

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
and read the article online



Citation Jamshidi, I., & 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.

 <https://10.52547/masm.2.3.365>.

KEYWORDS

Forming,
Constitutional equations,
Microstructure Prediction.

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

Metals 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: bisadi@iust.ac.ir

DOI: <https://10.52547/masm.2.3.365>.

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.

$$\dot{\epsilon}_e^p = \frac{A_1 [\sinh A_2 (\sigma_e - R - k)]}{d^{\gamma_4}} \tag{1}$$

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

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

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

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

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

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

where $\dot{\epsilon}_e^p$ 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.

Table 1 Constants of the constitutioonal equation [27]

$A_1(s^{-1})$	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	$c3$	8.00×10^{-2}	γ_0	3.07
Q_0	30.00	$d_0(\mu m)$	36.38	$\alpha_2(\mu m)$	78.68
$\bar{\rho}_c$	1.84×10^{-1}	γ_a	1.02	γ_2	1.20×10^{-1}
Nq	1.02	A_0	40.96	γ_3	1.06

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.

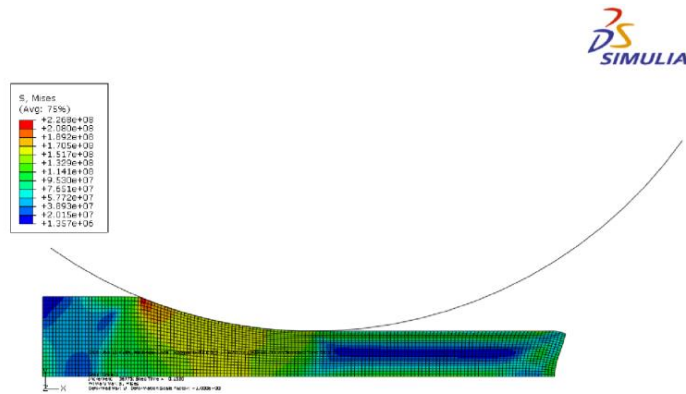


Figure 1 Stress contour (MPa)

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.

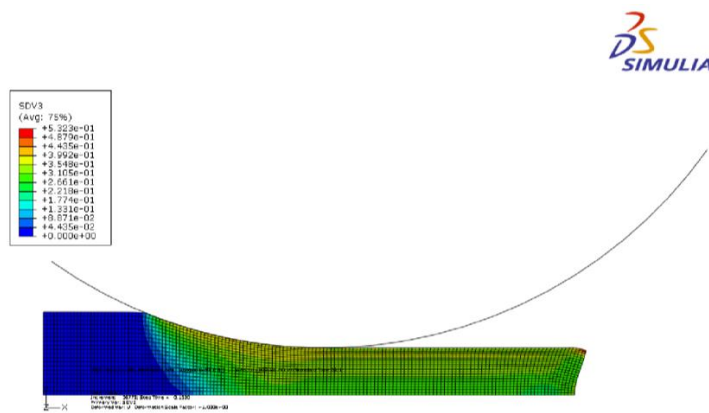


Figure 2 Dislocation density contour

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.

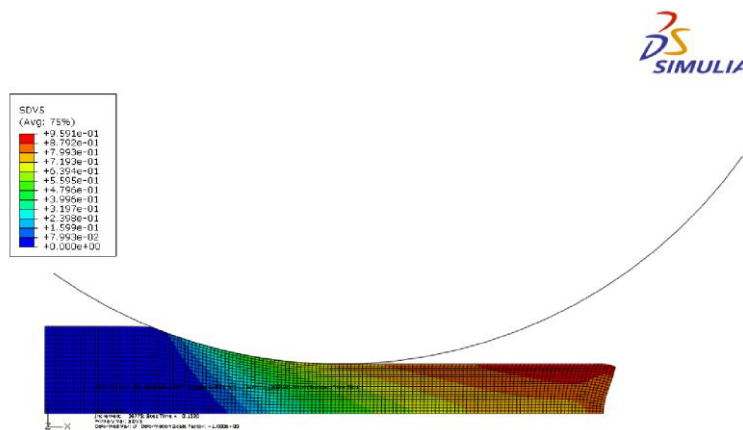


Figure 3 Recrystallization contour

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

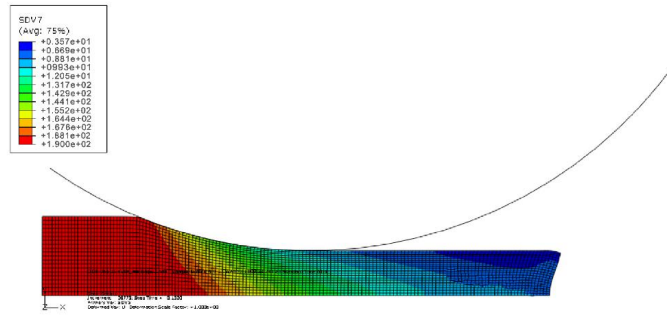


Figure 4 Grain size contour (μm)

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

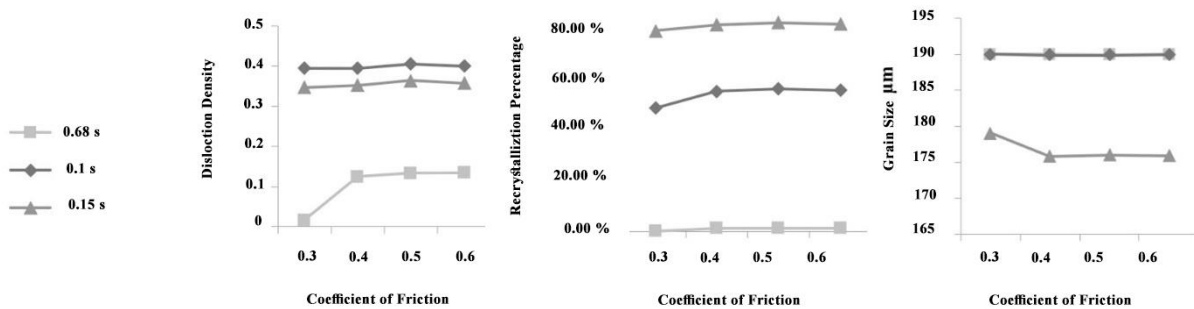


Figure 5 Coefficient of friction change

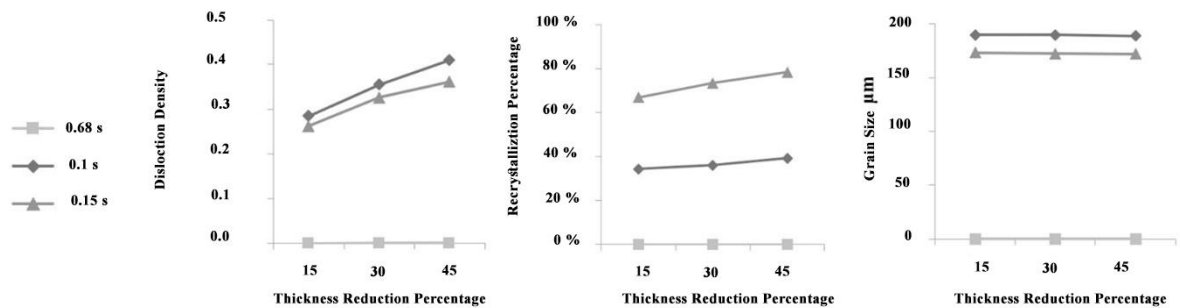


Figure 6 Thickness Reduction change

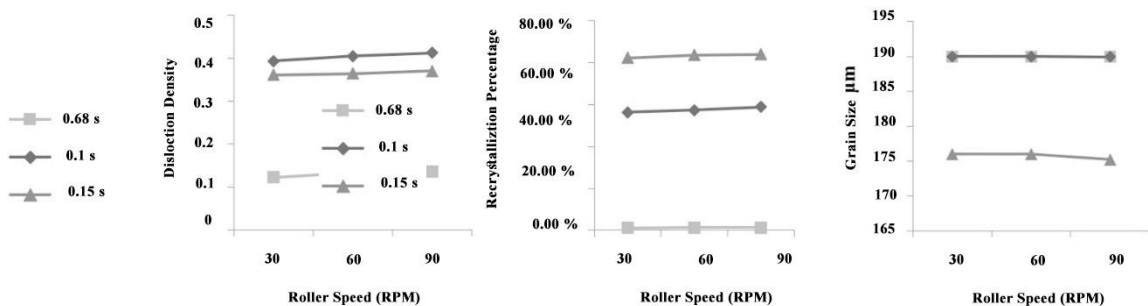


Figure 7 Roller Speed change

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.



بررسی ریزساختار فولاد میکروآلیاژی در عملیات نورد داغ

ایمان جمشیدی الف، حسین بیسادی ب*

الف کارشناسی ارشد، سازمان آموزش و پرورش، وزارت آموزش و پرورش، اراک، ایران، iman.jamshidi@gmail.com

ب* استادیار، دانشکده مهندسی مکانیک، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران، bisadi@iust.ac.ir

چکیده	واژگان کلیدی
یکی از مسائل چالش برانگیز در فرایندهای شکل دهی، کنترل ریزساختار می باشد. این امر به صورت مستقیم با افزایش کیفیت محصول در ارتباط است. المان محدود (FEM) یکی از مناسب ترین روش ها برای تحلیل شکل دهی می باشد که می توان از آن برای پیش بینی ریزساختار استفاده کرد. مطالعات زیادی از طریق مدل های ریاضی و فیزیکی به این مسئله پرداخته اند و همچنین معادلات ساختاری متعددی به منظور مدل کردن متغیرهایی مثل رشد دانه، چگالی نابجایی و تبلور مجدد و غیره توسعه یافته اند. در این مقاله پس از انتخاب معادلات ساختاری مناسب و استخراج روابط مورد نیاز، زیر برنامه ای در زبان فرترن نوشته شده است. در گام بعدی یک فرآیند نورد در نرم افزار اجزاء محدود با شرایط تعریف شده مورد تحلیل و تغییرات پارامترهای ریزساختاری مورد بررسی قرار گرفته اند. در ادامه نتایج به دست آمده با داده های آزمایشگاهی مقایسه شده و تشابه قابل ملاحظه ای به دست آمده اند. در پایان اثر تغییرات اصطکاک، کاهش ضخامت و سرعت غلتک نیز مورد بررسی قرار گرفته اند.	شکل دهی، معادلات ساختاری، پیش بینی ریزساختار.
	تاریخ دریافت: ۱۴۰۱/۰۷/۲۶
	تاریخ بازنگری: ۱۴۰۱/۰۸/۲۴
	تاریخ پذیرش: ۱۴۰۱/۰۹/۳۰

۱- مقدمه

شکل دهی فلزات مبحثی است که پیشینه بسیار دارد. شکل دهی فلزات بر اساس ماده اولیه به دو دسته کلی تقسیم می شود. شکل دهی ورقی مانند شکل دهی غلتکی سرد [۳-۱]، کشش عمیق [۷-۴]، خم کاری لوله [۸] و شکل دهی حجمی مانند نورد و آهنگری در شکل دهی ورقی پدیده ای مانند برگشت فنی [۹] و در شکل دهی حجمی ساختار ماده مورد توجه است. فلزات شامل یک نوع مشخص ریزساختار می باشند که یا در حین فرآیند و یا پس از آن در دمای بالا شکل می گیرد و خصوصیات مکانیکی قطعات شکل دهی شده به صورت داغ به مقدار قابل توجهی به این ریزساختار بستگی دارد. در واقع اندازه، شکل و آرایش ساختارها هستند که ویژگی های فیزیکی و مکانیکی یک فلز را تعیین می کنند. جهت دستیابی به حالت بهینه ضروری است که بتوان تغییر ریزساختار را تحت شرایط فرآیند (مثلاً نرخ کرنش و دما) پیش بینی نمود. تلاش های فراوانی برای ایجاد و گسترش انواع مدل های ریزساختاری صورت گرفته است. مدل هایی که اثر پارامترهای مختلف را از طریق فرآیندهای دخیل بر ریزساختار (مانند بازیابی و تبلور مجدد) پیش بینی می کنند، از آنجایی که مدل های رایانه ای دقت و سهولت کافی ارائه می دهند، نتایج به دست آمده به طراحان فرایند و متالورژیست ها این امکان را می دهد تا تغییرات فرایند را بدون آزمون و خطا و نزدیک به حالت واقعی بررسی نمایند [۱۰]. مدل هایی که پدیده های تبلور مجدد را توصیف کرده اند از مواردی مانند کرنش اعمالی، نرخ کرنش، دمای تغییر شکل و همچنین اندازه اولیه دانه قبل از فرآیند استفاده کرده اند [۱۱]. گزارش هایی مبنی بر مدل کردن نورد داغ ورق با استفاده از تحلیل المان

محدود همراه با تغییرات ریزساختاری در [۱۲] موجود می‌باشد. فنیرج^۱ و همکاران [۱۳] با ترکیب مدل‌های ریزساختاری و مدل المان محدود 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. میلین 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 محاسبه شده به خوبی 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 به کارگیری 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 ویسکوپلاستیک صلب انجام دادند تا تغییرات ریزساختاری کار داغ بر فولادی با C 36/0 و Mn 1/1 و Cr 21/1 را پیش‌بینی کند. معادله تنش جریان برای مدل‌سازی شامل تابع کرنش، نرخ کرنش و دما است. در معادله رفتاری اثر کرنش سختی^۲ و تبلور مجدد دینامیکی در نظر گرفته شده‌اند. آزمایش فشاری داغ در بازه دمایی 950 - 1150 °C و نرخ کرنش ۱-۰/۱ انجام شده است که برای به دست آوردن تنش جریان، اندازه دانه، حجم تبلور مجدد و رشد دانه استفاده می‌شود. کیو و همکاران [۱۹] یک مدل ویسکوپلاستیک با کارسختی^۳ ایزوتروپیک برای تغییر شکل داغ فولاد کربن متوسط در محدوده آستنیتی^۴ را ارائه و در یک تحلیل المان محدود با ترکیب تنش - دما به کار گرفته‌اند. در این مدل اثرهای فرایندهای تبلور مجدد^۵ دینامیکی، بازیابی دینامیکی 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 کارگیری روش تعریف رفتار ماده برای نرم‌افزار آباکوس، یک کد به زبان فورترن^۷ جهت مدل‌سازی عددی فرایندهای شکل‌دهی داغ که پیش‌ازین انجام نگرفته بود، نوشته شده است. سپس مدل اشاره شده توسط فرآیند شکل‌دهی داغ شبیه‌سازی و با نتایج تجربی مقایسه شده است.

۲- متالورژی فیزیکی عملیات شکل دهی داغ

در عملیات کار داغ، فلز در حین فرآیند و یا پس از آن 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. فرایندهای بازیابی و تبلور مجدد^۸ نیز می‌توانند هم به صورت 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 کار داغ 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 بعد از آن 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

¹ Phaniraj

² Strain hardening

³ Work hardening

⁴ Austenitic region

⁵ Recovery

⁶ Flow stress

⁷ FORTRAN

⁸ Recrystallization

⁹ Annealing

حالت پایدار می‌رسد. حالت پایدار در فرآیند کار داغ به‌وسیله ثابت ماندن مقدار تنش و میانگین اندازه ریزدانه‌ها قابل تشخیص 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 ϵ_p افزایش یافته و سپس در اثر تبلور مجدد دینامیکی به نقطه‌ای مابین تنش تسلیم و بیشینه نزول می‌یابد. 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 می‌شود. کرنش بحرانی برای شروع تبلور مجدد اندکی کمتر از کرنش نقطه بیشینه ϵ_p است. این مسئله به‌وسیله مک‌کویین و همکاران [۲۱] بر اساس پدیده نرم‌شوندگی و سخت‌شوندگی هم‌زمان بیان شده است. در واقع زمانی که اولین جوانه در یک ناحیه ماده را نرم می‌کند، استحکام بقیه ماده هنوز در حال افزایش است. اختلاف بین ϵ_c و ϵ_p در نرخ کرنش‌های بالاتر افزایش می‌یابد.

(ب) تبلور مجدد متادینامیکی^{۱۰}

اگر در حین تغییر شکل کرنش به مقدار بحرانی موردنیاز برای تبلور مجدد دینامیکی، ϵ_c 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^{۱۱}

رشد دانه‌ها در حین گرم کردن مجدد یا بعد از تبلور مجدد مسیر یکسانی را می‌پیماید. 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 می‌کند.

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

که D_0 و D 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 Q_{gg} 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

¹⁰ Meta dynamic recrystallization

¹¹ Grain Growth

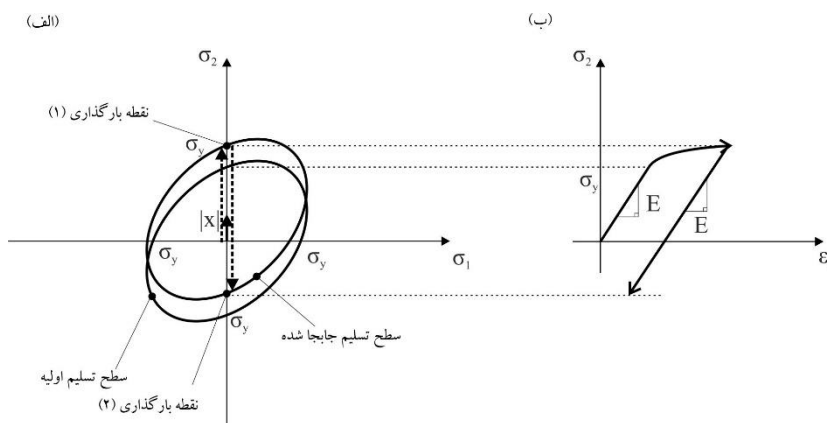
¹² Isotropic

می آید:

$$\sigma_y(p) = \sigma_{y0} + r(p) \quad (۲)$$

که در آن σ_{y0} تنش تسلیم اولیه و $r(p)$ تابع سخت شوندهگی ایزوتروپیک می باشد.

اما برای بارگذاری های معکوس این فرضیه معمولاً مناسب نیست. سخت شوندهگی ایزوتروپیک در بارگذاری معکوس منجر به یک ناحیه الاستیک خیلی بزرگ می شود؛ که اغلب در عمل دیده نمی شود. در واقع ناحیه الاستیک خیلی کوچک تری مورد انتظار است و این امر از اثر باوشینگر^{۱۳} و سخت شوندهگی سینماتیک ناشی می شود. در سخت شوندهگی سینماتیک، سطح تسلیم به جای انبساط، انتقال پیدا می کند (شکل ۱).



شکل ۱ سخت شوندهگی سینماتیک [۲۲]

تابع تسلیمی که سطح تسلیم را توصیف می کند، در این حالت باید وابسته به مکان صفحه در فضای تنش باشد. با توجه به شکل ۱ مشاهده می شود که مرکز صفحه تسلیم اولیه به اندازه $|x|$ 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:

$$f = \left(\frac{3}{2} (\sigma' - x') : (\sigma' - x') \right)^{1/2} - \sigma_y \quad (۳)$$

که در آن x متغیر سخت شوندهگی سینماتیک است و اغلب تنش بازگشتی^{۱۵} نامیده می شود. مواد به هر دو صورت سینماتیکی و ایزوتروپیک سخت می شوند. به خصوص در کاربردهای تناوبی (سیکلی) پلاستیسیته در تعداد تناوب کم، سخت شوندهگی سینماتیکی حاکم است ولی با افزایش تعداد سیکل ها، ماده به صورت ایزوتروپیک هم سخت می شود. رابطه تنش - کرنش برای بارگذاری تک محوره یک ماده فان مایسز از معادله (۴) به دست می آید [۲۲].

$$d\sigma = E \left(1 - \frac{E}{E + c - \gamma x + b(Q - r(p))} \right) d\varepsilon \quad (۴)$$

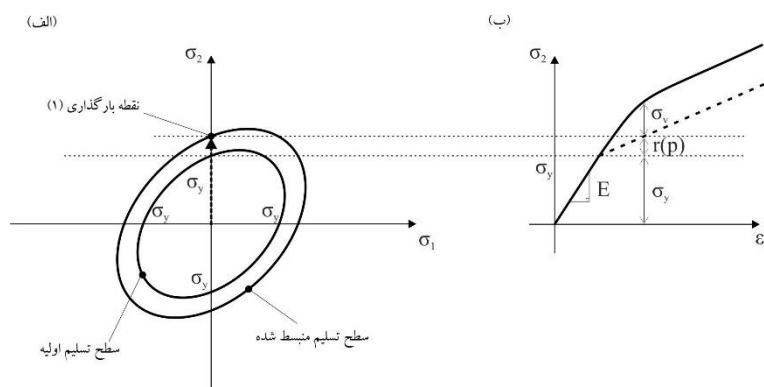
۲-۱- ویسکوپلاستیسیته^{۱۶}

پلاستیسیته موادی که اثرات نرخ کرنش را در بردارند، ویسکوپلاستیسیته نامیده می شوند. در ویسکوپلاستیسیته تجزیه کرنش الاستیک - پلاستیک همچنان باقی است و تسلیم مانند حالت پلاستیسیته مستقل از زمان به وسیله تابع تسلیم مشخص می شود، با این تفاوت که شرط سازگاری صریحاً اعمال نمی شود (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 به طور شماتیک نشان می دهد که فرض می شود به علت سختی

¹³ Bauschinger effect
¹⁴ Von Mises
¹⁵ Back stress
¹⁶ Viscoplasticity
¹⁷ Consistency Condition

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

$$\sigma = \sigma_y + r(p) + K\dot{p}^m \quad (۵)$$



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

در رابطه (۵) k و m ثابت ماده هستند. به ثابت m نرخ کرنش ماده می‌گویند. 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 می‌باشد. اگر علاوه بر سختی ایزوتروپیک، سختی سینماتیک نیز روی دهد، از رابطه (۵) و مرتب کردن آن معادله (۶) به دست می‌آید که به آن یک معادله ساختاری^{۱۸} گویند:

$$\dot{p} = \left(\frac{\sigma - r - x - \sigma_y}{K} \right)^{1/m} \quad (۶)$$

۲-۲- مدل ساختاری

مدل‌های ساختاری بسیاری برای رفتار پلاستیک فلزات جهت مدل‌سازی اجزاء محدود موجود می‌باشند. اما کاربرد آن‌ها غالباً به مؤلفه‌های تغییرات کرنش، نرخ کرنش و دما محدود می‌گردد. 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 [۲۳]. پیشرفت‌هایی برای مدل کردن تغییرات ریزساختار برای چند فرآیند محدود صورت پذیرفته است؛ ولی هنوز نمی‌توان مدلی کلی را پیدا کرد که همه جنبه‌های رفتار ماده را پوشش دهد. در بهترین حالت می‌توان 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 نمود. مدل‌های تجربی یا مهندسی مدلی هستند که در آن‌ها پس از محاسبه تنش و کرنش توسط تئوری پلاستیسیته، ریزساختار ماده بر اساس روابط تجربی و با توجه به تنش و کرنش باقیمانده در ماده به دست می‌آید. مدل‌های فیزیکی مدلی هستند که بر اساس شناخت فرآیندهای فیزیکی فرمولاسیون معادلات ساختاری را شکل می‌دهند. دومکین و همکاران [۱۲] نابعایی‌ها را به طور غیرمستقیم یا مستقیم در مدل‌های ماده وارد کرده‌اند. مدل مورد بررسی در این مقاله مدل فیزیکی صریح بر اساس چگالی نابعایی می‌باشد. این مدل در سطح ماکرو فرمول‌بندی می‌شود، بدین معنا که همه کمیت‌ها (مانند چگالی نابعایی، تنش جریان و غیره) برای حجمی از ماده نمونه محاسبه می‌شود که بتواند همگن در نظر گرفته شود. در معادلات ویسکوپلاستیک پیش رو که از [۲۴] انتخاب شده‌اند، اثرات برهم‌کنش متغیرهای میکروسکوپی و ماکروسکوپی لحاظ شده و روابط به صورت ترکیبی

¹⁸ Constitutive equation

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

$$\dot{\rho} = (k_1\sqrt{\rho} - k_2\rho)|\dot{\epsilon}^p| - r \quad , \quad r = r_0 \exp\left[\frac{-Q}{K_B T}\right] \sinh\left[\frac{\beta\sqrt{\rho}}{K_B T}\right] \quad (7)$$

که $\dot{\epsilon}^p$ نرخ کرنش پلاستیک حقیقی، b بردار برگرز، l میانگین مسیر آزاد نابجایی، M قابلیت تحرک مرزدانه ها و τ انرژی متوسط بر واحد طول نابجایی، ضرایب $k1$ و $k2$ به ترتیب فرآیندهای انباشت نابجایی و نابودی همزمان نابجایی توسط بازیابی، KB ثابت بولترمن، Q انرژی فعال سازی، β و r_0 ثوابت و T دما برحسب کلوین می باشند. در مواد کریستالی با انرژی عیب متوسط و کم، چگالی نابجایی به دلیل تغییر شکل پلاستیک به سطوح بالایی افزایش می یابد. نهایتاً تفاوت های موضعی چگالی به اندازه کافی بالا می روند تا موجب آغاز تبلور مجدد حین تغییر شکل شوند. رابطه (۸) مقدار بحرانی نابجایی برای تبلور مجدد را نشان می دهد [۲۵]

$$\rho_c = \frac{4\sigma_{surf}}{\tau d^*} \quad (8)$$

که σ_{surf} انرژی مرزدانه در واحد سطح و d^* قطر جوانه های تبلور مجدد است. اگرچه چند مدل برای مدل سازی حرکت مرزدانه و رشد دانه های تبلور مجدد شده پیشنهاد شده اند، مدل سازی کسر حجمی تبلور مجدد یافته S معمولاً از روابط تجربی (مانند رابطه **Error! Reference source not found.**) استفاده می کند.

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

در رابطه (۹) K و n ثوابت و d_0 اندازه دانه اولیه اند. این رابطه برای مدل سازی پدیده تبلور مجدد به خوبی قابل استفاده است. رشد استاتیکی و دینامیکی دانه مستقل از یکدیگر عمل می کنند، که به ویژه برای تغییر شکل ویسکوپلاستیک با نرخ کرنش کم مهم می باشد. رابطه (۱۰) نرخ رشد دانه را محاسبه می کند [۲۵].

$$\dot{d} = M\sigma_{surf}d^{-r_0} + \alpha\dot{\epsilon}^p d^{-r_1} \quad (10)$$

که r_0 و r_1 ثوابت هستند. عبارت اول معادله رشد استاتیکی دانه را بیان می کند که مستقیماً به تحرک مرزدانه M و چگالی انرژی مرزدانه σ_{surf} 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 مکانیزم ها برای مدل کردن تغییر متغیرهای ریزساختار استفاده می شوند. بالین 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 شاخصه هایی مثل اندازه دانه، چگالی نابجایی و غیره و اثرات متقابل بین آن ها را توصیف کنند. مجموعه معادلات ۱۱ تا ۱۷ از معادلات ساختاری ویسکوپلاستیک به وسیله لین و لیو با این هدف توسعه داده شده اند [۲۴].

$$\dot{\epsilon}_e^p = \frac{A_1[\sinh A_2(\sigma_e - R - k)]}{d^{\gamma_4}} \quad (11)$$

$\dot{\epsilon}_e^p$ نرخ کرنش پلاستیک مؤثر است که با استفاده از یک رابطه سینوس هایپربولیکی نشان داده می شود و تابع تنش مؤثر σ_e سختی ایزوتروپیک R و اندازه دانه است. k نیز تنش تسلیم می باشد.

$$\dot{x} = A_0(1 - x)\bar{\rho} \quad (12)$$

¹⁹ Unified

$$\dot{S} = Q_0(x\bar{\rho} - \bar{\rho}_c(1-S))(1-S)^{Nq} \quad (13)$$

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

$$\dot{R} = B\dot{\bar{\rho}} \quad (15)$$

$$\dot{d} = \alpha_0 d^{-\gamma_0} - \alpha_2 \dot{S}^{\gamma_3} d^{\gamma_2} \quad (16)$$

$$\sigma = E(\varepsilon - \varepsilon^p) \quad (17)$$

در اینجا چگالی نابجایی نرمال شده $\bar{\rho}$ معرفی می‌گردد که برابر است با: $\bar{\rho} = 1 - \rho_i/\rho$; چگالی نابجایی اولیه و ρ چگالی نابجایی در ماده تغییر شکل یافته است. چگالی نابجایی نرمال شده از ۰ (حالت اولیه) تا ۱ (حالت اشباع شبکه نابجایی) تغییر می‌کند. معادله نرخ چگالی نابجایی نرمال شده شامل سه مکانیزم نرم شوندگی است که عبارتند از: بازیابی دینامیکی، بازیابی استاتیکی (فرآیند آنیل شدن) و تبلور مجدد. با انباشت چگالی نابجایی نرمال شده تا مقدار بحرانی ρ_c ، با دادن زمان کافی که توسط پارامتر x کنترل می‌شود، تبلور مجدد اتفاق می‌افتد. بدین ترتیب روابط برهم‌کنش متغیرهای فیزیکی و جریان ویسکوپلاستیک ماده می‌تواند به‌طور کامل توصیف شود. ثابت‌های یک فولاد میکروآلیاژی در معادلات فوق از نتایج تجربی [۲۷] به‌دست‌آمده و در **Error! Reference source not found.** لیست شده‌اند. محاسبات با نرخ کرنش‌های ۰/۵۴ و ۵/۴ و اندازه اولیه $189 \mu m$ در دمای $1373 K$ انجام گرفته‌اند.

جدول ۱ ثوابت معادله ساختاری بدست آمده [۲۷]

$A_1(s^{-1})$	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	$c3$	8.00×10^{-2}	γ_0	3.07
Q_0	30.00	$d_0(\mu m)$	36.38	$\alpha_2(\mu m)$	78.68
$\bar{\rho}_c$	1.84×10^{-1}	γ_d	1.02	γ_2	1.20×10^{-1}
Nq	1.02	A_0	40.96	γ_3	1.06

۲-۴- 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 فترن 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 به‌صورت رابطه (۱۸) تعریف می‌شود.

$$\psi = \Delta p - \frac{A_1[\sinh A_2(\sigma_e - R - k)]}{d^{\gamma_4}} \Delta t = 0 \quad (18)$$

φ از رابطه **Error! Reference source not found.** به دست می‌آید.

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

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

$$\psi + \frac{\partial \psi}{\partial \Delta p} d \Delta p + \frac{\partial \psi}{\partial r} dr + \frac{\partial \psi}{\partial d} d(d) = 0$$

$$\Rightarrow \Delta p - \varphi \Delta t + d \Delta p - \varphi_{\Delta p} d \Delta p \Delta t - \varphi_r dr \Delta t - \varphi_d d(d) \Delta t = 0 \Rightarrow \quad (20)$$

$$d \Delta p = \frac{-\Delta p + \varphi \Delta t + \varphi_r dr \Delta t + \varphi_d d(d) \Delta t}{1 - \varphi_{\Delta p} \Delta t}$$

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

$$\begin{cases} \varphi_{\Delta p} = \frac{-3GA_1A_2 \cosh A_2(\sigma_e^{tr} - 3G\Delta p - R - k)}{d^{\gamma_d}} \\ \varphi_r = \frac{-A_1A_2 \cosh A_2(\sigma_e^{tr} - 3G\Delta p - R - k)}{d^{\gamma_d}} \\ \varphi_d = \frac{-\gamma A_1 \sinh A_2(\sigma_e^{tr} - 3G\Delta p - R - k)}{d^{\gamma_d}} \end{cases} \quad (21)$$

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

$$\psi = \Delta p - \varphi \Delta t = 0 \quad (22)$$

$$\varphi = \left(\frac{d}{d_0}\right)^{\gamma_d} (1 - \bar{\rho}) |\Delta p| - c_1 \bar{\rho}^{c_2} - \left[\frac{c_2 \bar{\rho}}{1 - s}\right] \dot{s} \quad (23)$$

با استفاده از روش نیوتن-رافسون، نمو چگالی نایجایی از رابطه (26) حاصل می‌شود.

$$\begin{aligned} \psi + \frac{\partial \psi}{\partial \Delta \bar{\rho}} d\Delta \bar{\rho} + \frac{\partial \psi}{\partial \bar{\rho}} d\bar{\rho} + \frac{\partial \psi}{\partial d} d(d) + \frac{\partial \psi}{\partial s} ds = 0 \\ \Rightarrow \Delta \bar{\rho} - \varphi \Delta t + d\Delta \bar{\rho} - \varphi_{\Delta \bar{\rho}} d\Delta \bar{\rho} \Delta t - \varphi_{\bar{\rho}} d\bar{\rho} \Delta t - \varphi_d d(d) \Delta t - \varphi_s ds \Delta t = 0 \end{aligned} \quad (24)$$

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

که در آن روابط (25) برقرار است.

$$\begin{aligned} \varphi_d &= \frac{\gamma_d}{d_0} \left(\frac{d}{d_0}\right)^{\gamma_d-1} (1 - \bar{\rho}) |\Delta p| \\ \varphi_s &= -\frac{c_3 \bar{\rho}}{(1 - s)^2} ds \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -\left(\frac{d}{d_0}\right)^{\gamma_d} |\Delta p| - c_1 c_2 \bar{\rho}^{c_2-1} - \frac{c_3}{1 - s} ds \end{aligned} \quad (25)$$

جهت محاسبه نمو تغییر حجم تبلور مجدد، ψ طبق رابطه (22) و φ طبق رابطه (26) تعریف می‌شوند.

$$\varphi = Q_0(x\bar{\rho} - \bar{\rho}_c(1 - s))(1 - s)^{N_q} \quad (26)$$

با استفاده از روش نیوتن-رافسون، نمو تغییر حجم تبلور مجدد از رابطه (27) به دست می‌آید.

$$\begin{aligned} \psi + \frac{\partial \psi}{\partial \Delta s} d\Delta s + \frac{\partial \psi}{\partial \bar{\rho}} d\bar{\rho} + \frac{\partial \psi}{\partial x} dx + \frac{\partial \psi}{\partial s} ds = 0 \\ \Rightarrow \Delta s - \varphi \Delta t + d\Delta s - \varphi_{\Delta s} d\Delta s \Delta t - \varphi_{\bar{\rho}} d\bar{\rho} \Delta t - \varphi_x dx \Delta t - \varphi_s ds \Delta t = 0 \end{aligned} \quad (27)$$

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

که در آن روابط (28) برقرار است.

$$\begin{aligned} \varphi_x &= -Q_0 \bar{\rho} (1 - s)^{N_q} \\ \varphi_s &= Q_0 \bar{\rho}_c (1 + N_q) (1 - s)^{N_q} \\ \varphi_{\bar{\rho}} &= -Q_0 (1 - s)^{N_q} x \end{aligned} \quad (28)$$

در این مرحله ψ طبق رابطه (24) و φ طبق رابطه (29) تعریف می‌شوند.

$$\varphi = A_0((1 - x)\bar{\rho}) \quad (29)$$

با استفاده از روش نیوتن-رافسون، نمو تنش بازگشتی (x) از رابطه (30) محاسبه می‌شود.

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

$$\Rightarrow \Delta x - \varphi \Delta t + d\Delta x - \varphi_{\Delta x} d\Delta x \Delta t - \varphi_{\bar{\rho}} d\bar{\rho} \Delta t - \varphi_x dx \Delta t = 0 \Rightarrow \quad (30)$$

$$d\Delta x = \frac{-\Delta x + \varphi \Delta t + \varphi_{\bar{\rho}} d\bar{\rho} \Delta t + \varphi_x dx \Delta t}{1 - \varphi_{\Delta x} \Delta t}$$

که در آن روابط (۳۱) برقرار است.

$$\begin{cases} \varphi_x = -A_0 \bar{\rho} \\ \varphi_{\bar{\rho}} = A_0(1-x) \end{cases} \quad (31)$$

ψ طبق رابطه (۲۲) و φ طبق رابطه (۳۲) تعریف می‌شوند.

$$\varphi = \alpha_0 d^{-\gamma_0} - \alpha_2 \Delta s^{\gamma_3} d^{\gamma_2} \quad (32)$$

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

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

$$\Rightarrow \Delta d - \varphi \Delta t + d\Delta d - \varphi_{\Delta d} d\Delta d \Delta t - \varphi_d d(d) \Delta t - \varphi_s ds \Delta t = 0 \Rightarrow \quad (33)$$

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

که در آن روابط (۳۴) برقرار است.

$$\begin{aligned} \varphi_d &= -\alpha_0 \gamma_0 d^{-\gamma_0-1} - \alpha_2 \gamma_2 \Delta s^{\gamma_3} d^{\gamma_2-1} \\ \varphi_s &= -\alpha_2 \gamma_3 \Delta s^{\gamma_3-1} d^{\gamma_2} \end{aligned} \quad (34)$$

۲-۵- شبیه سازی

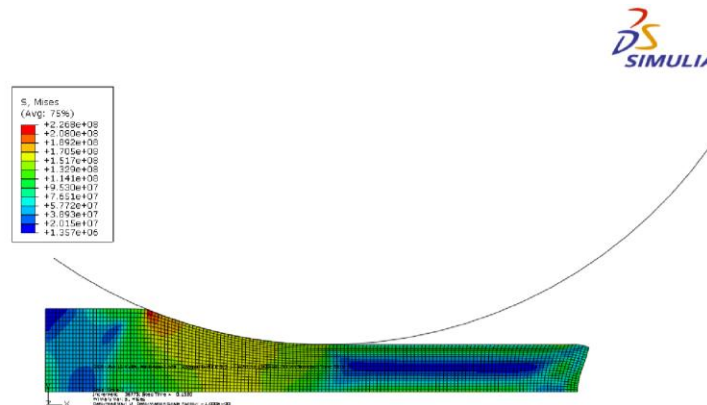
برای بررسی زیر برنامه نوشته شده، ورق از جنس فولاد میکروآلیاژی به طول ۱۸۴ mm و ضخامت ۳۰ mm با عرض زیاد تحت فرآیند نورد قرار گرفته و ضخامت آن به ۲۰ mm کاهش می‌یابد. با توجه به زیاد بودن عرض ورق، مسئله با فرض کرنش صفحه‌ای و به صورت دو بعدی حل می‌شود. سرعت غلطک ثابت و برابر $2\pi \text{ rad/s}$ و مدت زمان فرآیند 0.115 s فرض می‌شود که معادل با چرخش حدود ۵۰ درجه‌ای غلطک است. چون فرآیند نورد در سرعت‌های پایینی انجام می‌گیرد، تحلیل استاتیکی روش مناسبی برای این فرآیند است. سرعت‌های معمولی نورد در حدود 1 m/s است که می‌توان تحلیل را به صورت شبه استاتیک انجام داد. در این سرعت‌ها اثرات اینرسی ناچیز بوده و می‌توان از آن صرف‌نظر کرد. در این فرآیند عواملی مثل تماس و اصطکاک نقش غیرقابل‌انکاری دارند و با توجه به ابعاد بزرگ این نوع مسائل می‌توانند باعث ایجاد ناپیوستگی در حل شوند. لذا در این گونه موارد روش صریح^{۲۰} قابل‌اعتمادتر از تحلیل ضمنی^{۲۱} می‌باشد. اصطکاک بین سطح ورق و غلتک از نوع کولمب و با ضریب 0.5 فرض شده است. برای ایجاد تماس بهتر بین ورق و غلتک، یک سرعت اولیه در راستای x به ورق داده می‌شود. مقدار این سرعت برابر مؤلفه x سرعت غلتک در نقطه تماس می‌باشد تا از ایجاد ضربه جلوگیری گردد. مقدار آن برابر $1/0.367 \text{ m/s}$ است. جهت المان بندی ورق نیز از ۲۰ المان برای عرض و ۱۵۰ المان کرنش صفحه‌ای صریح برای طول استفاده شده است. در این مرحله معادلات بخش قبل که به صورت زیر برنامه VUMAT نوشته شده است، در ماژول Job به نرم افزار داده و تحلیل انجام می‌گیرد.

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

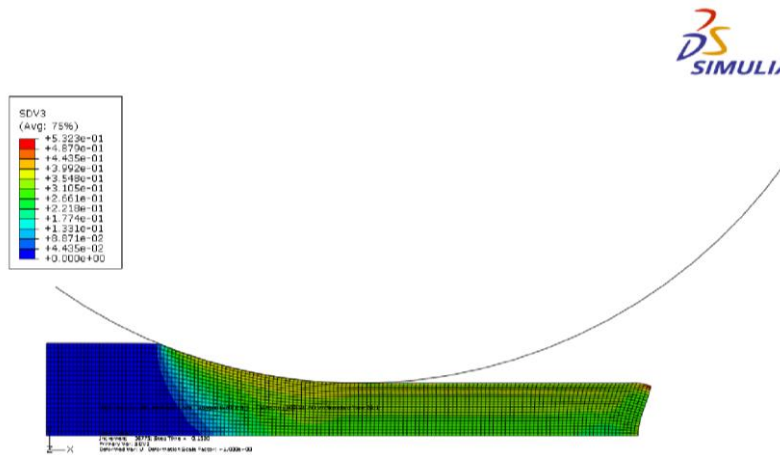
²⁰ Explicit

²¹ Implicit

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.

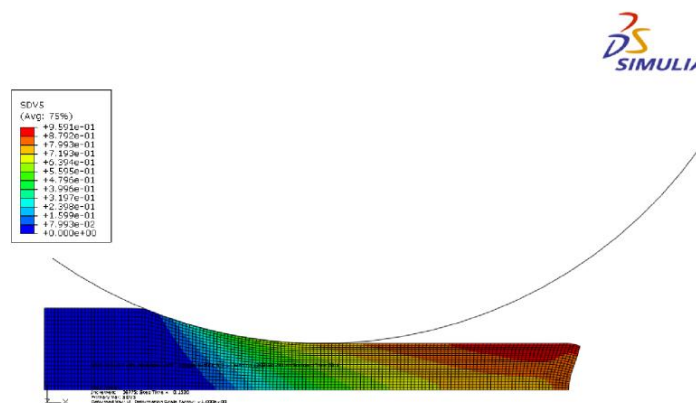


شکل ۲ کانتور تنش فان مایسز (Pa)



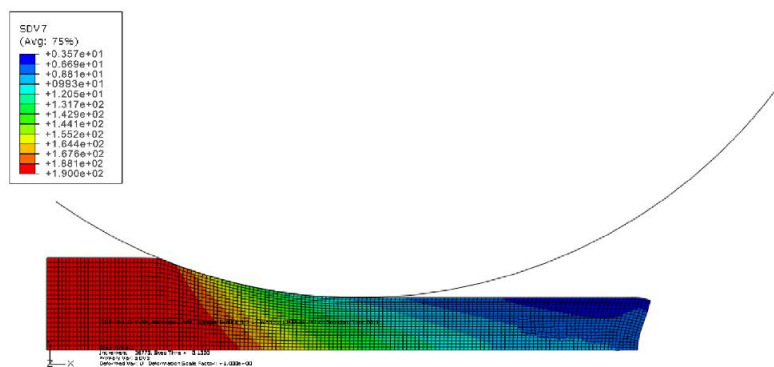
شکل ۳ منحنی چگالی نابجایی

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 کم کم افزایش یافته و پس از عبور از غلتک وارد مرحله استاتیکی شده و به تدریج مقدار آن به ۱ می‌رسد. تبلور مجدد (استاتیکی) بعد از عبور ماده از غلتک در نتیجه 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

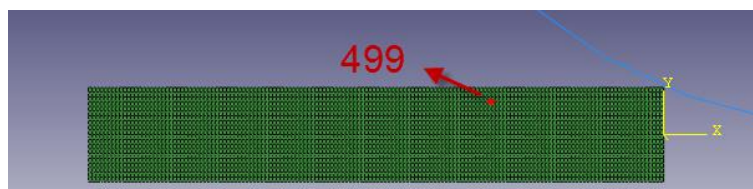
ریز شدن دانه‌ها با شروع تبلور مجدد آغاز می‌شود. منحنی کاهش اندازه دانه در شکل ۵ مشخص است.



شکل ۵ منحنی اندازه دانه (μm)

۶-۲- مقایسه با نتایج تجربی

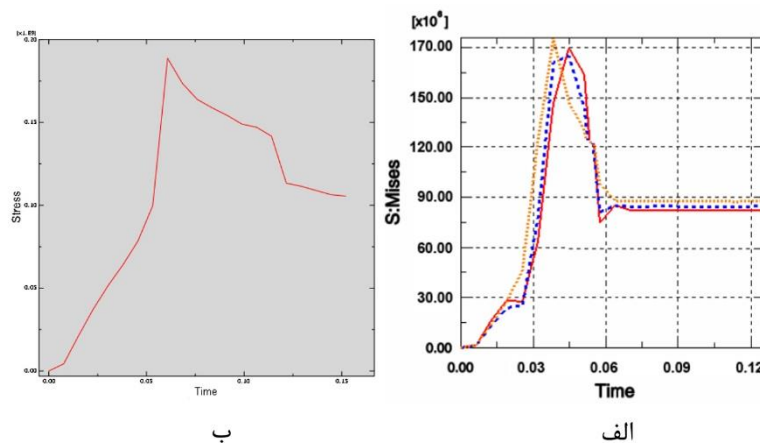
در این بخش تغییرات پارامترهای ریزساختاری برای گره ۲۲ شماره ۴۹۹ مورد بررسی قرار گرفته‌اند.



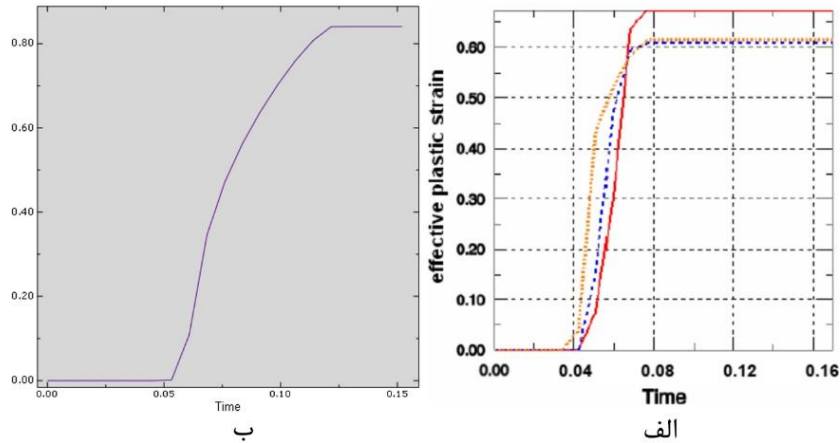
شکل ۶ گره انتخاب شده

با مقایسه نمودارها با نمودارهای به‌دست آمده از [۲۸] که در شرایط مشابه شبیه‌سازی شده و به‌دست آمده‌اند، تشابه نتایج

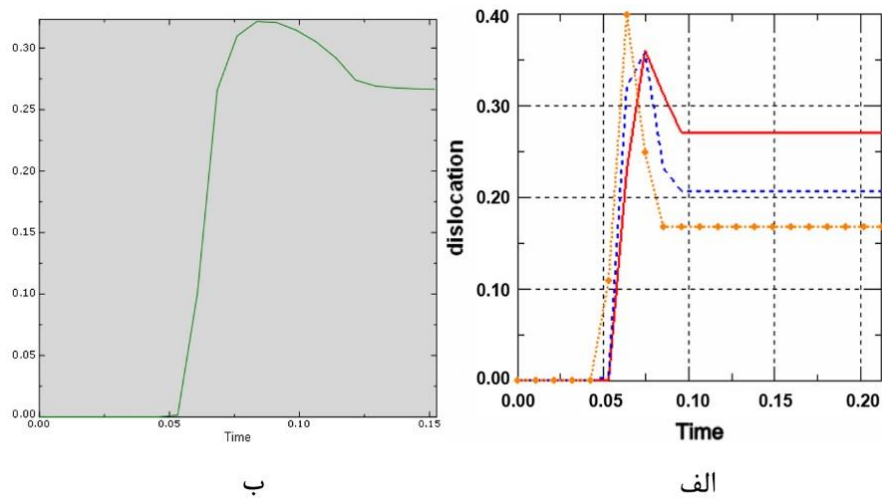
ملاحظه می‌شود.



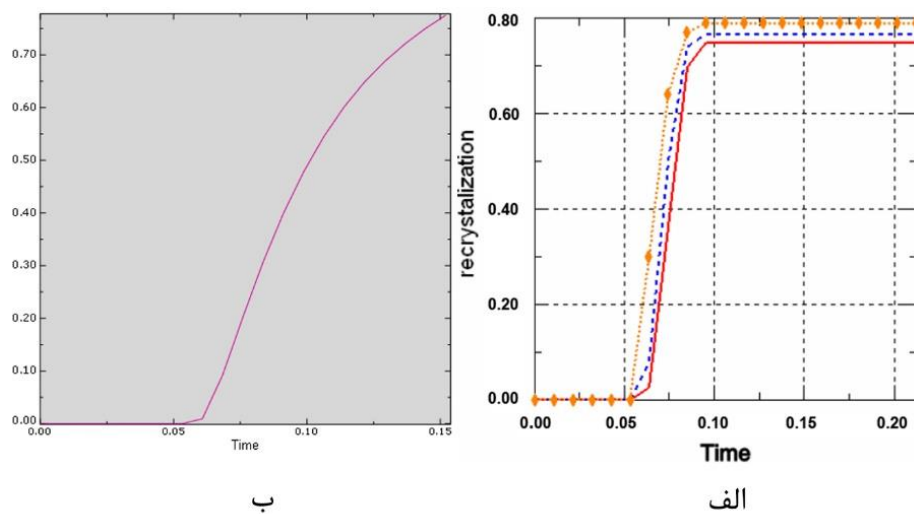
شکل ۷ نمودار تغییر تنش فان مایسز الف- استخراج شده از [۲۸] ب- به‌دست آمده از تحلیل



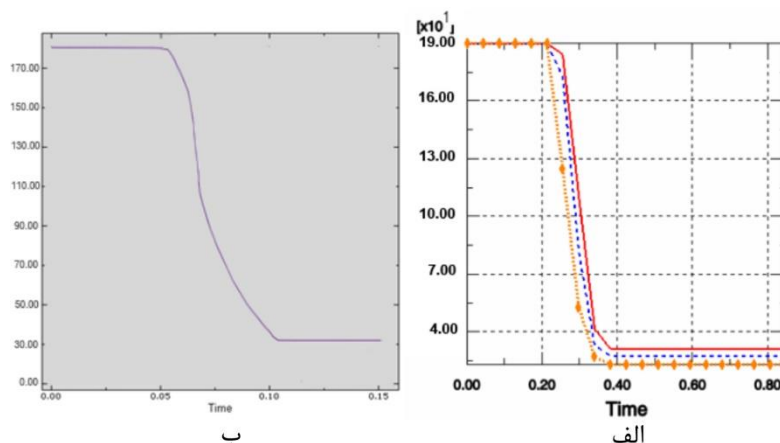
شکل ۸ نمودار تغییر کرنش پلاستیک مؤثر الف- استخراج شده از [۲۸] ب- به دست آمده از تحلیل



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



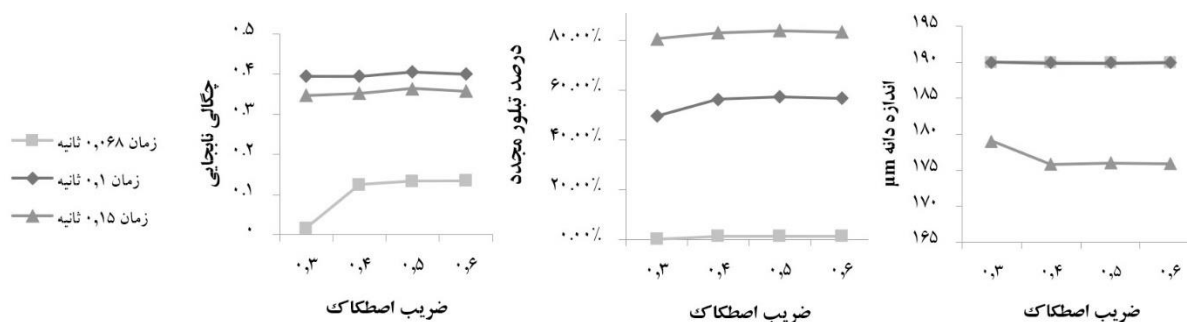
شکل ۱۰ نمودار تغییر درصد تبلور مجدد الف- استخراج شده از [۲۸] ب- به دست آمده از تحلیل



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

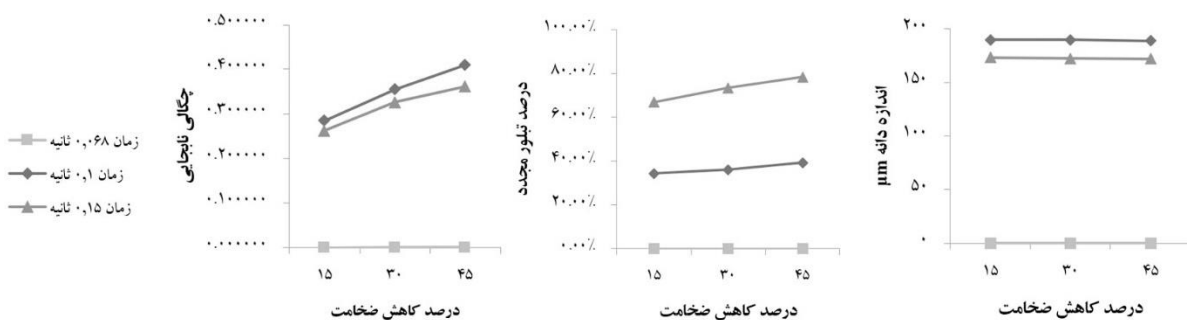
۷-۲- بررسی اثر تغییر پارامترها

جهت بررسی تأثیر اصطکاک بر فرآیند، مقدار اصطکاک از ۰/۳ تا ۰/۶ تغییر کرده و نتایج زیر برای گره شماره ۵۳ (نزدیک به سطح) و در زمان‌های ۰/۰۶۸، ۰/۱ و ۰/۱۵ ثانیه پس از آغاز نورد به دست آمده‌اند.



شکل ۱۲ اثر تغییر ضریب اصطکاک

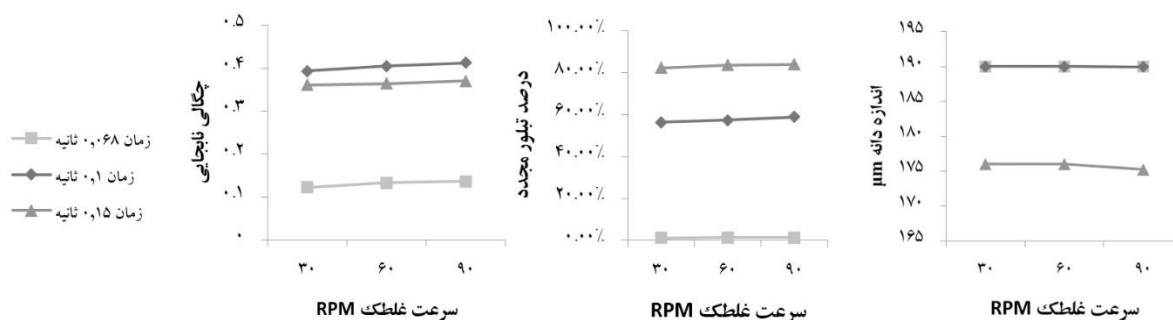
برای بررسی تأثیر کاهش ضخامت بر فرآیند، ۱۵٪، ۳۰٪ و ۴۵٪ تغییر ضخامت را اعمال نموده و نتایج زیر برای گره شماره ۵۳ (نزدیک به سطح) و در زمان‌های ۰/۰۶۸، ۰/۱ و ۰/۱۵ ثانیه پس از آغاز نورد به دست آمده‌اند.



شکل ۱۳ اثر کاهش ضخامت

برای بررسی تأثیر سرعت غلتک بر فرآیند، سرعت‌های ۳۰، ۶۰ و ۹۰ دور بر دقیقه^{۲۳} اعمال شده و نتایج زیر برای گره شماره

۵۳ (نزدیک به سطح) و در زمان‌های ۰/۰۶۸، ۰/۱ و ۰/۱۵ ثانیه پس از آغاز نورد به دست آمده‌اند.



شکل ۱۴ اثر تغییر سرعت غلتک

در نمودارهای فوق قابل مشاهده 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 در نتیجه 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 برهم‌کنش 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 قابلیت 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 می‌شود.

از جمله نکات مهم آن است که دسته معادلات مذکور باید به صورت هم‌زمان در نرم‌افزار تحلیل و متغیرهای مورد نظر در هر گام هم‌زمان محاسبه شوند. از میان دو روش انتگرال‌گیری صریح و غیرصریح، روش صریح برگزیده شد. در این روش همه کمیت‌ها بر اساس مقادیرشان در انتهای گام بیان می‌شوند. این فرآیند تضمین می‌کند که شرایط سطح تسلیم در انتهای نمو زمانی ارضا می‌گردد و از پرش تنش از سطح تسلیم که در روش غیرصریح روی می‌دهد، جلوگیری می‌کند. روش صریح چون قادر است از گام‌های زمانی بزرگ‌تری استفاده کند، اغلب منجر به حل بسیار سریع‌تری می‌گردد. با استفاده از روش نیوتن ابتدا نمو هر یک از متغیرها محاسبه گردید، سپس با توجه به وابسته بودن همه معادلات به یکدیگر و اثر متقابل آن‌ها، برای انتگرال‌گیری از آن‌ها روابط به دست آمده برای نمو متغیرها در یک حلقه تکرار قرار می‌گیرند و مقدار همه متغیرها در انتهای گام معین می‌شوند. از مقادیر انتهای هر گام به عنوان مقادیر ورودی گام بعدی استفاده می‌شود.

با استفاده از این روابط مدل رفتاری مورد نظر فولاد میکروآلیاژی برای نرم‌افزار تعریف شد. جهت بررسی دقت و صحت برنامه نوشته شده، 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 به خوبی با داده‌های آزمایشگاهی مطابقت نشان دادند. اثرات تبلور مجدد بر چگالی نابجایی و در نتیجه کرنش‌های قطعه و همچنین اندازه دانه به خوبی شبیه‌سازی و پیش‌بینی شدند. همچنین در تحلیل فوق اثرات پارامترهای مختلف از قبیل اصطکاک، مقدار کاهش ضخامت و سرعت غلتک به خوبی بررسی شدند. به این ترتیب 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 محصولات با ویژگی‌های فیزیکی و مکانیکی مطلوب و بهینه دست یابیم.

نظر به روش انجام کار در این مطالعه مشخص است که این روش به طور 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 بیان شده، 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 حالی که اثر دما در مدل ساختاری لین و لیو [۲۴] از ابتدا تنها در ضرایب دیده شده‌اند.

گرچه ضرایب مدل مورد استفاده در اینجا تماماً قابل جایگزینی 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

- [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.

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.