Mechanics of Advanced and Smart Materials Journal 2(3) (2022) 365-384



Mechanics of Advanced and Smart Materials Journal

http://masm.araku.ac.ir



Numerical Study of a Micro-alloyed Steel Microstructure During Hot Rolling Process

Iman Jamshidi ^a, Hossein Bisadi ^{b*}

^a MSc. Education Organization, Education Ministry, Arak, Iran ^{b*} Assistant Professor, Faculty of Mechanics, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran

Original Article

Use your device to scan



KEYWORDS

Forming, Constitutional equations, Microstructure Prediction.

Citation Jamshidi, I., & amp; Bisadi, H. (2022). Numerical study of a micro-alloyed steel microstructure during hot rolling process. Mechanics of Advanced and Smart Materials Journal, 2022;2(3)365-384.

doi https://10.52547/masm.2.3.365.

ABSTRACT

Microstructure control is one of the most challenging issues in forming processes. It affects the quality enhancement of the product directly. The Finite Element Method (FEM) is an appropriate approach in forming analysis which can be applied for predicting microstructure. Many studies have addressed this issue through mathematical and physical models. In addition, several constitutional equations have been developed to model parameters such as grain growth, dislocation density, and recrystallization, etc. In this article, after choosing the appropriate constitutional equations and extracting the required relationships, a subroutine in the Fortran language has been developed. In the next step a rolling process with defined conditions have been analyzed in the finite element software, and the microstructural parameters have been investigated. Then the results were compared with the laboratory data and a remarkable similarity was observed. Finally, the effect of changes in friction, thickness reduction and roller speed have also been investigated.

Extended Abstract

1. Introduction

etals contain certain microstructure which is formed either during the process or after that at high temperatures. Mechanical properties of the hot-formed parts depend on this microstructure. To achieve optimal properties, it is necessary to predict microstructure changes under process conditions. There have been many attempts to develop models that predict the effects of different parameters on microstructure, such as recovery and recrystallization. As computer models provide accuracy and convenience, process designers and metallurgists can use the outcome to check the modifications to their processes without having to do any trial and error. Finite Element (FE) is one of the most suitable methods that can be used to predict the microstructure in forming analysis.

In this article, after introducing and selecting the common constitutional equations, using user-defined material in Abaqus software, a FORTRAN code has been developed in order to model the hot-forming parameters. Then the mentioned model has been simulated by a hot-forming process and compared with the experimental results.

2. Constitutional equations

Many constitutional models are available for the plastic behavior of metals for finite element modeling. But their application is often limited to the strain, strain rate, and temperature changes. To understand and achieve the optimal microstructure and control its growth, it is necessary to predict the instantaneous change of the microstructure under process conditions, such as temperature, cooling rate, plastic deformation, and deformation

* Corresponding author. Tel.: 09123841276 E-mail address: <u>bisadi@iust.ac.ir</u> DOI: <u>https://10.52547/masm.2.3.365.</u> Received: October 18, 2022; Received in revised form: November 15, 2022; Accepted: December 21,2022 2022 Published by Arak University Press. All rights reserved.



rate [23]. Experimental or engineering models are models in which after calculating the stress and strain by plasticity theory, the microstructure of the material is obtained based on the experimental equations and according to the residual stress and strain in the material. Physical models are models that formulate constitutional equations based on the knowledge of physical processes. The model investigated in this article is an explicit physical model based on dislocation density. The model is formulated at the macro level, meaning that all quantities are calculated for a volume of sample material that can be considered homogeneous. Integrated viscoplastic constitutive equations should be able to describe parameters such as grain size, dislocation density, etc., and the mutual effects between them. Equations 1 to 7 of the viscoplastic constitutive equations were developed by Lin and Liu for this purpose.

$$\dot{\varepsilon}_e^p = \frac{A_1[\sinh A_2 \left(\sigma_e - R - k\right)]}{dY_4} \tag{1}$$

$$\dot{x} = A_0 (1 - x)\bar{\rho} \tag{2}$$

$$\dot{S} = Q_0 (x\bar{\rho} - \bar{\rho}_c (1 - S))(1 - S)^{N_q}$$
(3)

$$\dot{\bar{\rho}} = \left(\frac{d}{d_0}\right)^{\gamma_d} (1 - \bar{\rho}) \dot{\varepsilon}_e^p - c_1 \bar{\rho}^{c_2} - \left(\frac{c_3 \bar{\rho}}{1 - S}\right) \dot{S}$$
(4)

$$\dot{R} = B\dot{\rho} \tag{5}$$

$$\dot{d} = \alpha_0 d^{-\gamma_0} - \alpha_2 \dot{S}^{\gamma_3} d^{\gamma_2} \tag{6}$$

$$\sigma = E(\varepsilon - \varepsilon^p) \tag{7}$$

where $\dot{\varepsilon}_e^p$ is plastic strain rate, σ_e is effective stress function, R is isotropic hardness, k is yield stress, $\bar{\rho}$ is normalized dislocation density, d_0 is initial dislocation density and d is dislocation density in deformed material. The constants for a micro-alloyed steel obtained from experimental results [27] and listed in table 1.

			_		
$A_{I}(s^{-1})$	1.81×10 ⁻⁶	c1	16.00	B(Mpa)	75.59
$A_2(MPa^{-1})$	3.14×10 ⁻¹	c2	1.43	$\alpha_0(\mu m)$	1.44
γ	1.00	с3	8.00×10 ⁻²	γo	3.07
Q_0	30.00	$d_0(\mu m)$	36.38	$\alpha_2(\mu m)$	78.68
$\overline{\rho}_{c}$	1.84×10^{-1}	γd	1.02	<i>γ</i> 2	1.20×10 ⁻¹
Nq	1.02	A_0	40.96	<i>γ</i> ₃	1.06

Table 1 Cons	stants of the co	onstitutioonal	equation	[27]
--------------	------------------	----------------	----------	------

Many finite element softwares provide the possibility to define a user-desired material model. To define the properties of the material in Abaqus, it is necessary to write a subroutine in the FORTRAN programming language called UMAT or VUMAT (depending on the type of analysis). Then this subroutine should be introduced to the software when running the analysis. Using the Newton-Raphson recursive method, the growths of the previous equations are used to solve the above equations and determine the microstructure parameters.

3. Simulation

To inspect the subroutine, a wide sheet of micro-alloyed steel with a length of 184 mm and a thickness of 30 mm is subjected to the rolling process and its thickness is reduced to 20 mm. Due to the large width of the sheet, the problem is solved by assuming plane strain in two dimensions. The speed of the roller is assumed to be constant and equal to 2π rad/s and the duration of the process is 0.15 s, which is equivalent to 50 degrees of rotation of the roller. Since the rolling process is performed at low speeds, static analysis is a suitable method. In this process, factors such as contact and friction play an important role, and due to the large dimensions, this type of problem can cause discontinuity in the solution. Therefore, the explicit method is more reliable than the implicit analysis. It is assumed that the friction between the sheet surface and the roller is Coulomb type with a coefficient of 0.5. A speed of 1.0367 m/s is given to the sheet in order to make better contact with the roller.

4. Results and Discussion

Figure 1 shows the Von Mises stress curve from Abaqus output. The left end of the part keeps almost its original microstructure. The stress around the rolling zone changes strongly. Following that, it decreases and becomes almost constant.



Figure 1 Stress contour (MPa)

Figure 2 shows the normalized density for the deformed part. After the material enters the roller, the normalized dislocation density reaches its maximum value at the same time as the effective stress.



Figure 2 Dislocation density contour

Recrystallization occurs when the dislocation density reaches a critical value and has enough time. From Figure 3, it can be seen that recrystallization does not occur immediately after the material enters the roller. Gradually, the amount of recrystallization increased, and after passing through the roller, it entered the static phase and gradually reached 1.



Figure 3 Recrystallization contour

The fineness of grains starts with the start of recrystallization. The grain size reduction contour is shown in Figure 4.

Mechanics of Advanced and Smart Materials Journal 2(3) (2022) 365-384



Figure 4 Grain size contour (µm)

Figures 5 to 7 indicate the effects of parameters changes such as coefficient of friction, thickness reduction, and roller speed, respectively.



Figure 7 Roller Speed change

Accordingly, by predicting the microstructure in the controlled process, we will be able to change the above parameters desirably, hence achieving materials and products with optimal physical and mechanical characteristics.

Mechanics of Advanced and Smart Materials Journal 2(3) (2022) 365 - 384

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند، دوره ۲، شماره ۳، سال ۱۴۰۱، صفحات ۳۶۵ تا ۳۸۴



مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند



بررسی ریزساختار فولاد میکروآلیاژی در عملیات نورد داغ

ایمان جمشیدی ^{الف}، حسین بیسادی ^پ*

^{الف} کارشناسی ارشد، سازمان آموزش و پرورش، وزارت آموزش و پرورش، اراک، ایران، ایران، <u>iman.jamshidi@gmail.com</u> ^{ب*} استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران، <u>bisadi@iust.ac.ir</u>

چکیدہ	واژگان کلیدی
یکی از مسائل چالش برانگیز در فرایندهای شکلدهی، کنترل ریزساختار میباشد. این امر بهصورت مستقیم با	شکل دهی،
افزایش کیفیت محصول در ارتباط است. المان محدود (FEM) یکی از مناسبترین روشها برای تحلیل	معادلات ساختاری، پیش بینی ریزساختار.
شــکلدهی میباشــد که میتوان از آن برای پیشبینی ریزســاختار اســتفاده کرد. مطالعات زیادی از طریق	
مدلهای ریاضی و فیزیکی به این مسئله پرداختهاند و همچنین معادلات ساختاری متعددی به منظور مدل	تاریخ دریافت: ۱۴۰۱/۰۷/۲۶
کردن متغیرهایی مثل رشــد دانه، چگالی نابجایی و تبلور مجدد و غیره توســعه یافتهاند. در این مقاله پس از	
انتخاب معادلات ساختاری مناسب و استخراج روابط مورد نیاز، زیر برنامهای در زبان فرترن نوشته شده است.	ناریخ بازنگری: ۱۲۰۱/۰۸/۱۲
در گام بعدی یک فرآیند نورد در نرمافزار اجزاء محدود با شــرایط تعریفشـــده مورد تحلیل و تغییرات	تاریخ پذیرش: ۱۴۰۱/۰۹/۳۰
پارامترهای ریزساختاری مورد بررسی قرار گرفتهاند. در ادامه نتایج بهدستآمده با دادههای آزمایشگاهی	
مقایسه شده و تشابه قابلملاحظهای بهدستآمدهاند. در پایان اثر تغییرات اصطکاک، کاهش ضخامت و سرعت	
غلتک نیز مورد بررسی قرار گرفتهاند.	

۱ ـ مقدمه

شکلدهی فلزات مبحثی است که پیشینه بسیار دارد. شکلدهی فلزات بر اساس ماده اولیه به دو دسته کلی تقسیم میشود. شکلدهی ورقی مانند شکلدهی غلتکی سرد [۱–۳]، کششعمیق [۴–۷]، خمکاری لوله [۸] و شکلدهی حجمی مانند نورد و آهنگری در شکلدهی ورقی پدیدهای مانند بر گشتفنری [۹] و در شکلدهی حجمی ساختار ماده مورد توجه است. فلزات شامل یک نوع مشخص ریزساختار میباشند که یا در حین فرآیند و یا پسازآن در دمای بالا شکل میگیرد و خصوصیات مکانیکی قطعات شکلدهی شده بهصورت داغ به مقدار قابلتوجهی به این ریزساختار بستگی دارد. درواقع اندازه، شکل و آرایش ساختاره هستند که ویژگیهای فیزیکی و مکانیکی یک فلز را تعیین میکنند. جهت دستیابی به حالت بهینه ضروری است که بتوان تغییر ریزساختار را تحت شرایط فرآیند (مثلاً نرخ کرنش و دما) پیشبینی نمود. تلاشهای فراوانی برای ایجاد و گسترش انواع مدلهای ریزساختاری صورت گرفته است. مدلهایی که اثر پارامترهای مختلف را از طریق فرآیندهای دخیل بر ریزساختار (مانند بازیابی و تبلور مجدد) پیشبینی میکنند. از آنجایی که مدل های رایانهای دقت و سهولت کافی ارائه می دهند، نتایج بهدستآمده به طراحان فرایند و متالورژیستها این امکان را میدهد تا تغییرات فرایند را بدون آزمون و خطا و نزدیک به حالت واقعی بررسی نمایند [۱۰] مدلهایی که پدیدههای تبلور مجدد را توصیف کردهاند از مواردی مانند کرنش اعمالی، نرخ کرنش، دمای تغییر شکل و همچنین اندازه اولیه دانه قبل از فرآیند استفاده کردهاند از مواردی مانند کرنش اعمالی، نرخ کرنش، دمای تغییر شکل و همچنین

> * نویسنده مسئول؛ تلفن: ۹۱۲۳۸۴۱۲۷۶ آ

آدرس پست الکترونیک: <u>bisadi@iust.ac.ir</u>

۳۷۰ بررسی ریزساختار فولاد میکروآلیاژی در عملیات نورد داغ توسط نرم افزار آباکوس

محدود همراه با تغییرات ریزساختاری در [۱۲] موجود میباشد. فنیرج و همکاران [۱۳] با ترکیب مدلهای ریزساختاری و مدل المانمحدود برای تحلیل انتقال حرارت و تغییر شکل ورق، نیروهای نورد را پیشبینی کردند. آنها در مطالعاتشان تغییرات ریزساختاری برای ورقهایی با ضخامت ۲، ۳/۵ و ۴ میلیمتر و اثر پارامترهای فرآیند را بر روی آنها مورد مطالعه قرار دادند. میلنین و همکاران [۱۴] مدلی ریاضی برای نورد چند مرحلهای با در نظر گرفتن کرنش سختی و آنیل شدن، و با استفاده از تئوری نابجایی ارائه کردند. دونان و همکاران [۱۵] با استفاده از مدلهای پیشنهادی سلار و همکاران [۱۶] فرآیند نورد داغ آلومینیم را در یک کد تجاری اجزاء محدود شبیهسازی کردند که اندازه دانهها و چگالیهای نابجایی محاسبهشده بهخوبی بر نتایج تجربی منطبق بودند. دومکین و همکاران [۱۷] مدلی ساده بر اساس چگالی نابجایی را برای توصیف سختی غیرخطی ایزوتروپیک ارائه کردند. آنها با استفاده از قابلیت تعریف رفتار ماده توسط کاربر در نرمافزار آباکوس و با بهکارگیری الگوریتم بازگشت شعاعی صریح تغییر شکل بزرگ پلاستیسیته مستقل از نرخ را شبیهسازی کردند. سپس از این مدل برای شبیهسازی فرآیند شکلدهی کشش عمیق استفاده شد. چو و همکاران [۱۸] یک تحلیل عددی با استفاده از روش اجزاء محدود ويسكوپلاستيك صلب انجام دادند تا تغييرات ريزساختاري كار داغ بر فولادي با 36/0 C ٪ و Mn1/1 ٪ و Cr 21/1 ٪ را پيش بيني کند. معادله تنش جریان برای مدلسازی شامل تابع کرنش، نرخ کرنش و دما است. در معادله رفتاری اثر کرنش سختی ً و تبلور مجدد دینامیکی در نظر گرفته شدهاند. آزمایش فشاری داغ در بازه دمایی 950 - 1150 °C و نرخ کرنش ۱–۱ /۰ انجام شده است که برای به دست آوردن تنش جریان، اندازه دانه، حجم تبلور مجدد و رشد دانه استفاده می شود. کیو و همکاران [۱۹] یک مدل ويسكوپلاستيك با كارسختي ايزوتروپيك براي تغيير شكل داغ فولاد كربن متوسط در محدوده آستنيتي أرا ارائه و در يك تحليل المان محدود با تركيب تنش – دما به كار گرفتهاند. در اين مدل اثرهاي فرايندهاي تبلور مجدد^ه ديناميكي، بازيابي ديناميكي و کارسختی بر تنش جریان^۶ در حین بارگذاری فشاری اعمال شده است. اکثر محققان از مدلهای موجود در مقالهها برای مدل کردن فرایندها بهره بردهاند؛ هرچند برخی دیگر مدلهای خود را ایجاد کردهاند [۲۰].

در این مقاله پس از معرفی و انتخاب معادلات ساختاری متداول، با به کار گیری روش تعریف رفتار ماده برای نرمافزار آباکوس، یک کد به زبان فرترن^۷ جهت مدلسازی عددی فرآیندهای شکلدهی داغ که پیشازاین انجام نگرفته بود، نوشته شده است. سپس مدل اشاره شده توسط فرایند شکلدهی داغ شبیهسازی و با نتایج تجربی مقایسه شده است.

۲- متالورژی فیزیکی عملیات شکل دهی داغ

در عملیات کار داغ، فلز در حین فرایند و یا پسازآن میتواند دچار تغییر ساختار شود. تغییر ساختار در طول فرآیند، تغییر ساختار دینامیکی نام دارد و به منحنی تنش-کرنش وابسته است؛ اما تغییرات ساختاری پس از تغییر شکل ماده، استاتیکی نامیده میشود. فرآیندهای بازیابی و تبلور مجدد^۸نیز میتوانند هم بهصورت استاتیکی (مثلاً بین پاسهای یک فرآیند نورد چند مرحلهای) و هم دینامیکی اتفاق بیفتند. هر دو پروسه چگالی نابجایی را کاهش میدهند و ماده را قادر به تغییر شکل پلاستیک بزرگ مینمایند [۱۸].

الف) بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی

در حین فرآیند کارداغ بر یک فلز در دمای بالا، بازیابی دینامیکی حاصل از فعالسازی (کنش) حرارتی روی میدهد. در منحنی تنش-کرنش، در ابتدای ناحیه کار سختی، چگالی نابجایی افزایش مییابد و بعدازآن نابجاییها در یکدیگر پیچیده و مرزهایی را درون دانه تشکیل داده و بدین طریق ریزدانههایی تشکیل میشوند. با پیشرفت فرآیند، نرخ کار سختی به علت آنیل شدن^۹ نابجاییها به تدریج کاهش مییابد. زمانی که نرخ آنیل شدن نابجاییها معادل نرخ به وجود آمدن آنها گشت، منحنی به

- ⁴ Austenitic region
 ⁵ Recovery
- ⁶ Flow stress
- ⁷ FORTRAN
- ⁸ Recrystallization
- 9 Anealing

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

¹ Phaniraj

² Strain hardening

³ Work hardening

ایمان جمشیدی، حسین بیسادی ۳۷۱

حالت پایدار میرسد. حالت پایدار در فرآیند کار داغ بهوسیله ثابت ماندن مقدار تنش و میانگین اندازه ریزدانهها قابلتشخیص است. اندازه ریزدانهها وابسته به دما و نرخ کرنش است.

که در آن Q انرژی فعالسازی تجربی است که با دما متناسب میباشد. R نیز ثابت گازها است. در فلزاتی با انرژی عیب کم، مانند فلزات با ساختار FCC، نابجاییهای که در مراحل اولیه تغییر شکل به وجود میآیند، با سرعتی کم بازیابی میشوند تا اینکه با توجه به تغییر شکل به یک حد بحرانی چگالی نابجایی برسند. در این صورت هسته تبلور مجدد با برآمده شدن مرزدانه تشکیل میشود. در نرخهای کرنش پایین، افت منحنی جریان تنش ناشی از تبلور مجدد دینامیکی بعد از اولین نقطه بیشینه تنش، بهطور متناوب تکرار میشود که هر دوره تناوب شامل یک مرحله کار سختی و به دنبال آن ناحیه نرم شدگی است. با ادامه یافتن فرآیند تغییر شکل به نظر میآید که دوره تناوب و تعداد فرورفتگی منحنی ثابت بماند.

لوتان و همکاران [۲۰] دریافتند که تحت چنین شرایطی جوانه زنی به وسیله برآمدگی مرزدانههای موجود اتفاق میافتد.

اگر نرخ کرنش زیاد باشد، تنش جریان تا یک بیشینه، معادل کرنش وع افزایش یافته و سپس در اثر تبلور مجدد دینامیکی به نقطه ای مابین تنش تسلیم و بیشینه نزول می یابد. در هر مرحله از فرآیند تغییر شکل، هر یک از دانهها در مراحل مختلف تبلور مجدد قرار دارند که این وضعیت به یک تنش میانگین بین تنش بیشینه و تنش تسلیم منجر می شود. کرنش بحرانی برای شروع تبلور مجدد اندکی کمتر از کرنش نقطه بیشینه و است. این مسئله به وسیله مک کویین و همکاران [11] بر اساس پدیده شروع تبلور مجدد اندکی همان از کرنش نقطه بیشینه و تنش تسلیم منجر می شود. کرنش بحرانی برای شروع تبلور مجدد اندکی کمتر از کرنش نقطه بیشینه و آست. این مسئله به وسیله مک کویین و همکاران [11] بر اساس پدیده نرم شوندگی و سختشوندگی و سختشوندگی همزمان بیان شده است. درواقع زمانی که اولین جوانه در یک ناحیه ماده را نرم می کند، استحکام بقیه ماده هنوز در حال افزایش است. اختلاف بین ع

ب) تبلور مجدد متادینامیکی^{۱۰}

اگر در حین تغییر شکل کرنش به مقدار بحرانی موردنیاز برای تبلور مجدد دینامیکی، ٤٠ ، برسد و سپس تغییر شکل دمابالا متوقف گردد، نرمشوندگی بهوسیله نوعی تبلور مجدد استاتیکی روی میدهد که از جنس فرآیند آنیل شدن در مواد کار سخت شده نیست. این فرآیند دمابالا را تبلور مجدد متادینامیکی مینامند که به زمان لازم برای شروع جوانهزنی نیازی ندارد؛ زیرا بلافاصله پس از پایان فرآیند تغییر شکل جوانهها به وجود آمدهاند.

ج) رشد دانه

رشد دانهها در حین گرم کردن مجدد یا بعد از تبلور مجدد مسیر یکسانی را می پیماید. ریشههای تئوری فرضیهای که نرخ رشد را متناسب با میزان انرژی آزاد مرزهای دانه در واحد حجم میداند، منجر به ارائه رابطه (۱) شده است که رشد دانهها در حالت همدمایی را توصیف می کند.

$$D^2 = D_0^2 + k + exp\left(-\frac{Q_{gg}}{RT}\right) \tag{1}$$

که D و D0 به ترتیب اندازههای دانه در زمان t و بلافاصله پس از کامل شدن تبلور مجدد میباشند. k یک ثابت و شامل انرژی مشخصه مرزدانه و Q88 انرژی فعالسازی برای رشد دانه است.

د) سختشوندگی

بسیاری از فلزات زمانی که تغییر شکل پلاستیکی میدهند، سخت میشوند. به این معنی که تنش مورد نیاز برای تغییر شکل پلاستیک بیشتر، افزایش مییابد. در بارگذاریهای یکنواخت، سختشوندگی همسانگرد یا ایزوتروپیک^{۱۲} فرض میشود. که در آن انبساط سطح تسلیم در تمام جهات صفحه تنش یکنواخت میباشد. در این حالت تنش تسلیم پلاستیک با رابطه (۲) به دست

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

¹⁰ Meta dynamic recrystallization

¹¹ Grain Growth

¹² Isotropic

مي آيد:

$$\sigma_y(p) = \sigma_{y0} + r(p) \tag{(7)}$$

که در آن σ_{v0} تنش تسلیم اولیه و r(p) تابع سخت شوندگی ایزوتروپیک میباشد.

اما برای بارگذاریهای معکوس این فرضیه معمولاً مناسب نیست. سختشوندگی ایزوتروپیک در بارگذاری معکوس منجر به یک ناحیه الاستیک خیلی بزرگ می شود؛ که اغلب در عمل دیده نمی شود. درواقع ناحیه الاستیک خیلی کوچک تری مورد انتظار است و این امر از اثر باوشینگر^{۳۲} و سختشوندگی سینماتیک ناشی می شود. در سختشوندگی سینماتیک، سطح تسلیم به جای انبساط، انتقال پيدا مي كند (شكل ١).



شکل ۱ سخت شوندگی سینماتیک [۲۲]

تابع تسليمي كه سطح تسليم را توصيف ميكند، در اين حالت بايد وابسته به مكان صفحه در فضاي تنش باشد. با توجه به شکل ۱ مشاهده می شود که مرکز صفحه تسلیم اولیه بهاندازه x جابجا شده است. در این حالت تنش ها نسبت به مرکز جدید محاسبه می شوند. تابع تسلیم فون مایسز ^{۱۴} به صورت رابطه (۳) تبدیل می شود:

$$f = \left(\frac{3}{2}(\sigma' - x'): (\sigma' - x')\right)^{1/2} - \sigma_y$$
(7)

که در آن x متغیر سخت شوندگی سینماتیک است و اغلب تنش بازگشتی^{۱۵} نامیده می شود. مواد به هر دو صورت سینماتیکی و ایزوتروپیک سخت میشوند. به خصوص در کاربردهای تناوبی (سیکلی) پلاستیسیته در تعداد تناوب کم، سختشوندگی سينماتيكي حاكم است ولي با افزايش تعداد سيكلها، ماده بهصورت ايزوتروپيك هم سخت مي شود. رابطه تنش – كرنش براي بارگذاری تکمحوره یک ماده فان مایسز از معادله (۴) به دست می آید [۲۲].

$$d\sigma = E\left(1 - \frac{E}{E + c - \gamma x + b(Q - r(p))}\right)d\varepsilon$$
(*)

۲-۲-ويسكويلاستيسيته

یلاستیسیته موادی که اثرات نرخ کرنش را در بردارند، ویسکوپلاستیسیته نامیده می شوند. در ویسکوپلاستیسیته تجزیه کرنش الاستيك – پلاستيك همچنان باقي است و تسليم مانند حالت پلاستيسيته مستقل از زمان بهوسيله تابع تسليم مشخص مي شود، با این تفاوت که شرط سازگاری صریحاً اعمال نمیشود (لازمه ثابت ماندن نقطه بارگذاری بر سطح تسلیم حین تغییر شکل، شرط سازگاری^{۱۷} نامیده می شود)؛ به طوری که نقطه بارگذاری اکنون خارج از سطح تسلیم می افتد. Error! Reference source not found. پاسخ تنش – کرنش یک ماده و سطح تسلیم آن را بهطور شماتیک نشان میدهد که فرض میشود به علت سختی

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

¹³ Bauschinger effect

¹⁴ Von Mises

¹⁵ Back stress

¹⁶ Viscoplasticity

¹⁷ Consistency Condition

ایمان جمشیدی، حسین بیسادی ۳۷۳

ایزوتروپیک خطی منبسط شده است. ملاحظه می شود که تنش به مقدار تنش تسلیم رسیده و با مقدار ناشی از سختی ایزوتروپیک خطی جمع می شود، به طوری که داریم: $\sigma = \sigma_y + r(p)$. منحنی تنش – کرنش حاصل با خطچین نشان داده شده است. اما در مورد ویسکوپلاستیسیته تنش ویسکوز (σ_y) نیز به این مقدار اضافه می گردد که به صورت شماتیک با خط نشان داده شده است. با به کار بردن تابع متداول توانی تنش ویسکوز از رابطه (۵) قابل محاسبه می باشد [۲۲].

$$\sigma = \sigma_y + r(p) + K\dot{p}^m$$



شکل ۲ سطح تسلیم و منحنی تنش – کرنش در حالت ویسکوپلاستیک [۲۲]

در رابطه (۵) k و m ثوابت ماده هستند. به ثابت m نرخ کرنش ماده می گویند. بنابراین در ویسکوپلاستیسیته تنش تک محوره وابسته به تنش تسلیم، سختشوندگی (افزایش تنش تسلیم) و نرخ کرنش پلاستیک است. لذا پاسخ تنش وابسته به نرخ کرنش می باشد. اگر علاوه بر سختی ایزوتروپیک، سختی سینماتیک نیز روی دهد، از رابطه (۵) و مرتب کردن آن معادله (۶) به دست می آید که به آن یک معادله ساختاری^{۸۱} گویند:

$$\dot{p} = \left(\frac{\sigma - r - x - \sigma_y}{K}\right)^{1/m} \tag{8}$$

۲-۲- مدل ساختاری

مدلهای ساختاری بسیاری برای رفتار پلاستیک فلزات جهت مدلسازی اجزاء محدود موجود می باشند. اما کاربرد آنها غالباً به مؤلفههای تغییرات کرنش، نرخ کرنش و دما محدود می گردد. به منظور درک و دستیابی به ریزساختار بهینه و کنترل رشد آن، ضروری است که تغییر لحظهای ریزساختار را تحت شرایط فرآیند، مانند دما، نرخ خنک کاری، تغییر شکل پلاستیک و نرخ تغییر شکل پیشبینی شود [۲7]. پیشرفتهایی برای مدل کردن تغییرات ریزساختار برای چند فرآیند محدود صورت پذیرفته است؛ ولی هنوز نمی توان مدلی کلی را پیدا کرد که همه جنبههای رفتار ماده را پوشش دهد. در بهترین حالت می توان پارامترهای مدل را از نتایج تجربی و آزمایشها به دست آورد و با استفاده از قابلیت تعریف ماده در نرمافزارهای اجزاء محدود آنها را اجرا ریزساختار ماده بر اساس روابط تجربی و با توجه به تنش و کرنش باقیمانده در ماده به دست می آید. مدلهای فیزیکی مدل های مدید که بر اساس شناخت فرآیندهای فیزیکی فرمولاسیون معادلات ساختاری را شکل می دهند. دومکین و همکاران [۲۱] ستند که بر اساس شناخت فرآیندهای فیزیکی فرمولاسیون معادلات ساختاری را شکل می دهند. دومکین و همکاران [۲۱] ساس چگالی نابجایی می می شداد این مدل ماده و مولاسیون معادلات ساختاری را شکل می دهند. دومکین و همکاران [۲۱] ساس چگالی نابجایی می می شد. این مدل در سطح ماکرو فرمول بندی می شود، بدین معنا که همه کمیتها (مانند چگالی نابجایی، نور که از [۲1] انتخاب شدهاند، اثرات برهم کنش متغیرهای میکروسکوپی و ماکروسکوپی لحاظ شده و روابط به صورت ترکیبی پیش رو که از [۲]

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

Archive of SID.ir

(۵)

¹⁸ Constitutional equation

۳۷۴ بررسی ریزساختار فولاد میکروآلیاژی در عملیات نورد داغ توسط نرم افزار آباکوس

(یکپارچه)^{۱۹} هستند. ساختار نابجایی توسط تغییر شکل پلاستیک ایجاد می گردد و چگالی نابجایی متوسط توسط *۹*بیان می شود. با احتساب کرنش سختی و بازیابی نابجاییها، صرفنظر از تبلور مجدد، نرخ چگالی نابجایی از طریق رابطه (۷) بیان می شود [۲۵]:

$$\dot{\rho} = \left(k_1 \sqrt{\rho} - k_2 \rho\right) |\dot{\varepsilon}^p| - r \qquad , \qquad r = r_0 exp \left[\frac{-Q}{K_B T}\right] sinh \left[\frac{\beta \sqrt{\rho}}{K_B T}\right] \tag{Y}$$

که p^{i} نرخ کرنش پلاستیک حقیقی، d بردار برگرز، l میانگین مسیر آزاد نابجایی، M قابلیت تحرک مرزدانهها و τ انرژی متوسط بر واحد طول نابجایی، ضرایب kl و kl به ترتیب فرآیندهای انباشت نابجایی و نابودی همزمان نابجایی توسط بازیابی، KB ثابت بولتزمن، Q انرژی فعالسازی، β و r_0 ثوابت و T دما برحسب کلوین میباشند. در مواد کریستالی با انرژی عیب متوسط و کم، چگالی نابجایی به دلیل تغییر شکل پلاستیک به سطوح بالایی افزایش مییابد. نهایتاً تفاوتهای موضعی چگالی بهاندازه کافی بالا میروند تا موجب آغاز تبلور مجدد حین تغییر شکل شوند. رابطه (۸) مقدار بحرانی نابجایی برای تبلور مجدد را نشان میدهد [۲۵]

$$\rho_c = \frac{4\sigma_{surf}}{\tau d^*} \tag{(A)}$$

که o_{surf} انرژی مرزدانه در واحد سطح و ^d قطر جوانههای تبلور مجدد است. اگرچه چند مدل برای مدلسازی حرکت مرزدانه و رشد دانههای تبلور مجدد شده پیشنهادشدهاند، مدلسازی کسر حجمی تبلور مجدد یافته S معمولاً از روابط تجربی (مانند رابطه .Error! Reference source not found) استفاده میکند.

$$S = 1 - exp\left[-\frac{K}{d_0}t^n\right] \tag{9}$$

در رابطه (۹) K و n ثوابت و d₀ اندازه دانه اولیهاند. این رابطه برای مدلسازی پدیده تبلور مجدد بهخوبی قابل استفاده است. رشد استاتیکی و دینامیکی دانه مستقل از یکدیگر عمل میکنند، که بهویژه برای تغییر شکل ویسکوپلاستیک با نرخ کرنش کم مهم میباشد. رابطه (۱۰) نرخ رشد دانه را محاسبه میکند [۲۵].

$$\dot{d} = M\sigma_{surf}d^{-r_0} + \alpha \dot{\varepsilon}^p d^{-r_1} \tag{(1)}$$

که ۲۵ و ۲۵ ثوابت هستند. عبارت اول معادله رشد استاتیکی دانه را بیان می کند که مستقیماً به تحرک مرزدانه M و چگالی انرژی مرزدانه ۵٫۰۲۴ مرتبط است. عبارت دوم رشد دانه ناشی از کرنش پلاستیک را توصیف می کند و توسط چونگ و همکاران [۲۶] بررسی شده است. این معادلات ساختاری مبتنی بر مکانیزمها برای مدل کردن تغییر متغیرهای ریزساختار استفاده می شوند. بااین حال، در یک فرآیند شکل دهی داغ تغییر یک متغیر ریزساختار به دیگر متغیرهای ریزساختاری و همچنین جریان ویسکوپلاستیک وابسته است. بنابراین به معادلات ساختاری ویسکوپلاستیک یکپارچه مبتنی بر مکانیزم نیاز است.

۲-۳- معادلات ساختاری ویسکوپلاستیک یکپارچه

معادلات ساختاری ویسکوپلاستیک یکپارچه باید بتوانند شاخصههایی مثل اندازه دانه، چگالی نابجایی و غیره و اثرات متقابل بین آنها را توصیف کنند. مجموعه معادلات ۱۱ تا ۱۷ از معادلات ساختاری ویسکوپلاستیک بهوسیله لین و لیو با این هدف توسعه داده شدهاند [۲۴].

$$\dot{\varepsilon}_{e}^{p} = \frac{A_{1}[\sinh A_{2}\left(\sigma_{e} - R - k\right)]}{d^{\gamma_{4}}}$$

$$(11)$$

$$\sigma_{e}^{\gamma_{4}} = \frac{1}{2} \sum_{k=0}^{p} \frac{1}{2} \sum_{k=0}^{$$

سختی ایزوتروپیک R و اندازه دانه است. k نیز تنش تسلیم میباشد.
$$\dot{x} = A_0(1-x)\bar{\rho}$$

19 Unified

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

ایمان جمشیدی، حسین بیسادی ۳۷۵

$$\dot{S} = Q_0 (x\bar{\rho} - \bar{\rho}_c (1-S))(1-S)^{N_q}$$
⁽¹⁷⁾

$$\dot{\bar{\rho}} = \left(\frac{d}{d_0}\right)^{\gamma_d} (1 - \bar{\rho}) \dot{\varepsilon}_e^p - c_1 \bar{\rho}^{c_2} - \left(\frac{c_3 \bar{\rho}}{1 - S}\right) \dot{S}$$
(14)

$$\dot{R} = B\dot{\rho} \tag{10}$$

$$\dot{d} = \alpha_0 d^{-\gamma_0} - \alpha_2 \dot{S}^{\gamma_3} d^{\gamma_2} \tag{19}$$

$$\sigma = E(\varepsilon - \varepsilon^p) \tag{1V}$$

جدول ۱ ثوابت معادله ساختاری بدست آمده [۲۷]

A1(s-1)	1.81×10 ⁻⁶	с1	16.00	B(Mpa)	75.59
A ₂ (MPa ⁻¹)	3.14×10 ⁻¹	с2	1.43	$\alpha_0(\mu m)$	1.44
γ	1.00	сЗ	8.00×10 ⁻²	Yo	3.07
Q_0	30.00	d₀(μm)	36.38	α ₂ (μm)	78.68
$\bar{ ho}_c$	1.84×10 ⁻¹	γd	1.02	γ2	1.20×10 ⁻¹
Nq	1.02	A_0	40.96	γ ₃	1.06

۲-۶- مدل ساختاری و نرمافزار تحلیل

بسیاری از نرمافزارهای اجزاء محدود امکانی را برای کاربران فراهم میکنند که بتوانند مدل ماده مورد نظر خود را تعریف نمایند. جهت تعریف ویژگیهای ماده در آباکوس لازم است زیر برنامهای به زبان برنامهنویسی فرترن نوشته شود که UMAT یا VUMAT (بسته به نوع تحلیل) نام دارد. سپس این زیر برنامه باید هنگام اجرای تحلیل به نرمافزار معرفی شود. به منظور حل معادلات فوق و به دست آوردن پارامترهای ریزساختار به روش بازگشتی نمو روابط بخش قبل بهصورت زیر به دست میآیند:

از رابطه (۱۷)، تابع ψ به صورت رابطه (۱۸) تعریف می شود.

$$\psi = \Delta p - \frac{A_1[\sinh A_2(\sigma_e - R - k)]}{d^{\gamma_4}} \Delta t = 0$$
(1A)

از رابطه .(Error! Reference source not found) به دست می آید. φ

$$\varphi = \frac{A_1[\sinh A_2(\sigma_e - R - k)]}{d^{\gamma_4}} \tag{19}$$

با استفاده از روش نیوتن-رافسون، نمو کرنش پلاستیک از رابطه (۲۲) به دست می آید.

$$\begin{split} \psi &+ \frac{\partial \psi}{\partial \Delta p} d\Delta p + \frac{\partial \psi}{\partial r} dr + \frac{\partial \psi}{\partial d} d(d) = 0 \\ \Rightarrow &\Delta p - \varphi \Delta t + d\Delta p - \varphi_{\Delta p} d\Delta p \Delta t - \varphi_r dr \Delta t - \varphi_d d(d) \Delta t = 0 \Rightarrow \\ d\Delta p &= \frac{-\Delta p + \varphi \Delta t + \varphi_r dr \Delta t + \varphi_d d(d) \Delta t}{1 - \varphi_{\Delta p} \Delta t} \end{split}$$

$$(\Upsilon \cdot)$$

که در آن روابط .Error! Reference source not found) برقرار است.

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

۳۷۶ بررسی ریزساختار فولاد میکروآلیاژی در عملیات نورد داغ توسط نرم افزار آباکوس

$$\begin{cases} \varphi_{\Delta p} = \frac{-3GA_{1}A_{2}\cosh A_{2}(\sigma_{e}^{tr} - 3G\Delta p - R - k)}{d^{\gamma_{4}}} \\ \varphi_{r} = \frac{-A_{1}A_{2}\cosh A_{2}(\sigma_{e}^{tr} - 3G\Delta p - R - k)}{d^{\gamma_{4}}} \\ \varphi_{d} = \frac{-\gamma A_{1}\sinh A_{2}(\sigma_{e}^{tr} - 3G\Delta p - R - k)}{d^{\gamma_{4}}} \end{cases}$$
(11)

این بار ψ و ψ طبق روابط .(Error! Reference source not found) و (Error! Reference source not found) تعریف می شوند.

$$\psi = \Delta p - \varphi \Delta t = 0 \tag{(11)}$$

$$\varphi = \left(\frac{d}{d_0}\right)^{\gamma_d} (1 - \bar{\rho}) |\Delta p| - c_1 \bar{\rho}^{c_2} - \left[\frac{c_2 \bar{\rho}}{1 - S}\right] \dot{S} \tag{(Y7)}$$

با استفاده از روش نیوتن-رافسون، نمو چگالی نابجایی از رابطه (۲۶) حاصل می شود.

$$\begin{split} \psi + \frac{\partial \psi}{\partial \Delta \bar{\rho}} d\Delta \bar{\rho} + \frac{\partial \psi}{\partial \bar{\rho}} d\bar{\rho} + \frac{\partial \psi}{\partial d} d(d) + \frac{\partial \psi}{\partial s} ds &= 0 \\ \Rightarrow \Delta \bar{\rho} - \varphi \Delta t + d\Delta \bar{\rho} - \varphi_{\Delta \bar{\rho}} d\Delta \bar{\rho} \Delta t - \varphi_{\bar{\rho}} d\bar{\rho} \Delta t - \varphi_{d} d(d) \Delta t - \varphi_{s} ds \Delta t &= 0 \Rightarrow \\ d\Delta \bar{\rho} &= \frac{-\Delta \bar{\rho} + \varphi \Delta t + \varphi_{\bar{\rho}} d\bar{\rho} \Delta t + \varphi_{d} d(d) \Delta t + \varphi_{s} ds \Delta t}{1 - \varphi_{\Delta \bar{\rho}} \Delta t} \end{split}$$
(YF)

که در آن روابط (۲۵) برقرار است.

$$\begin{split} \varphi_{d} &= \frac{\gamma_{d}}{d_{0}} \left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}-1} (1-\bar{\rho}) |\Delta p| \\ \varphi_{s} &= -\frac{c_{3}\bar{\rho}}{(1-s)^{2}} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0}}\right)^{\gamma_{d}} |\Delta p| - c_{1}c_{2}\bar{\rho}^{c_{2}-1} - \frac{c_{3}}{1-s} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_{0$$

$$arphi=Q_0ig(xar
ho-ar
ho_c(1-s)ig)(1-s)^{N_q}$$
 (۲۶)
با استفاده از روش نیوتن-رافسون، نمو تغییر حجم تبلور مجدد از رابطه (۲۷) به دست میآید.

$$\psi + \frac{\partial \psi}{\partial \Delta s} d\Delta s + \frac{\partial \psi}{\partial \bar{\rho}} d\bar{\rho} + \frac{\partial \psi}{\partial x} dx + \frac{\partial \psi}{\partial s} ds = 0$$

$$\Rightarrow \Delta s - \varphi \Delta t + d\Delta s - \varphi_{\Delta s} d\Delta s \Delta t - \varphi_{\bar{\rho}} d\bar{\rho} \Delta t - \varphi_x dx \Delta t - \varphi_s ds \Delta t = 0 \Rightarrow$$

$$d\Delta s = \frac{-\Delta s + \varphi \Delta t + \varphi_{\bar{\rho}} d\bar{\rho} \Delta t + \varphi_x dx \Delta t + \varphi_s ds \Delta t}{1 - \varphi_{\Delta s} \Delta t}$$
(YY)

$$\varphi_x = -Q_0 \bar{\rho} (1-s)^{N_q}$$

$$\varphi_s = Q_0 \bar{\rho}_c (1+N_q) (1-s)^{N_q}$$

$$\varphi_{\bar{\rho}} = -Q_0 (1-s)^{N_q} x$$
(YA)

در این مرحله
$$\psi$$
 طبق رابطه (۲۴) و $arphi$ طبق رابطه (۲۹) تعریف می شوند.

$$arphi = A_0ig((1-x)ar
hoig)$$
 (۲۹)
با استفاده از روش نیوتن-رافسون، نمو تنش بازگشتی (x) از رابطه (۳۰) محاسبه می شود.

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

ایمان جمشیدی، حسین بیسادی ۳۷۷

$$\begin{split} \psi + \frac{\partial \psi}{\partial \Delta x} d\Delta x + \frac{\partial \psi}{\partial \bar{\rho}} d\bar{\rho} + \frac{\partial \psi}{\partial x} dx &= 0 \\ \Rightarrow \Delta x - \varphi \Delta t + d\Delta x - \varphi_{\Delta x} d\Delta x \Delta t - \varphi_{\bar{\rho}} d\bar{\rho} \Delta t - \varphi_x dx \Delta t &= 0 \Rightarrow \\ d\Delta x &= \frac{-\Delta x + \varphi \Delta t + \varphi_{\bar{\rho}} d\bar{\rho} \Delta t + \varphi_x dx \Delta t}{1 - \varphi_{\Delta x} \Delta t} \\ \Delta x &= \frac{-\Delta x + \varphi \Delta t + \varphi_{\bar{\rho}} d\bar{\rho} \Delta t + \varphi_x dx \Delta t}{1 - \varphi_{\Delta x} \Delta t} \end{split}$$

$$\begin{cases} \varphi_x = -A_0 \bar{\rho} \\ \varphi_{\bar{\rho}} = A_0 (1-x) \end{cases}$$
(71)

$$\varphi = \alpha_0 d^{-\gamma_0} - \alpha_2 \Delta s^{\gamma_3} d^{\gamma_2} \tag{(YY)}$$

با استفاده از روش نیوتن-رافسون، نمو اندازه دانه طبق رابطه .Error! Reference source not found) به دست می آید.

$$\psi + \frac{\partial \psi}{\partial \Delta d} d\Delta d + \frac{\partial \psi}{\partial d} d(d) + \frac{\partial \psi}{\partial s} ds = 0$$

$$\Rightarrow \Delta d - \varphi \Delta t + d\Delta d - \varphi_{\Delta d} d\Delta d\Delta t - \varphi_{d} d(d) \Delta t - \varphi_{s} ds \Delta t = 0 \Rightarrow$$

$$d\Delta d = \frac{-\Delta d + \varphi \Delta t + \varphi_{d} d(d) \Delta t + \varphi_{s} ds \Delta t}{1 - \varphi_{\Delta d} \Delta t}$$
(°°°)

طبق رابطه (۲۲) و arphi طبق رابطه (۳۲) تعریف می شوند. ψ

$$\varphi_d = -\alpha_0 \gamma_0 d^{-\gamma_0 - 1} - \alpha_2 \gamma_2 \Delta s^{\gamma_3} d^{\gamma_2 - 1}$$

$$\varphi_s = -\alpha_2 \gamma_3 \Delta s^{\gamma_3 - 1} d^{\gamma_2}$$
(°*)

۲-۵- شبیه سازی

برای بررسی زیر برنامه نوشته شده، ورقی از جنس فولاد میکروآلیاژی به طول ۱۸۴ mm و ضخامت ۳۰۰m با عرض زیاد تحت فرآیند نورد قرار گرفته و ضخامت آن به ۲۰۰m کاهش می یابد. با توجه به زیاد بودن عرض ورق، مسئله با فرض کرنش صفحه ای و به صورت دو بعدی حل می شود. سرعت غلطک ثابت و برابر ۲۳ rad/s و مدت زمان فرآیند ۱۸۵s فرض می شود که معادل با چرخش حدود ۵۰ درجه ای غلطک است. چون فرآیند نورد در سرعتهای پایینی انجام می گیرد، تحلیل استاتیکی روش مناسبی برای این فرآیند است. سرعتهای معمولی نورد در حدود ۱۳/۶ است که می توان تحلیل را به صورت شبه استاتیک انجام داد. در این سرعتها اثرات اینرسی ناچیز بوده و می توان از آن صرف نظر کرد. در این فرآیند عواملی مثل تماس و اصطکاک نقش غیرقابل انکاری دارند و با توجه به ابعاد بزرگ این نوع مسائل می توانند باعث ایجاد ناپیوستگی در حل شوند. لذا در این گونه موارد روش صریح^{۲۰} قابل اعتمادتر از تحلیل ضمنی^{۲۱} می باشد. اصطکاک بین سطح ورق و غلتک از نوع کولمب و با ضریب ۵/۰ فرض شده است. برای ایجاد تماس بهتر بین ورق و غلتک، یک سرعت اولیه در راستای x به ورق داده می شود. مقدار این سرعت برابر مؤلفه x سرعت غلتک در نقطه تماس می باشد تا از ایجاد ضربه جلوگیری گردد. مقدار آن برابر ۱۰۳۶۷۲۳/۱۰ است. جهت المان بندی ورق نیز از ۲۰ المان برای عرض و ۱۵۰ المان کرنش صفحه ای صریح برای طول استفاده شده است. در این مرحله معادلات بندی ورق نیز از ۲۰ المان برای عرض و ۱۵۰ المان کرنش صفحه ای صریح برای طول استفاده شره و تحلیل انجام می گیرد.

شکل ۲ منحنی تنش فان مایسز را نشان میدهد. انتهای سمت چپ قطعه تقریباً ریزساختار اولیهاش را حفظ میکند. تنش در اطراف ناحیه نورد بهشدت تغییر میکند. اما پسازآن به سطح پایینی میرسد و تقریباً ثابت میماند.

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

²⁰ Explicit

²¹ Implicit

۳۷۸ بررسی ریزساختار فولاد میکروآلیاژی در عملیات نورد داغ توسط نرم افزار آباکوس

شکل ۳ چگالی نرمال شده برای قطعه تغییر شکل یافته را نشان میدهد. چگالی نابجایی نرمال شده پس از ورود ماده به غلتک افزایش مییابد و همزمان با تنش مؤثر به مقدار بیشینه خود میرسد.



شکل ۳ منحنی چگالی نابجایی

با رسیدن چگالی نابجایی به مقدار بحرانی و داشتن زمان کافی تبلور مجدد روی میدهد. از شکل ۴ میتوان دریافت که تبلور مجدد بلافاصله پس از ورود ماده به غلتک روی نمیدهد. درصد تبلور مجدد مطابق شکل کمکم افزایشیافته و پس از عبور از غلتک وارد مرحله استاتیکی شده و بهتدریج مقدار آن به ۱ میرسد. تبلور مجدد (استاتیکی) بعد از عبور ماده از غلتک درنتیجه وجود چگالی نابجایی بالا ادامه مییابد. تبلور مجدد و بازیابی استاتیکی سبب میشود که چگالی نابجایی پس از عبور از غلتکها کاهش یابد.



شکل ۴ منحنی تبلور مجدد

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

ایمان جمشیدی، حسین بیسادی ۳۷۹



ریز شدن دانه ها با شروع تبلور مجدد آغاز می شود. منحنی کاهش اندازه دانه در شکل ۵ مشخص است.

شکل ۵ منحنی اندازه دانه (µm)

۲-۲- مقایسه با نتایج تجربی

در این بخش تغییرات پارامترهای ریزساختاری برای گره^{۲۲} شماره ۴۹۹ مورد بررسی قرار گرفتهاند.



شکل ۶ گره انتخابشده

با مقایسه نمودارها با نمودارهای بهدستآمده از [۲۸] که در شرایط مشابه شبیهسازیشده و بهدستآمدهاند، تشابه نتایج ملاحظه می شود.



شکل ۷ نمودار تغییر تنش فان مایسز الف- استخراج شده از [۲۸] ب- به دست آمده از تحلیل

²² Node

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲



شکل ۸ نمودار تغییر کرنش پلاستیک مؤثر الف – استخراج شده از [۲۸] ب – به دست آمده از تحلیل



شکل ۹ نمودار تغییر چگالی نابجایی الف- استخراج شده از [۲۸] ب- به دست آمده از تحلیل



شکل ۱۰ نمودار تغییر درصد تبلور مجدد الف- استخراجشده از [۲۸] ب- بهدست آمده از تحلیل

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

ایمان جمشیدی، حسین بیسادی ۲۸۱



شکل ۱۱ نمودار تغییر اندازه دانه الف– استخراج شده از [۲۸] ب– به دست آمده از تحلیل

۲-۷- بررسی اثر تغییر پارامترها

جهت بررسی تأثیر اصطکاک بر فرآیند، مقدار اصطکاک از ۲/۳ تا ۰/۶ تغییر کرده و نتایج زیر برای گره شماره ۵۳ (نزدیک به سطح) و در زمانهای ۰/۱۶۸، ۰/۱۱ و ۰/۱۵ ثانیه پس از آغاز نورد بهدستآمدهاند.





برای بررسی تأثیر کاهش ضخامت بر فرآیند، ۱۵٪ ، ۳۰٪ و ۴۵٪ تغییر ضخامت را اعمال نموده و نتایج زیر برای گره شماره ۵۳ (نزدیک به سطح) و در زمانهای ۰/۱۶۸، ۰/۱۱ و ۰/۱۵ ثانیه پس از آغاز نورد بهدستآمدهاند.



برای بررسی تأثیر سرعت غلتک بر فرآیند، سرعتهای ۳۰، ۶۰ و ۹۰ دور بر دقیقه^{۳۲} اعمال شده و نتایج زیر برای گره شماره

²³ RPM

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

۳۸۲ بررسی ریزساختار فولاد میکروآلیاژی در عملیات نورد داغ توسط نرم افزار آباکوس



۵۳ (نزدیک به سطح) و در زمانهای ۰/۰۶۸، ۰/۱۰ و ۰/۱۰ ثانیه پس از آغاز نورد بهدست آمدهاند.

در نمودارهای فوق قابلمشاهده است که حجم تبلور مجدد به میزان بالای ۰/۸ میرسد. یعنی نزدیک به تبلور مجدد کامل. از اثرات اصلی تبلور مجدد، حذف کرنشهای قطعه و درنتیجه کاهش نیروی نورد در مراحل بعدی است. اندازه دانهها نیز بیش از ۱۰۰ میکرون کاهش مییابند. وجود دانههای ریز تر در ماده چقرمگی و قابلیت شکلدهی آن را افزایش میدهد.

۲-۸- نتیجهگیری

برای بررسی تغییرات ریزساختاری مواد شامل بازیابی، حجم تبلور مجدد، چگالی نابجایی و تغییرات اندازه دانه گروهی از معادلات ساختاری انتخاب گردیدند. در این دسته معادلات اثرات برهم کنش متغیرهای میکروسکوپی و ماکروسکوپی لحاظ شده و روابط به صورت ترکیبی (یکپارچه) هستند. در ادامه روابط مورد نیاز برای VUMAT نویسی استخراج گردید. VUMAT نویسی قابلیتی برای تعریف مدل رفتاری جدید ماده برای نرمافزار است. در این روش، کرنش، نرخ کرنش و دما به عنوان ورودی برنامه گرفته شده و سپس با توجه به نوع معادلات تنش جدید برای هر گام از حل اجزاء محدود محاسبه می شود.

با استفاده از این روابط مدل رفتاری موردنظر فولاد میکروآلیاژی برای نرمافزار تعریف شد. جهت بررسی دقت و صحت برنامه نوشتهشده، فرآیند نورد شبیهسازی و تغییرات پارامترهای ریزساختاری در آن مورد بررسی قرار گرفت. از نتایج حاصله مشخص شد که تبلور مجدد چطور بر ریزساختارها مؤثر است. همگی نتایج بهخوبی با دادههای آزمایشگاهی مطابقت نشان دادند. اثرات تبلور مجدد بر چگالی نابجایی و درنتیجه کرنشهای قطعه و همچنین اندازه دانه بهخوبی شبیهسازی و پیشبینی شدند. همچنین در تحلیل فوق اثرات پارامترهای مختلف از قبیل اصطکاک، مقدار کاهش ضخامت و سرعت غلتک بهخوبی بررسی شدند. بهاینترتیب با پیشبینی ریزساختار در فرآیند تحت شرایط کنترلی خود قادر خواهیم بود که این پارامترها را مطابق با نتیجه دلخواه تغییر داده به بدین ترتیب به مواد و محصولاتی با ویژگیهای فیزیکی و مکانیکی مطلوب و بهینه دست یابیم.

نظر به روش انجام کار در این مطالعه مشخص است که این روش بهطور گستردهای قابل بسط و گسترش میباشد. یعنی میتوان با انتخاب یا به دست آوردن معادلات ساختاری که ویژگیهای ماده را مطابق دلخواه مدل میکنند، زیر برنامه متناسب را نوشته و به طرق بیانشده، زیر برنامه را با نرمافزار تحلیل مورد استفاده قرار داد. همچنین میتوان از معادلاتی استفاده کرد که اثر دما را نیز در خود روابط وارد کنند؛ در حالیکه اثر دما در مدل ساختاری لین و لیو [۲۴] از ابتدا تنها در ضرایب دیده این روش به طور محار می کنند، زیر برنامه متناسب میتوان با انتخاب یا به دست آوردن معادلات ساختاری که ویژگیهای ماده را مطابق دلخواه مدل میکنند، زیر برنامه متناسب را نوشته و به طرق بیانشده، زیر برنامه را با نرمافزار تحلیل مورد استفاده قرار داد. همچنین میتوان از معادلاتی استفاده کرد که اثر دما را نیز در خود روابط وارد کنند؛ در حالیکه اثر دما در مدل ساختاری لین و لیو [۲۴]

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

ایمان جمشیدی، حسین بیسادی ۳۸۳

گرچه ضرایب مدل مورد استفاده در اینجا تماماً قابلجایگزینی میباشند، عموم مدلهای رفتاری ارائهشده در یک بازه از دما و نرخ کرنش قابلیت دارند. با تلفیق این معادلات و انجام آزمایشات مربوطه میتوان معادلات عامتر و کلیتری پیش نهاد داد.

در مورد مدلسازی فرآیند نیز پیشنهاد میشود که فرآیندهای دیگری همچون آهنگری^{۲۴}، روزن رانی^{۲۵}، کوبش^{۲۶} نیز شبیهسازی شوند. در مورد نورد مدلسازی شده قابلبیان است که میتوان آن را در حالت سهبعدی نیز به انجام رساند. همچنین مدلسازی انجام شده به بررسی یک مرحله از فرآیند نورد پرداخته است. در ادامه میتوان چند مرحله از فرآیند نورد را مدلسازی و تغییرات ریزساختاری را پیشبینی کرد.

همچنین میتوان با استفاده از روش VUMAT نویسی و انتخاب مدلهای رفتاری مناسب میتوان فرآیندهای مرتبط با مواد جدید مانند کامپوزیتها^{۲۷} یا نانو مواد^{۲۸} را شبیهسازی نمود.

۳- مراجع

Archive of SID.ir

[1] Shirani Bidabadi B, Moslemi Naeini H, Azizi Tafti R, Mazdak S. Experimental investigation of the ovality of holes on pre-notched channel products in the cold roll forming process. Journal of materials processing technology. 2015;225:213-20.

[2] Naeini HM, Shirani BB, Mazdak S, Tafti RA, Faghir AN. Numerical analysis of effective parameters on the steel profiles in cold roll forming process of pre notch sheets. The 20th annual international Iranian mechanical engineering conference. Shiraz, Iran, 2012.

[3] Mazdak S, Naeni HM, Sheykholeslami MR, Kiuchi M, Validi H. The effect of the roller profile on cave-in defect in reshaping process by considering nonlinear combine strain hardening. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. 2022;236:509-21.

[4] Golmakani H, Moradi Besheli S, Mazdak S, Sharifi E. Experimental and numerical investigation important parameters in deep drawing square sections two layers sheet with rubber matrix. Modares Mechanical Engineering. 2016;16:79-87.

[5] Mazdak S, Sharifi E, Moradi S, Sheykholeslami MR. Numerical and Experimental Investigation of Deep Drawing Process in Square Section of Single-Layer and Two-Layer Sheet. Iranian Journal of Materials Forming. 2018;5:58-70.

[6] Kamalvand E, Jabbari A, Sheykholeslami MR, Mazdak S, Beygi R, Mohammadi S. Effect of friction stir welding parameters on the deep drawing of tailor-welded blanks (TWBs). CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology. 2021;33:91-9.

[7] Abdolazimzadeh S, Mazdak S, Sharifi E, Sheykholeslami MR. The Prediction of Weld Line Movement in Deep Drawing of Tailor Welded Blanks. Journal of Stress Analysis. 2018;3:1-10.

[8] Mosavi SS, Mazdak S, Sheykholeslami MR, Sajadi VS, Yousefi P. The effects of loading path on process parameters in the free tube forming process. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture. 2021;235:1992-2003.

[9] Naofal J, Moslemi Naeini H, Mazdak S. Effects of hardening model and variation of elastic modulus on springback prediction in roll forming. Metals. 2019;9:1005.

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲

²⁴ Forging

²⁵ Extrusion

 ²⁶ Stamping
 ²⁷ Composites

²⁸ Nanomaterials

[10] R. Darvish RMFaFRB. Simulation of Advanced Finite Element Problems Using ABAQUS: Ya Mahdi (AJ), 1385.

[11] M. A. Hesari HSaMALY. ABAQUS Analysis User's Manual ,Modeling & Analysis: Tehran: Forouzesh, 1386.

[12] OUCHI C, OKITA T, ICHIHARA T, UENO Y. Hot deformation strength of austenite during controlled rolling in a plate mill. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan. 1980;20:833-41.

[13] Phaniraj MP, Behera BB, Lahiri AK. Thermo-mechanical modeling of two phase rolling and microstructure evolution in the hot strip mill: Part-II. Microstructure evolution. Journal of materials processing technology. 2006;178:388-94.

[14] Milenin A, Dyja H, Mróz S .Simulation of metal forming during multi-pass rolling of shape bars. Journal of materials processing technology. 2004;153:108-14.

[15] Duan X, Sheppard T. Computation of substructural strengthening by the integration of metallurgical models into the finite element code. Computational Materials Science. 2003;27:250-8.

[16] Sellars C, Whiteman J. Recrystallization and grain growth in hot rolling. Metal Science. 1979;13:187-94.

[17] Domkin K, Lindgren L-E, Troive L. Physically based material model in sheet metal forming. International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes: 18/06/2001-21/06/2001: Balkema Publishers, AA/Taylor & Francis The Netherlands; 2001.221-6.

[18] Cho J, Jeong H, Cha D, Bae W, Lee J. Prediction of microstructural evolution and recrystallization behaviors of a hot working die steel by FEM. Journal of materials processing technology. 2005;160:1-8.

[19] Qu J, Jin Q, Xu B. Parameter identification for improved viscoplastic model considering dynamic recrystallization. International journal of plasticity. 2005;21:1267-302.

[20] Luton M, Sellars C. Dynamic recrystallization in nickel and nickel-iron alloys during high temperature deformation. Acta Metallurgica. 1969;17:1033-43.

[21] McQueen H, Jonas J. Recovery and recrystallization during high temperature deformation. Treatise on Materials Science & Technology: Elsevier; 1975;393-493.

[22] Dunne F, Petrinic N. Introduction to computational plasticity: OUP Oxford, 2005.

[23] Jamshidi I. Simulation of microstructure in hot forming process using subroutine developed for ABAQUS and comparison with experimental results: Tehran: Iran University of Science and Technology, 1390.

[24] Lin J, Liu Y. A set of unified constitutive equations for modelling microstructure evolution in hot deformation. Journal of materials processing technology. 2003;143:281-5.

[25] Lin J, Dean T. Modelling of microstructure evolution in hot forming using unified constitutive equations. Journal of materials processing technology. 2005;167:62-54.

[26] Cheong B, Lin J, Ball A. Modelling of the hardening characteristics for superplastic materials. The Journal of Strain Analysis for Engineering Design. 2000;35:149-57.

[27] Medina SF, Hernandez CA. Modelling of the dynamic recrystallization of austenite in low alloy and microalloyed steels. Acta Materialia. 1996;44:165-71.

[28] Rahmanian S. Numerical Modelling of Microstructural Evolution in Thermomechanical Operation of Metal Forming: Isfahan University of Technology, 1387.

مکانیک مواد پیشرفته و هوشمند/ سال ۱۴۰۱/ دوره ۳/ شماره ۲