

تحلیل اجزای محدود آزمون سختی پذیری استاندارد بر روی فولاد S355 با استفاده از مدل

کینتیکی Machnienko

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

چکیده

در این تحقیق تحلیل اجزای محدود آزمون سختی پذیری استاندارد^۴، بصورت حرارتی و متالورژیکی با استفاده از نرم افزار اجزای محدود ABAQUS انجام گرفت. به این منظور زیر روال^۵ مناسب بر مبنای مدل کینتیکی Machnienko که قادر به پیش‌بینی میزان جزء حجمی و سختی فازهای ایجاد شده در حین سرمایش پیوسته است، تعریف و در گردش اطلاعات داده-های نرم افزار بکار گرفته شد. نتایج بدست آمده از تحلیل اجزای محدود با نتایج آزمایشگاهی استخراج شده از منابع معتبر و هم‌چنین مدل متالورژیکی بکار رفته در نرم افزار تجاری JMATPRO مقایسه گردید. این نتایج نشان از دقت بالاتر مدل Machnienko نسبت به مدل بکار رفته^۶ در نرم افزار تجاری JMATPRO دارد که علت این امر را می‌توان در تعریف دقیق‌تر شرایط استحاله در این مدل و خصوصی سازی مدل بر اساس نتایج آزمایشگاهی ماده مورد نظر در این روش جستجو نمود.

واژه‌های کلیدی: تحلیل اجزای محدود، استحاله‌های فازی، سرمایش پیوسته، مدل کینتیکی

Archive of SID

^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 مسوول مقاله: Jahromiah@gmail.com

^۴ - Jominy test

^۵ - Subroutine

^۶ - Kirkaldy Model

پیشگفتار

سخت شدن در فولادها عمدتاً در اثر استحاله ریز ساختار آستنیت به ریز ساختارهای مارتنزیت و بینیت در حین سرمایش رخ می‌دهد. از آنجایی که سختی مواد می‌تواند معیاری جهت برآورد سایر خواص مکانیکی همچون مقاومت به سایش و استحکام کششی باشد [۱] این معیار را می‌توان یکی از ارزشمندترین معیارهای سنجش خواص مکانیکی مواد دانست. از سوی دیگر، سختی پذیری معیاری است که نماینده عمق سخت شده ماده در اثر سرمایش پیوسته از دمای بالا تا دمای اتاق می‌باشد. این قابلیت بطور معمول بوسیله یک آزمون استاندارد آزمایشگاهی با سرد کردن نمونه با شرایط مشخص از دمای آستنیت و انجام آزمون ریز سختی سنجی در طول نمونه انجام می‌پذیرد. علت محبوبیت این آزمون قابلیت آن در ایجاد گستره وسیعی از نرخ سرمایش‌ها در امتداد نمونه است که باعث ایجاد ریز ساختارهایی با خواص مکانیکی متفاوت می‌گردد. از این رو آزمون مذکور به عنوان معیار مهمی در طراحی‌های مهندسی جهت رسیدن به خواص مکانیکی و ریز ساختار مطلوب در نظر گرفته می‌شود [۲].

در سال‌های اخیر تحلیل اجزای محدود فرآیندهای عملیات حرارتی بر اساس مدل‌های کینتیکی مختلف به عنوان روشی موثر و کارآمد در کاهش هزینه‌های آزمایشگاهی بطور گسترده‌ای بکار گرفته شده است. بدین ترتیب امکان بررسی دقیق خواص مکانیکی و تحلیل اثرات انواع عملیات حرارتی بر استحاله‌های فازی بر محصول نهایی امکان پذیر می‌باشد [۳]. در این میان انتخاب نوع مدل کینتیکی در تحلیل دقیق خواص حاصل اثر چشمگیری دارد. بطور کلی مدل‌های موجود برای تحلیل رفتار استحاله در فلزات به دو دسته کلی تقسیم می‌شوند. دسته اول مدلی‌هایی است که بر مبنای محاسبات ترمودینامیکی بنیان گذاشته شده و دسته دوم مدل‌هایی که بر اساس روابط تجربی مبتنی بر داده‌های آزمایشگاهی ایجاد شده است. دسته اول مدل ایده‌آل خوانده می‌شود زیرا مستقل از داده‌های آزمایشگاهی است و تنها بر مبنای پارمترهای تئوریک بدست آمده از خواص مواد گسترش یافته است. مدلی که به وسیله محاسبات ترمودینامیکی و کینتیکی استوار است مفهوم فیزیکی بیش تری نسبت به

مدل‌های تجربی دارد. در عین حال بدست آوردن تمامی پارامترهای اساسی مورد نیاز برای مواد تجاری با گستره وسیعی از ترکیبات شیمیایی بسیار مشکل است. بنابراین محققین بسیاری تلاش نموده‌اند تا مدل‌های تجربی متفاوتی را بر مبنای نتایج آزمایشگاهی گسترش دهند [۳-۶].

در این پژوهش، تلاش بر این است که از مدل کینتیکی Machnienko [۷] که بر اساس داده‌های آزمایشگاهی و روابط تجربی ایجاد شده است، به منظور تحلیل استحاله‌های فازی و پراکندگی سختی نهایی حاصل از آنها در آزمون سختی پذیری استاندارد استفاده گردد. در این راستا با مقایسه نتایج حاصل با نتایج آزمایشگاهی معتبر و نتایج حاصل از مدل‌های دیگر به ارزیابی یافته‌های تحلیل اجزای محدود می‌پردازیم.

شبیه سازی اجزای محدود:

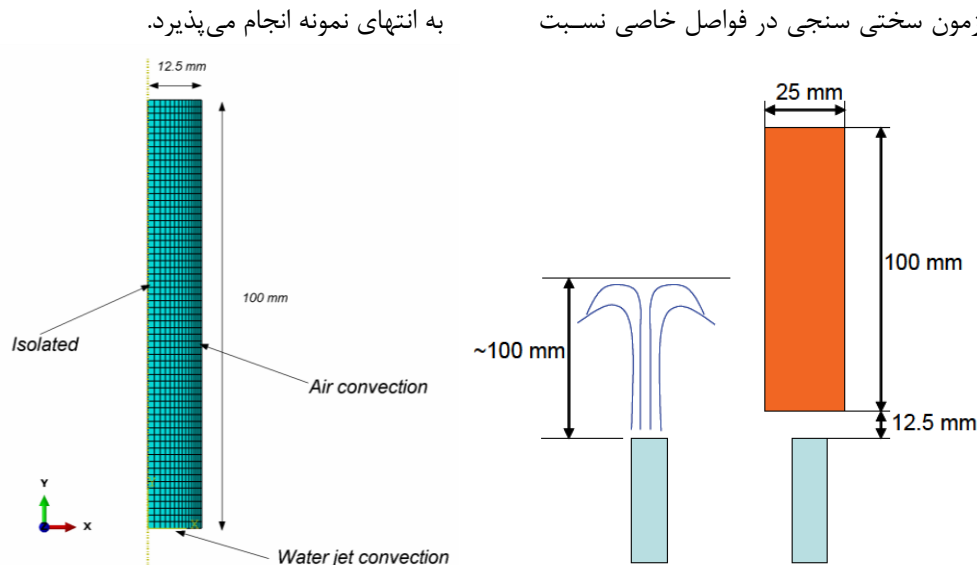
هندسه و المان بندی مدل:

به منظور افزایش بازده محاسباتی، تحلیل حرارتی و ریز ساختاری آزمون سختی پذیری استاندارد^۱، با استفاده از یک مدل متقارن محوری^۲، در نرم افزار اجزای محدود ABAQUS انجام گرفت. شکل (۱) شمای کلی و نحوه مش بندی قطاع مدل شده از نمونه را به همراه شرایط مرزی اعمال شده نشان می‌دهد.

همان گونه که در شکل (۱) مشاهده می‌شود، نمونه استاندارد این آزمون یک میله به قطر ۲۵ میلیمتر و طول ۱۰۰ میلیمتر می‌باشد. این نمونه پس از قرار گرفتن در دمای آستنیت که حدود ۹۰۰ درجه سانتیگراد است و آستنیت شدن کامل به مدت ۲۰ دقیقه به وسیله یک فواره استاندارد آب با دمای ۲۵ درجه سانتیگراد از پایین خنک می‌گردد [۲ و ۴]. نقاط مختلف نمونه بسته به موقعیت نسبت به انتهای سرد شده نرخ سرمایش‌هایی بین ۲ تا ۲۲۵ درجه سانتیگراد بر ثانیه را تجربه می‌کنند [۸]. پس از سرد شدن تا دمای محیط، به منظور حذف اثرات کربن زدایی و نیز بدست آوردن سطوح موازی که مورد نیاز تست سختی سنجی است، سطوح جانبی سنگ زنی

¹ - Jominy test

² - Axisymmetric



شکل (۱) - شمای کلی آزمون استاندارد سختی پذیری و نحوه مش بندی قطاع مدل شده از نمونه به همراه شرایط مرزی اعمال شده

راست این معادله مربوط به منبع حرارتی داخلی ناشی از گرمای نهان تغییرات فازی است که به علت کوچکی نسبت به انتقال حرارت به سمت مرزها در این تحقیق از اثرات آن صرف نظر شده است.

رابطه (۱) بوسیله شرط اولیه‌ای که بر مبنای آن در شروع تحلیل حرارتی دما در همه جا یکسان و معادل ۹۰۰ درجه سانتیگراد است و همچنین شرایط مرزی مناسب تکمیل می‌گردد. در این تحقیق شرایط مرزی از نوع Dirichlet, Neumann و Newton که انتقال حرارت از نوع همرفت تابش را در نظر می‌گیرند به صورت زیر مورد استفاده قرار گرفت [۱۰ و ۱۱]:

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

در این رابطه α ضریب همرفتی، ε ضریب تابش (با فرض اکسید شدن سطح نمونه در دمای بالا در حدود ۰/۸) و σ ثابت استفان-بولتزمن ($\sigma = 5.67 \times 10^{-8} \text{ W m}^{-2} \text{ K}^{-4}$) می‌باشد. ضریب همرفتی برای سطوح جانبی در تماس با هوا $50 \text{ W}/(\text{C m}^2)$ و برای سطح زیرین که در تماس با محیط خنک کننده است بصورت متغییر با دمای سطح خنک شونده و مطابق شکل (۲) انتخاب گردید. با توجه به

می‌گردد و آزمون سختی سنجی در فواصل خاصی نسبت

در این تحقیق، المان بندی با توجه به میزان سنگ زنی در سطح نمونه و تغییر گرادیان دمایی که از درون به سمت خارج نمونه افزایش می‌یابد، تغییر می‌کند. به عبارت دیگر نقاط مورد اهمیت با المان‌های با ابعاد کوچکتر تخمین زده شده تا بتوان ضمن کاهش زمان مورد نیاز برای تحلیل به دقت مناسبی در نتایج نهایی دست یافت. به این منظور از المان‌های چهار ضلعی متقارن محوری از نوع DCAX4^۱ جهت المان بندی قطعه استفاده گردید.

مدل تحلیل حرارتی:

با توجه به شرایط مساله در این تحقیق از یک مدل حرارتی گذرا^۲ به صورت متقارن محوری در نرم افزار اجزای محدود ABAQUS استفاده گردید. معادله کلی رسانش حرارتی گذرا به فرم کلی زیر می‌باشد:

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

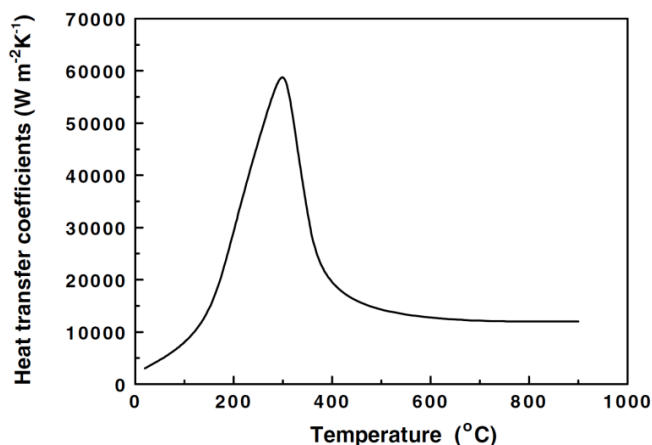
که در آن $\rho(T)$ ، $C_p(T)$ و $\lambda(T)$ به ترتیب نماینده چگالی، گرمای ویژه و رسانش حرارتی ماده مورد نظر است و همگی وابسته به دما می‌باشند. ترم $Q(r,t)$ در سمت

^۱ - A 4-node linear axisymmetric heat transfer quadrilateral element

^۲ -Thermally transient

$$h(r) = -5 \times 10^5 r^5 + 0.0017r^4 - 0.0187r^3 + 0.0571r^2 + 0.1367r + 0.4076 \quad (3)$$

شکل فواره آب، تغییر در قدرت خنک کنندگی نسبت به فاصله از محور تقارن وجود دارد که این وابستگی مطابق رابطه زیر بصورت یک ضریب لحاظ گردید [۸، ۱۳ و ۱۴]:



شکل (۲) - تغییرات ضریب همرفتی فواره آب مورد استفاده در آزمون استاندارد سختی پذیری با دما [۱۳]

خواص فیزیکی - حرارتی مورد استفاده در شبیه سازی اجزای محدود بصورتی که در جدول (۲) مشاهده می شود بصورت وابسته با دما تعریف گردید [۱۲، ۱۵].

مدل متالورژیکی:

خواص فیزیکی و حرارتی مدل:

به منظور مدل کردن انتقال حرارت مدل مورد نظر از خواص فیزیکی و حرارتی فولاد S355 با ترکیبی که در جدول (۱) مشاهده می شود استفاده گردید.

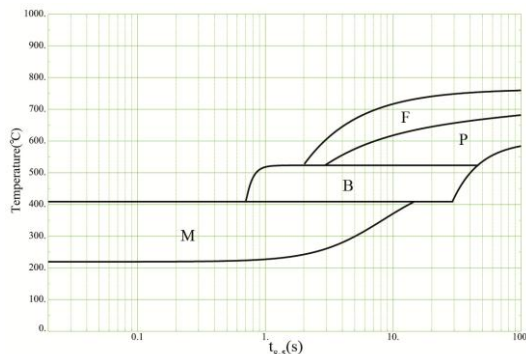
جدول (۱) - ترکیب شیمیایی فولاد S355 [۱۲، ۱۵]

عنصر	C	Mn	Si	Cr	Ni	Al	P	S
درصد وزنی	۰/۱۹	۱/۰۵	۰/۲	۰/۰۸	۰/۱۱	۰/۰۰۶	۰/۰۲۸	۰/۰۲

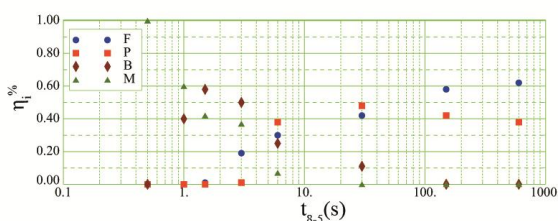
جدول (۲) - خواص فیزیکی - حرارتی فولاد S355 مورد استفاده در تحلیل اجزای محدود [۱۲، ۱۵]

دما T(°C)	رسانایی حرارتی λ (W/m °C)	چگالی ρ (kg/m ³)	گرمای ویژه c (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

در این رابطه η_{max} مقدار حداکثر جزء حجمی ممکن برای فاز مارتنزیت است که بطور معمول در دمای پایان استحاله مارتنزیتی ۹۹٪ در نظر گرفته می‌شود.



(الف)



(ب)

شکل (۳) - (الف) نمودار استحاله در حین سرمایش پیوسته فولاد S355 و (ب) نمودار ترکیب ساختاری نهایی [۱۲ و ۱۴]

محاسبات تغییرات سختی:

به محض محاسبه جزء حجمی فازهای مختلفی که در حین سرمایش پیوسته ایجاد می‌گردند، سختی کل حاصل از این فازها قابل محاسبه خواهد بود. در صورتی که X_m ، X_p ، X_b و X_f به ترتیب نماینده جزء حجمی محاسبه شده برای فازهای مارتنزیت، بینیت، پرلیت و فریت پس از سرمایش تا دمای محیط باشند، سختی کل Hv از طریق رابطه زیر قابل محاسبه است [۱۶]:

(۷)

$$Hv = X_m Hv_m + X_b Hv_b + (X_f + X_p) Hv_{f+p}$$

در این رابطه Hv_m ، Hv_b و Hv_{f+p} به ترتیب عدد سختی ویکرز مربوط به فازهای مارتنزیت، بینیت و مخلوط فریت-پرلیت می‌باشد. مطابق روابط تجربی Maynier که در زیر آمده است سختی هر فاز بر اساس ترکیب شیمیایی

محاسبات مربوط به فازهای ایجاد شده در حین سرمایش پیوسته:

به منظور محاسبه جزء حجمی فازهای ایجاد شده (شامل فریت، پرلیت و بینیت) طی تغییر حالت های نفوذی از مدل کینتیکی Machnienko [۷] و نمودار استحاله در حین سرمایش پیوسته^۱ ای که در شکل (۳) - (الف) مشاهده می‌شود [۱۲، ۱۴] استفاده گردید. طبق این مدل جزء حجمی ریز ساختارهای نفوذی را می‌توان در فاصله های دمایی بین آغاز و پایان استحاله از طریق رابطه زیر محاسبه نمود [۷]:

(۴)

$$\tilde{\eta}_i(T, t) = \eta_i^{\%} \tilde{\eta}_A \left(1 - \exp\left(-k \frac{T_s^i - T}{T_s^i - T_f^i}\right) \right)$$

که در آن $\eta_i^{\%}$ جزء حجمی مربوط به آ آمین فاز پس از سرمایش نهایی است که مقادیر آن طبق آنالیزهای ریز ساختاری آزمایشگاهی بصورت تابعی از زمان لازم برای سرمایش از ۸۰۰ تا ۵۰۰ درجه سانتیگراد (5-t8) مشخص می‌گردد و مقادیر آن در شکل (۳) - (ب) نمایش داده شده است. همچنین در رابطه بالا $\tilde{\eta}_A$ جزء حجمی فاز آسنیت باقی مانده تا دمای شروع استحاله ی i ام و T_s^i و T_f^i به ترتیب دماهای آغاز و پایان تغییر حالت نفوذی مورد نظر است که مقادیر آن طبق نمودار سرمایش پیوسته ای که در شکل (۳) - (الف) مشاهده می‌گردد محاسبه می‌شود. هم-چنین ضریب k عددی بین ۲/۵ و ۳ گزارش شده که در این تحقیق ۲/۷۵ منظور گردید [۱۲، ۱۵].

به منظور محاسبه جزء حجمی فاز مارتنزیت ایجاد شده حین تغییر حالت غیر نفوذی از مدل Koistinen-Marburger به فرم زیر استفاده گردید [۱۶]:

(۵)

$$\tilde{\eta}_M(T) = \eta_i^{\%} \tilde{\eta}_A \left(1 - \exp(-k(M_s - T)) \right)$$

در این رابطه k تابعی از دمای آغاز و پایان استحاله غیر نفوذی به فرم زیر است:

$$k = - \frac{\ln(1 - \eta_{max})}{M_s - M_f} \quad (۶)$$

¹ - Continuous cooling transformation (CCT) diagram

حجمی فازها و در نهایت پیش بینی عدد سختی مورد استفاده قرار می‌گیرد.

نتایج و بحث

شبه سازی اجزای محدود آزمون استاندارد سختی پذیری برای فولاد S355 بوسیله نرم افزار ABAQUS انجام شد. شکل (۵) از چپ به راست به ترتیب تخمین جزء حجمی فازهای فریت، پرلیت، بینیت و مارتنزیت را در نواحی مختلف قطعه پس از سرمایه‌گذاری تا دمای محیط نشان می‌دهد. همان‌گونه که مشاهده می‌گردد با توجه به نرخ سرمایه‌گذاری متفاوتی که در نقاط مختلف نمونه وجود دارد، زیر روال USDFLD تعریف شده بر مبنای مدل متالورژیکی Machnienko قادر به پیش بینی جزء حجمی فازهای مختلف در نقاط مختلف نمونه می‌باشد.

همان‌گونه که از ابتدا نیز انتظار می‌رفت، فازهای ایجاد شده با مکانیزم‌های نفوذی مثل فریت و پرلیت با فاصله‌های بیش‌تر و فازهای نیمه نفوذی و غیر نفوذی همچون بینیت و مارتنزیت در فاصله‌های کمتری از انتهای کوئنچ شده ایجاد می‌گردند.

توزیع سختی ایجاد شده از فازهای مختلف، که به کمک مدل Maynier [۱۷، ۱۸] تخمین زده شده است، در شکل (۶) - (الف) نمایش داده شده است. ارزیابی نتایج حاصل از تحلیل اجزای محدود، در مسیری که در شکل (۶) - (ب) نمایش داده شده و نمایانگر مسیر سختی سنجی و شماره نقاط گره‌ای مربوط است انجام پذیرفت. مسیر نشان داده شده در این شکل به فاصله ۴۰۰ میکرومتر از سطح قرار گرفته است که با توجه به استاندارد مربوطه انتخاب شده است [۱۹]. شکل (۷) جزء حجمی فازهای مختلفی که در حین سرمایه‌گذاری ایجاد می‌شوند را در امتداد این مسیر بصورت تابعی از فاصله از انتهای آبدیده نمایش می‌دهد. همان‌گونه که در این شکل دیده می‌شود میزان جزء حجمی فازهای مختلف از مقادیر غیر تعادلی در فواصل نزدیک به انتهای آبدیده، تا مقادیر تعادلی (قابل محاسبه از طریق نمودار فازی) مربوط به فازهای فریت و پرلیت در بیش‌ترین فاصله از انتهای آبدیده متغیر است.

شکل (۸) سهم فازهای مختلف را از افزایش سختی نهایی در امتداد مسیری که بصورت استاندارد آزمون سختی

و نرخ سرمایه‌گذاری در دمای ۷۰۰ درجه سانتیگراد، که برای نقاط مختلف متفاوت است قابل محاسبه اند [۱۷، ۱۸]:

(۸)

$$Hv_m = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21\log_{10}Vr$$

(۹)

$$Hv_b = 323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo + \log_{10}Vr(89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 30Mo)$$

(۱۰)

$$Hv_{f+p} = 42 + 233C + 53Si + 30Mn + 12.6Ni + 7Cr + 1Mo + \log_{10}Vr(10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V)$$

در این روابط حروف نماینده درصد وزنی عناصر مختلف و Vr نماینده نرخ سرمایه‌گذاری در دمای ۷۰۰ درجه سانتیگراد می‌باشد که واحد آن درجه سانتیگراد بر ساعت است.

نحوه اعمال محاسبات مورد نیاز:

با توجه به عدم قابلیت ذاتی نرم افزار اجزای محدود ABAQUS در شبه‌سازی‌های متالورژیکی، این قابلیت در قالب زیر روالی مناسب^۱ توسط کاربر برای نرم افزار تعریف گردید. زیر روال‌هایی از این دست در نرم‌افزار ذکر شده به وسیله کدهایی که به زبان برنامه نویسی فرترن توسط کاربر نوشته می‌شوند قابل اعمال هستند. در این تحقیق به دلیل تغییر نرخ سرمایه‌گذاری در حین سرد شدن یک نقطه بخصوص، به منظور افزایش دقت محاسبات از دو مرحله تحلیل مجزا استفاده گردید. نمودار گردش کلی اطلاعات در شبه‌سازی‌های انجام شده مطابق شکل (۴) می‌باشد. طبق این نمودار در مرحله اول تحلیل پس از مراحل پیش پردازش، از یک زیر روال USDFLD به منظور محاسبه دقیق مدت زمانی که هر نقطه گره‌ای دماهای بین ۸۰۰ تا ۵۰۰ درجه سانتیگراد را می‌پیماید استفاده می‌گردد. این اطلاعات در مرحله دوم تحلیل به صورت یک ورودی مجزا در زیر روال دیگر USDFLD به منظور محاسبه جزء

^۱ - USDFLD Subroutine

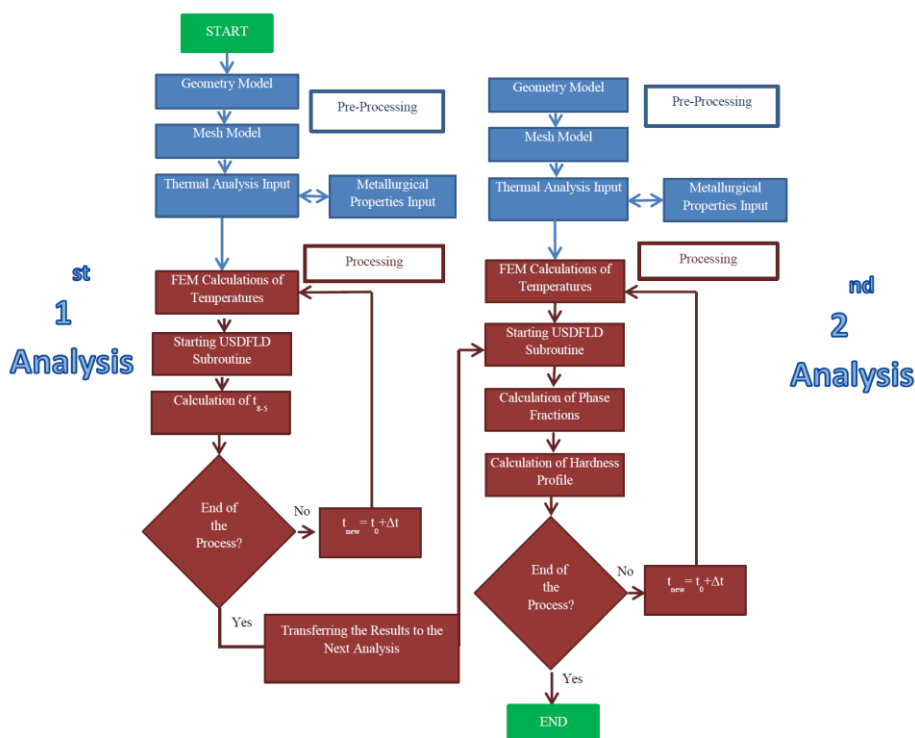
تخمین مناسبی از میزان و موقعیت بیشینه سختی ارائه می‌دهد، قادر به تخمین دقیقی از نحوه موقعیت انتقال از بیشینه سختی به کمینه سختی نیست. دقت بالاتر مدل Machninenko در شبیه سازی اجزای محدود فرآیندهای عملیات حرارتی را می‌توان در مبتنی بودن بیش تر بر نتایج آزمایشگاهی جستجو کرد. به عبارت دیگر در این مدل هم دماهای آغاز و پایان استحاله بوسیله نتایج آزمایشگاهی (نمودارهای CCT) تعیین می‌گردند و هم میزان جزء حجمی فازهای نهایی بصورت آنالیزهای ریز ساختاری به زمان‌های مختلف سرمایه‌ش نسبت داده می‌شوند که خاص ماده مورد نظر است. این عوامل باعث می‌گردد که این روش از نزدیکی بیش تری با شرایط واقعی و نتایج آزمایشگاهی برخوردار باشد. با این وجود به دلیل وابستگی شدید به نتایج آزمایشگاهی زیر روال تعریف شده برای مدل کردن رفتار متالورژیکی بسیار خصوصی سازی شده است. این عامل باعث می‌گردد که برای تعریف رفتار مواد مختلف حجم زیادی از زیر روال تعریف شده تغییر کند که نسبتاً زمان بر است.

همان گونه که پیش از این ذکر گردید آزمون استاندارد سختی پذیری به دلیل ایجاد گستره وسیعی از نرخ سرمایه‌ش‌ها و به تبع آن ریز ساختارهای ایجاد شده در حین سرمایه‌ش پیوسته مقبولیت وسیعی یافته است. لذا مدل‌های کینتیکی همچون مدل Machnienko که قادر به پیش بینی قابل قبولی از نتایج این آزمون می‌باشند می‌توانند بصورت گسترده‌ای در شبیه سازی فرآیندهای دیگر عملیات حرارتی همچون عملیات حرارتی قطعات صنعتی پیچیده در کوره و سطح سختی بوسیله شعله، میدان القایی و لیزر نیز بکار روند.

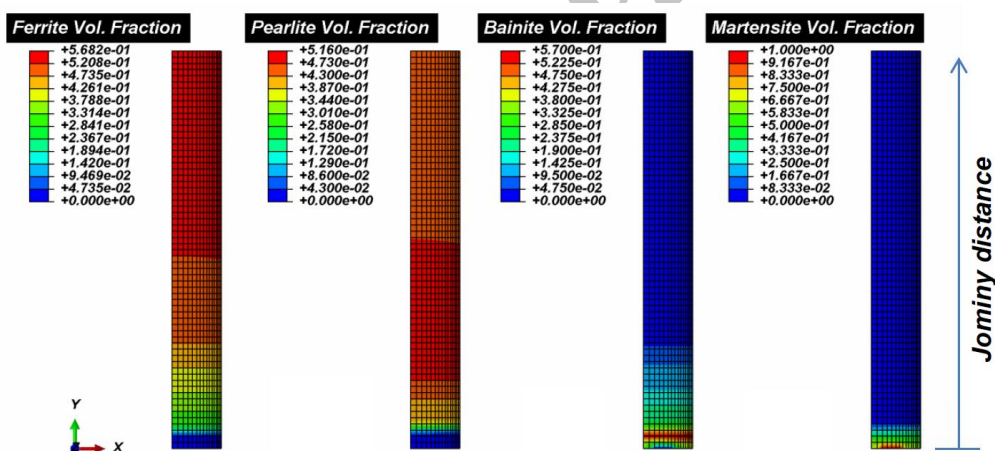
سنجی در آن انجام می‌شود، نمایش می‌دهد. در شکل‌های (۷) و (۸) پله‌ها و ناپیوستگی‌هایی را می‌توان مشاهده کرد که ایجاد آن با توجه به وجود ناپیوستگی‌های موجود در بازده فازی که مقادیر آن در شکل (۳) - (ب) آمده است قابل توجیه می‌باشد.

تغییرات سختی پیش بینی شده در امتداد فاصله از لبه آبدیده، با نتایج آزمایشگاهی نزدیک‌ترین ترکیب شیمیایی موجود در اطلس نمودارهای سرمایه‌ش پیوسته مقایسه گردید [۲۰]. فولاد ذکر شده فولاد AISI 1520 با ترکیب شیمیایی شامل 0.19 wt\% C ، 0.02 wt\% Si ، 1.2 wt\% Mn و 0.02 wt\% P می‌باشد که نزدیکی بسیار زیادی با ترکیب شیمیایی مورد نظر دارد. مقایسه سختی بدست آمده از تحلیل اجزای محدود و آزمایشات ریز سختی سنجی در نموداری که در شکل (۹) مشاهده می‌شود نمایش داده شده است.

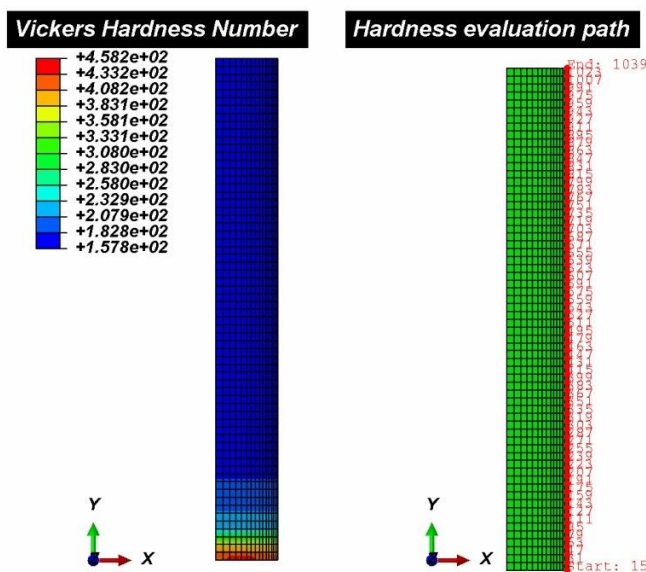
همان گونه که در این نمودار دیده می‌شود، نتایج بدست آمده از اجزای محدود نزدیکی بسیار مناسبی با نتایج آزمایشگاهی نشان می‌دهد. این نزدیکی هم در میزان بیشینه و کمینه عدد سختی حاصل و هم در محل و نحوه انتقال از سختی بیشینه به سختی کمینه به وضوح مشهود است. هم‌چنین در این نمودار به منظور نمایش قدرت مدل کینتیکی اتخاذ شده نسبت به سایر مدل‌های موجود، پیش بینی تغییرات سختی توسط نرم افزار JMATPRO نمایش داده شده است. این نرم افزار تجاری به منظور پیش بینی جزء حجمی فازهای ایجاد شده از مدل کینتیکی Kirkaldy [۲۱] استفاده می‌نماید که در آن صرفاً از روابط تجربی کلی به منظور تعیین موقعیت و شکل دماغه‌های استحاله‌های نفوذی استفاده می‌گردد. همان گونه که مشاهده می‌گردد، با وجود اینکه این مدل



شکل (۴) - نمودار گردش اطلاعات آنالیز دو مرحله ای مورد استفاده در تحلیل اجزای محدود آزمون استاندارد سختی پذیری



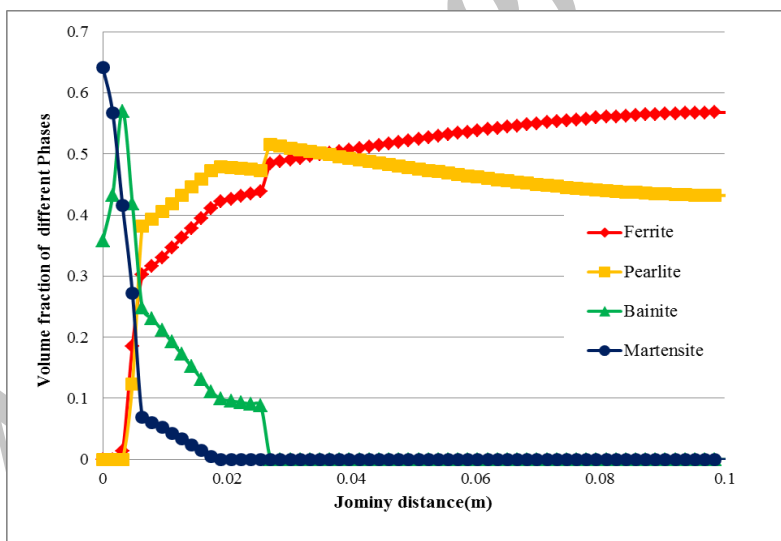
شکل (۵) - پیشبینی تحلیل اجزای محدود از مقادیر جزء حجمی فازهای ایجاد شده در حین سرمایش پیوسته نمونه استاندارد سختی پذیری



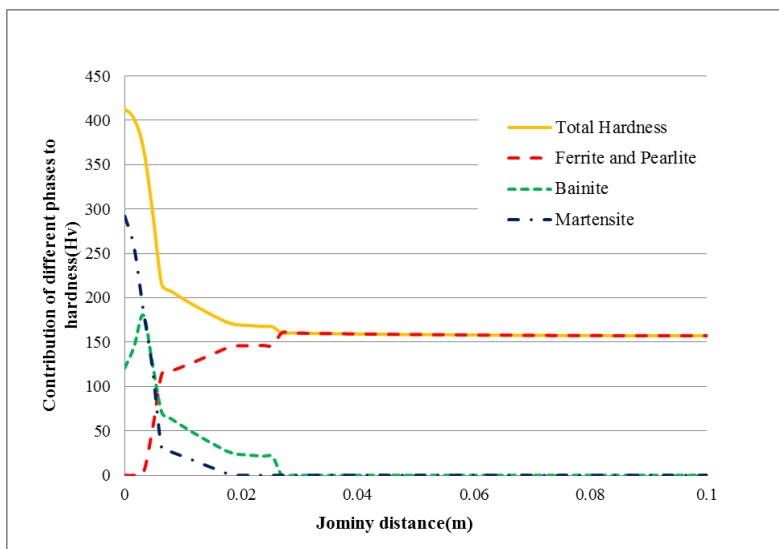
(الف)

(ب)

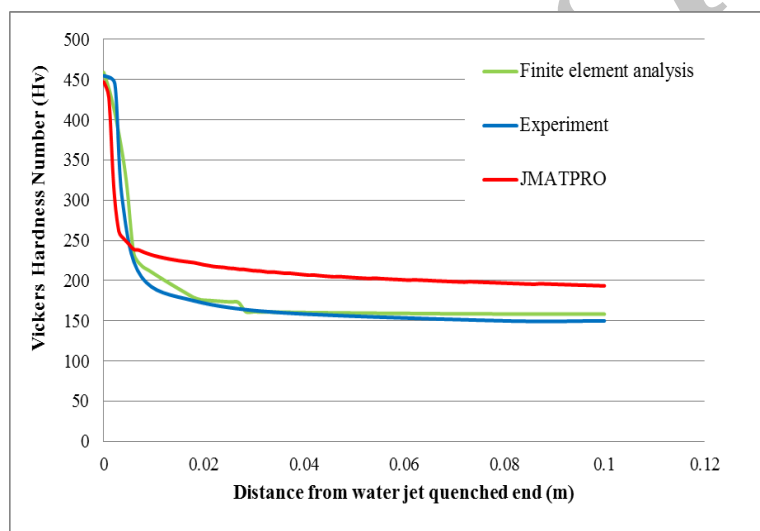
شکل (۶) - (الف) - تخمین تحلیل اجزای محدود از پراکندگی سختی در طول نمونه و (ب) - مسیر سنجش سختی برای مقایسه نتایج شبیه سازی با نتایج عملی



شکل (۷) - تخمین روش اجزای محدود از میزان جزء حجمی فاز های مختلف در امتداد مسیر سختی سنجی



شکل (۸) - تخمین روش اجزای محدود از سهم فاز های مختلف در ایجاد سختی نهایی



شکل (۹) - مقایسه نتایج حاصل از تحلیل اجزای محدود، نتایج آزمایشگاهی و تخمین نرم افزار JMATPRO از تغییرات سختی در طول نمونه استاندارد سختی پذیری

کند، نشان از قدرت بالاتر مدل Machnienko در مدل کردن رفتار متالوژیکی در حین عملیات حرارتی مورد نظر دارد که این امر ناشی از خصوصی سازی شدن این مدل بر اساس نتایج آزمایشگاهی ماده مورد نظر در این روش است.

References

۱. ح. خنجری، ا. ایران نژاد پاریزی و ع. حسن زاده تبریزی، "تاثیر پوشش کامپوزیتی نیکل-بور- آلومینا نانو کریستالی به روش الکتروولس و بررسی خواص

نتیجه گیری

در این پژوهش از مدل کینتیکی Machnienko به منظور مدل کردن استحال فازها در حین آزمون استاندارد سختی پذیری بر روی فولاد S355 استفاده شد. مقایسه نتایج شبیه سازی و نتایج آزمایشگاهی نشان داد که این مدل قابلیت و دقت بالایی در محاسبه سختی حاصل از ریز ساختارهای ایجاد شده در حین سرمایش پیوسته دارد. همچنین مقایسه این نتایج با پیش بینی نرم افزار JMATPRO که از مدل کینتیکی Kirkaldy استفاده می

10. 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, pp. 5996-6003, 2009.
11. 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", *Journal of Applied Surface Science*, Vol. 258, pp. 2068-2076, 2012.
12. 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, pp. 409-426, 2011.
13. P. Le 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, pp. 517-527, 2002.
14. X. Yao, J. Gu, M. Hu and Z. Zhu, "A numerical study of an insulating end-quench test for high hardenability steels", *Scandinavian Journal of Metallurgy*, Vol. 33, pp. 98-104, 2004.
15. W. Piekarska, M. Kubiak, Z. Saternus, "Numerical modeling of thermal and structural strain in laser welding process, *Archives of Metallurgy and Materials*", Vol. 57, pp. 1219-1227, 2012.
16. ASM handbook, Heat Treating, ASM International, Vol. 4, p.25, 1991.
17. P. Maynier, J. Dollet, P. Bastien, in: D.V. Doane, and J.S. Kirkaldy (Eds.), "Hardenability Concepts with Applications to Steel", p. 518, the
- تریبولوژیکی آن"، مجله علمی-پژوهشی مواد نوین، دانشگاه آزاد اسلامی واحد مرودشت، جلد ۵، شماره ۴، ص ۲۹-۲۱، تابستان ۱۳۹۳.
2. S. Y. Peng, L. G. Quanl , L. S. Xin, L. J. Tao, and F. C. Ming, "Improved Nonlinear Equation Method for Numerical Prediction of Jominy End-Quench Curves", *Journal of Iron and Steel Research*, Vol. 14, pp. 37-41, 2007.
3. J. Grum, Modeling of Laser Surface Hardening, In: C. H. Gür, J. Pan, editors. "Handbook of thermal process modeling of steels", New York: CRC Press; pp. 499-627, 2009.
4. S. J. Lee, J. Pavlina, and J. V. Tyne, "Kinetics modeling of austenite decomposition for an end-quenched 1045 steel", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 527, pp. 3186-3194, 2010.
5. S. Serajzadeh, A. K. Taheri, "A study on austenite decomposition during continuous cooling of a low carbon steel", *Journal of Materials and Design*, Vol. 25, pp. 673-679, 2004.
6. M. J. Starink, "Kinetics of the decomposition of austenite at constant temperature", *Journal of Material Science*, Vol. 32, pp. 397-415, 1997.
7. V. I. Makhnenko, and G. Y. Saprykina, "Role of mathematical modelling in solving problems of welding dissimilar steels (Review)", *Paton Weld Journal*, Vol. 3, pp. 14-25, 2010.
8. M. Pietrzyk, and R. Kuziak, "Computer aided interpretation of results of the Jominy test", *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Vol. 11, pp. 707-722, 2011.
9. C. Li, Y. Wang, Z. Zhang, B. Han, and T. Han, "Influence of overlapping ratio on hardness and residual stress distributions in multi-track laser surface melting roller steel", *Journal of Optics and Lasers in Engineering*, Vol. 48, pp. 1224-30, 2010.

- of Steel” ASTM International, West Conshohoken. PA, 2014.
20. M. Atkins, Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels, ASM Intl, pp. 24, 1980.
 21. J. S. Kirkaldy, D. Venugopalan, “Phase transformations in ferrous alloys”, Ed. By Marder A.R. and Goldenstein J.I., pp. 125-148, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, Philadelphia, pp. 125-148, 1984.
 - Metallurgical Society of AIME, New York, 1978.
 18. L. Huiping, Z. Guoan, N. Shanting, and H. Chuanzhen, “FEM simulation of quenching process and experimental verification of simulation results”, Materials Science and Engineering A, Vol. 452, pp. 705-714, 2007.
 19. ASTM Standard A255 “Standard Test Method for Determining Hardenability

Archive of SID