یکنواختی را از نقطه نظر دستیابی به ریز ساختار، عمق سختی و خواص مکانیکی مورد نظر در سطح و عمق نمونه ایجاد نماید. در مورد مثال بررسی شده در این پژوهش، ضریب نسبی خنک کنندگی بهینه برای کنترل دما در سطح به وسیله راهبرد کنترل توان در سطح در حدود ۰/۷۴ قدرت خنک کنندگی فواره آب مورد استفاده در آزمون سختی پذیری استاندارد محاسبه گردید.

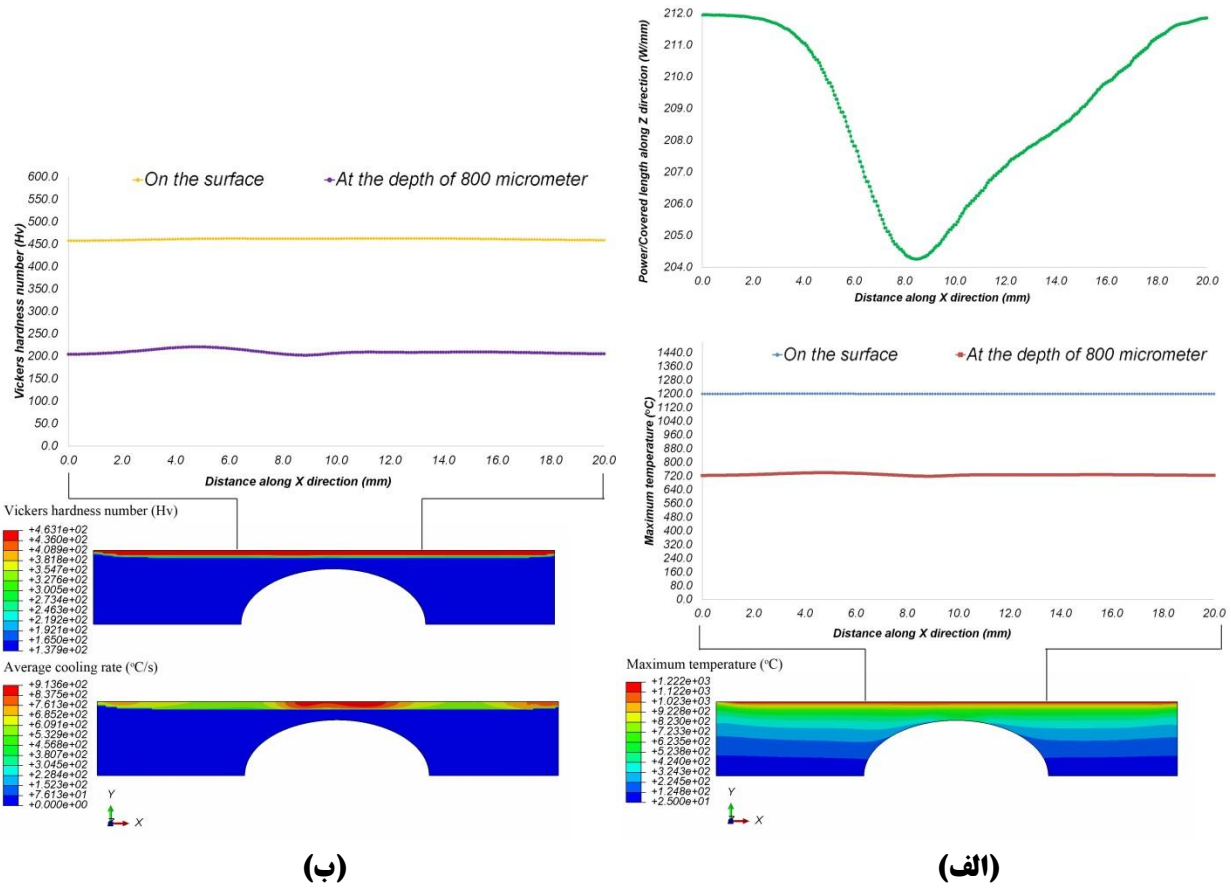
شکل (۷) تغییرات ریشه میانگین مربعات خطا در سختی را بر اساس ضریب قدرت خنک کنندگی نسبی محیط سرد کننده نمایش می‌دهد. همان گونه که در این نمودار دیده می‌شود، کمینه انحراف ایجاد شده در حالت استفاده از راهبرد کنترل توان در ضریب خنک کنندگی نسبی ۰/۷۴ اتفاق می‌افتد. لازم به ذکر است که قدرت بهینه محیط خنک کننده با توجه به شرایط ناپیوستگی از جمله شکل و عمق قرار گیری آن و دیگر پارامترهای فرآیند می‌تواند متفاوت باشد. نتایج به دست آمده از تحلیل فرآیند با استفاده از راهبرد کنترل توان منبع حرارتی در حضور قدرت بهینه محیط خنک کننده، در شکل (۸) آمده است. همان گونه که در این شکل دیده می‌شود، با استفاده از راهبرد کنترل توان منبع حرارتی به همراه یک محیط خنک کننده با قدرت بهینه می‌توان، ضمن دستیابی به بیشینه دمایی نسبتاً یکنواخت بر روی سطح و عمق مورد نظر، به ریز ساختار، عمق سختی و میزان سختی مناسب و نسبتاً یکنواختی در مجاورت ناپیوستگی‌ها در عمق نمونه دست یافت.

نتیجه گیری

در این تحقیق تحلیل فرآیند استحاله سخت گردانی سطحی با استفاده از مجموعه‌ای از روابط و مدل‌های تجربی

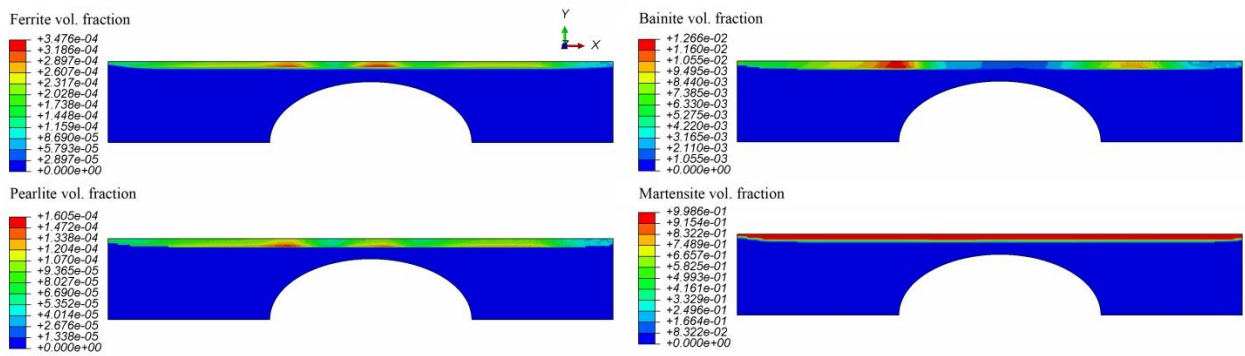


شکل ۷- تغییرات ریشه میانگین مربعات خطای ایجاد شده در سختی با ضریب قدرت خنک کنندگی نسبی محیط سرد کننده



(ب)

(الف)



(ج)

شکل ۸- اثر استفاده از محیط خنک کننده با قدرت خنک کنندگی بهینه به همراه راهبرد کنترل توان در مجاورت ناپیوستگی بر (الف) پیشینه دمای ایجاد شده (ب) میدان سختی ایجاد شده و (ج) جزء حجمی فازهای ایجاد شده در حین سخت گردانی در نقاط مختلف نمونه

References:

- [1] J. C. Ion, *Laser Processing of Engineering Materials: Principles, Procedure and Industrial Application*, Oxford: Butterworth-Heinemann, 2005, pp. 15-23.
- [2] N. B. Dahotre, *Surface engineering series, volume 1*, OH: ASM International, 1998.
- [3] J. D. Majumdar and I. Manna, *Laser processing of materials*, vol. 28, 2003, p. 495–562.
- [4] C. Li, Y. Wang, Z. Zang, B. Han and T. Han, "Influence of overlapping ratio on hardness and residual stress distributions in multi-track laser surface melting roller steel," *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 48, no. 12, pp. 1224-1230, 2010.
- [5] N. S. Bailey, W. Tan and Y. C. Shin, "Predictive modeling and experimental results for residual stresses in laser hardening of AISI 4140 steel by a high power diode laser," *Surface and Coating Technology*, vol. 203, no. 14, pp. 2003-2012, 2009.
- [6] M. F. Ashby and K. E. Easterling, "The transformation hardening of steel surfaces by laser beams—I. Hypo-eutectoid steels," *Acta Metallurgica*, vol. 32, no. 11, p. 1935–1937, 1984.
- [7] T. W. Eagar and N. S. Tsai, "Temperature fields produced by traveling distributed heat sources," *Welding Journal*, vol. 62, no. 12, p. 346–355, 1983.
- [8] K. S. Bo and H. S. Cho, "Transient temperature distribution in arc welding of finite thickness plates," in *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Engineering Manufacture*, 204B3, p. 175–183, 1990.
- [9] S. M. Zubair and M. A. Chaudhry, "Heat conduction in a semi-infinite solid when subjected to spatially decaying instantaneous laser source," *Wärme - und Stoffübertragung*, vol. 28, no. 7, pp. 425-431, 1993.
- [10] M. K. Al-Adawi, M. A. Abdel-Naby and S. A. Shalaby, "Laser heating of a two-layer system with constant surface absorption: an exact solution," *International Journal of Heat and Mass Transfer*, vol. 38, no. 5, p. 947–952, 1995.
- [11] J. C. Rozzi, F. E. Pfefferkorn, F. P. Incropera and Y. C. Shin, "Transient thermal response of a rotating cylindrical silicon nitride workpiece subjected to a translating laser heat source, part II: parametric effects and assessment of a simplified model," *ASME Journal of Heat Transfer*, vol. 120, no. 4, p. 899–906, 1998.
- [12] N. T. Nguyen, A. Otha, K. Matsuoka, N. Suzuki and Y. Maeda, "Analytic solutions for transient temperature of semi-infinite body subjected to 3-D moving heat sources," *Welding Journal*, vol. 78, p. 265s–274s, 1999.
- [13] R. C. Reed and K. H. Bhadeshia, "A simple model for multipass steel welds," *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 42, no. 11, p. 3663–3678, 1994.
- [14] K. Mundra, T. DebRoy and K. M. Kelkar, "Numerical prediction of fluid

- flow and heat transfer in welding with a moving heat source," *Numerical Heat Transfer, Part A: Applications: An International Journal of Computation and Methodology*, vol. 29, no. 2, p. 115–129, 1996.
- [15] W. Jiang, K. Yahiaoui and F. R. Hall, "Finite element predictions of temperature distributions in a multipass welded piping branch junction," *Journal of Pressure Vessels Technology*, vol. 127, no. 1, p. 7–12, 2005.
- [16] R. Patwa and Y. C. Shin, "Predictive modeling of laser hardening of AISI5150H steels," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 47, no. 2, p. 307–320, 2007.
- [17] F. Kong, S. Santhanakrishnan, D. Lin and R. Kovacevic, "Modeling of temperature field and grain growth of a dual phase steel DP980 in direct diode laser heat treatment," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, no. 18-19, p. 5996–6003, 2009.
- [18] G. Fribourg, A. Deschamps, Y. Brecheta, G. Mylonas, G. Labeas, U. Heckenberger and M. Perez, "Microstructure modifications induced by a laser surface treatment in an AA7449 aluminium alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, no. 6, p. 2736–2747, 2011.
- [19] S. A. Jenabali Jahromi, A. Khajeh and B. Mahmoudi, "Effect of different pre-heat treatment processes on the hardness of AISI 410 martensitic stainless steels surface-treated using pulsed neodymium-doped yttrium aluminum garnet laser," *Materials and Design*, vol. 34, pp. 857-862, 2012.
- [20] B. Mahmoudi, A. Khajeh, M. J. Torkamany and S. A. Jenabali Jahromi, "The effect of microstructure before laser surface treatment on AISI410: martensitic stainless steel," *Science of Advanced Materials*, vol. 4, pp. 518-521, 2012.
- [21] B. Mahmoudi, M. J. Torkamany, A. R. Sabour Rouh Aghdam and J. Sabbaghzade, "Laser surface hardening of AISI 420 stainless steel treated by pulsed Nd:YAG laser," *Materials and Design*, vol. 31, p. 2553–2560, 2010.
- [22] B. V. Krishna and A. Bandyopadhyay, "Surface modification of AISI 410 stainless steel using laser engineered net shaping (LENSTM)," *Materials and Design*, vol. 30, no. 5, p. 1490–1496, 2009.
- [23] J. Radziejewska, "Influence of laser-mechanical treatment on surface topography, erosive wear and contact stiffness," *Materials and Design*, vol. 32, no. 10, p. 5073–5081, 2011.
- [24] C. Yao, B. Xu, J. Huang, P. Zhang and Y. Wu, "Study on the softening in overlapping zone by laser-overlapping scanning surface hardening for carbon and alloyed steel," *Optics and lasers in engineering*, vol. 48, no. 1, pp. 20-26, 2010.
- [25] A. N. Samanta, B. Dua, S. R. Paital, S. Kumarc and N. B. Dahotrea, "Pulsed laser surface treatment of magnesium alloy: Correlation between thermal model and experimental observations," *Journal of Materials Processing*

- Technology*, vol. 209, no. 11, p. 5060–5067, 2009.
- [26] A. Chehrghania, M. J. Torkamany, M. J. Hamedi and J. Sabbaghzadeh, "Numerical modeling and experimental investigation of TiC formation on titanium surface pre-coated by graphite under pulsed laser irradiation," *Applied Surface Science*, vol. 258, no. 6, p. 2068–2076, 2012.
- [27] W. Piekarska, M. Kubiak and A. Bokota, "Numerical simulation of thermal phenomena and phase transformations in laser-arc hybrid welded joints," *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 56, no. 2, pp. 409-426, 2011.
- [28] W. Piekarska, M. Kubiak and Z. Saternus, "Application of Abaqus to analysis of the temperature field in elements heated by moving heat sources," *Archives of Foundry Engineering*, vol. 10, no. 4, pp. 177-182, 2010.
- [29] J. Caron, C. Heinze, C. Schwenk, M. Rethmeier, S. S. Babu and J. Lippold, "Effect of continuous cooling transformation variations on numerical calculation of welding-induced residual stresses," *Welding Research*, vol. 89, no. 1, pp. 151-160, 2010.
- [30] P. L. Masson, T. Loulou, E. Artioukhine, P. Rogeon, D. Carron and J. Quemener, "A numerical study for the estimation of a convection heat transfer coefficient during a metallurgical "Jominy end-quench" test," *International Journal of Thermal Sciences*, vol. 41, no. 6, p. 517–527, 2002.
- [31] W. Piekarska, M. Kubiak and Z. Saternus, "Numerical modeling of thermal and structural strain in laser welding process," *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 57, no. 4, pp. 1219-1227, 2012.
- [32] M. Kalyona and B. S. Yilbasa, "Laser pulse heating: a formulation of desired temperature at the surface," *Optics and Lasers in Engineering*, vol. 39, no. 1, p. 109–119, 2003.
- [33] J. S. Kirkaldy and D. Venugopalan, "Prediction of microstructure and hardenability in low-alloy steels," in *Phase Transformations in Ferrous Alloys, Proceedings of the International Conference*, Philadelphia, 1983.
- [34] J. S. Kirkaldy and R. C. Sharma, "A new phenomenology for steel IT and CCT curves," *Scripta Metallurgica*, vol. 16, no. 10, p. 1193–1198, 1982.
- [35] A. S. Oddy, J. M. J. McDill and L. Karlsson, "Microstructural predictions including arbitrary thermal histories, reaustenization and carbon segregation effects," *Canadian Metallurgical Quarterly*, vol. 35, no. 3, p. 275–283, 1996.
- [36] J. S. Kirkaldy, "Diffusion-controlled phase transformation in steels," *Scandinavian Journal of Metallurgy*, vol. 20, p. 50–61, 1991.
- [37] J. S. Kirkaldy, "Prediction of alloy hardenability from thermodynamic and kinetic data," *Metallurgical Transactions*, vol. 4, p. 2327–2333, 1973.
- [38] H. E. Boyer, Ed., Atlas of Isothermal

- Transformation and Cooling Transformation Diagrams, Metals Park, Ohio: Americal Society for Metal, 1977.
- [39] D. P. Koistinen and R. E. Marburger, "A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels," *Acta Metallurgica*, vol. 7, no. 1, p. 59–60, 1957.
- [40] W. C. Leslie, *The Physical Metallurgy of Steels*, New York: McGraw-Hill, 1981.
- [41] K. W. Andrews, "Empirical formulae for the calculation of some transformation temperatures," *Journal of the Iron and Steel Institute*, vol. 203, p. 721–727, 1965.
- [42] P. Maynier, B. Jungmann and J. Dollet, "Creusot-Loire System for the prediction of the mechanical properties of low alloy steel products," in *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, *The Metallurgical Society of AIME*, Chicago, 1978.