



Simulation of Developed Texture During Warm Rolling of IF Steel

Alireza Kolahi

Assistant Professor, Department of Nanotechnology and Advanced Materials, Materials and Energy Research Center, Karaj, Iran.

*Corresponding Author's Email: arkolahi@merc.ac.ir and arkolahi@yahoo.com (A. Kolahi)**Paper History:**

Received: 2023-07-30

Revised: 2023-08-13

Accepted: 2024-03-10

Keywords:Texture,
Simulation,
Warm Rolling,
Finite Element Method,
Crystal Plasticity Modelling

Abstract: Precise prediction of the texture component and simulation of the microstructure evolution facilitate the control and design of the final mechanical and physical properties. Through coupling the finite element simulation and crystal plasticity modelling, the current study introduced a robust technique for predicting the texture component after warm rolling. The simulation was then performed at two temperatures of 300 and 500°C for warm rolling. To calculate the appropriate hardening parameters for the crystal plasticity simulation, the experimental flow curves were obtained from torsion tests at the same temperatures of warm rolling. The presented framework predicted the texture components and associated intensities accurately. This was confirmed followed by comparing the results with the experimental ones. The proposed approach also predicted the flow curves correctly and precisely, as further proved by comparing the simulated flow curve based on the experimental flow curves. Revealing the effect of deformation gradient on the texture evolution, the simulation also showed that the shear components imposed by friction rotated the texture components along the ND direction of the specimen.

<https://doi.org/O10.30501/JAMT.2024.409176.1285>URL: https://www.jamt.ir/article_192243.html**1. INTRODUCTION**

The orientation and morphological distribution of the grains and strengthening phases are known as texture in materials science and technology context (Kocks, 2000). The importance of the texture of the materials lies in the fact that a majority of their properties are texture dependent. After plastic deformation, recrystallization, and phase transformation, the materials usually take a new texture which in turn justifies the significance of simulation and modelling of the texture evolution.

Warm rolling reduces the production costs by eliminating the cost and times spent on cold rolling, decreasing the temperature of the preheat furnace, lowering rollers wear and material loss associated with cold rolling (Esling et al., 1982). Many material features such as grain size, strength, toughness and especially, Lankford's value (R-value) (Engler & Randle, 2009; Thakur et al., 2022) are more modified by warm rolling, compared to the cold rolling. It is only in the recent decades that texture evolution and physical metallurgy of warm rolling has gained attention in the scientific communities. Some studies on the texture and microstructure evolution such as (Hawkins & Shuttleworth, 1979; Senuma et al., 1990; Thakur et al., 2022) can be recognized as a precious investigation on this topic. However, these studies do not conclude enough comprehensive aspects of warm rolling of IF and low carbon steels. Halder et al. (Hu et al., 2020) and Kolahi et al. (Kolahi et al., 2009) are among a few research groups who experimentally studied the texture and microstructure evolution in a wide range of temperatures and deformation. Numerical study and simulation based on crystal plasticity fundamentals (Barnett & Jonas, 1997b; Kocks, 2000; Zebarjadi Sar et al., 2018) can reveal more aspects of texture and

anisotropic mechanical behavior of the materials during warm rolling and can broaden the scientific horizons on the fundamentals of the texture evolution in warm rolling. To better understand the microstructural evolution during warm rolling of IF steels, this study employed Visco-Plastic Self-Consistent (VPSC) crystal plasticity (Kestens & Jonas, 1997) modelling in conjunction with finite element method to simulate the textural evolution during warm rolling. Of note, in addition to the texture evolution, grain refinement during severe plastic deformation and deformation gradient during warm rolling are also considered in simulations. In this regard, attempts were made to verify the results using the experimental observations.

2. MATERIALS AND METHODS**2.1. Materials and Experimental Procedure**

The material used in this investigation is Ti-added IF steel with chemical analysis briefed in Table 1. This material was provided by Geelong Technology Precinct (GTP) research center of Deakin University.

Table 1. Chemical composition of IF steel under investigation

Chemical	C	N	Mn	P	Cu	Ni	Ti
Wt.%	0.00	0.00	0.15	0.00	0.00	0.00	0.0
	6	2	3	7	5	7	8

The specimens with the dimensions of 10*35*100 mm were cut for the next warm rolling. For warm rolling operations, the operation temperatures of 300°C and 500 °C were chosen, and the equivalent strain of 4 mm/mm was imposed on the specimens. The diameter of the rolls and rolling rate were set as 350 mm and 15 rpm, respectively. To experimentally study the texture



development, Electron Back-Scattered Technique (EBSD) was then employed along with LEO1530 FE-SEM. To analyze the evolved texture after warm rolling, HKL technology software was utilized. The experimental orientation distribution and obtained pole figures extracted from this software were used to verify the crystal plasticity simulation.

To calculate the appropriate hardening parameters for the crystal plasticity simulation, the experimental flow curves were obtained from torsion tests at the two temperatures of 300 °C and 500 °C. In fact, these curves were employed to verify the used parameter for Voce hardening model designed in the current simulation.

2.2. Numerical investigations and Simulation procedure

Two aspects must be carefully taken into account while investigating each crystal plasticity: 1- macroscopic scale, i.e., convenient macroscopic deformation history, and 2- provided crystallographic properties and robust crystal plasticity model. To ensure higher accuracy in both aspects in this study, a combination of Finite Element method and VPSC crystal plasticity method was employed.

2.3. Finite element simulation

To calculate the macroscopic deformation history, finite element simulation was performed using ABAQUS, i.e., commercial FEM software. To model warm rolling, two dimensional elements were utilized. Using this type of library for elements leads to more economical calculations, and the same results in comparison of three-dimensional simulations would justify it. In addition, the geometrical symmetry along the ND direction was assumed to construct the model for warm rolling.

The wheel and specimen dimensions of the rolls were chosen based on their experimental counterparts. The simulation was performed at the two temperatures of 300 and 500 °C. The Young's Modulus and Poisson's Ratio of the IF steel were obtained as 210 GPa and 0.33, respectively. For the initial contact of the specimen with the roller, the initial velocity of 0.3 m/s was imposed on the specimen. This amount was calculated based on the linear velocity of the roller. The friction coefficient between the specimen and roller was assumed to be 0.25 which is the indicator of slipping friction condition. The size of the used elements for finite element simulation was calculated based on mesh sensitivity analysis. The global size of 2mm was determined to be appropriate for this analysis. After the simulation, the deformation history was calculated by the plastic strain tensor components. The velocity gradient tensor could be calculated by the following equation for any desired element:

$$\dot{\bar{E}}_{ij} = \frac{E_{ij}^2 - E_{ij}^1}{\Delta t} \quad (1)$$

where E_{ij}^2 and E_{ij}^1 are the components of strain tensor at two consecutive times, and Δt is the time increment.

2.4. Crystal Plasticity Simulation

The deformation history obtained by Equation (1) can be directly used as an input for VPSC code. This code considers a viscoplastic constitutive equation to relate stress and strain to each other both in macroscopic and microscopic states.

3. RESULTS AND DISCUSSION

Figure 1 illustrates the simulated pole figures at 300 °C at the surface of the specimen. The observed fibers from this simulation are $RD \parallel \langle 110 \rangle$ and $ND \parallel \{111\}$ that are compatible with the results obtained by Kolahi et al. (Kolahi et al., 2009). However, the notable difference in these pole figures is the rotation of texture components along the ND direction of the specimen. This rotation is proportional to the amount of shear component, and the shear component of the strain tensor increases upon increasing the amount of this anti-clock wise rotation. The analysis of the texture of the deformed specimen at 500 °C led to the same results. Figure 2 shows the same simulated pole figures. Here, the texture components rotate anti-clock-wise upon increasing the amount of shear component of the strain tensor.

These texture components were also reproduced qualitatively through further experimental investigations. Fig. 3 presents the results of the EBSD analysis at 500 °C at the same strain level in the simulation. The similarity of the texture components and intensity obtained from the experiments with the simulated one, again verifies the conducted crystal plasticity simulations. A comparison of the experimental and simulated results suggests that the simulation can successfully predict the texture components and intensities, showing the robustness and efficiency of the current presented methodology in predicting the texture development after plastic deformation.

Figure 4 presents the activation of each slip system during warm rolling at two temperatures of 300 and 500°C. It also indicates that the role of secondary $\{112\} \langle 111 \rangle$ slip system in the deformation and texture evolution is more pronounced at 500°C.

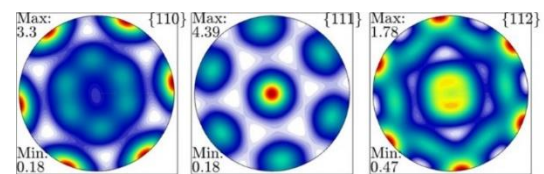


Figure 1. Simulated pole figure for the surface at 300 °C Rolling.

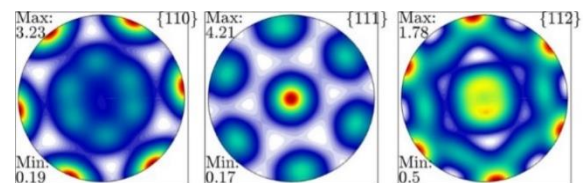


Figure 2. Simulated pole figure for the surface at 500 °C Rolling.

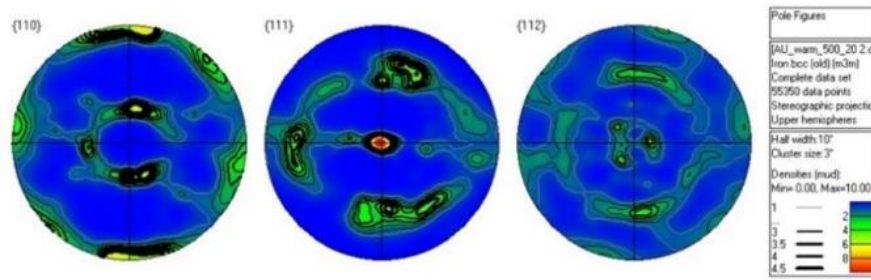


Figure 3. The obtained pole figures after EBSD analysis of warm rolled specimen at 500 °C.

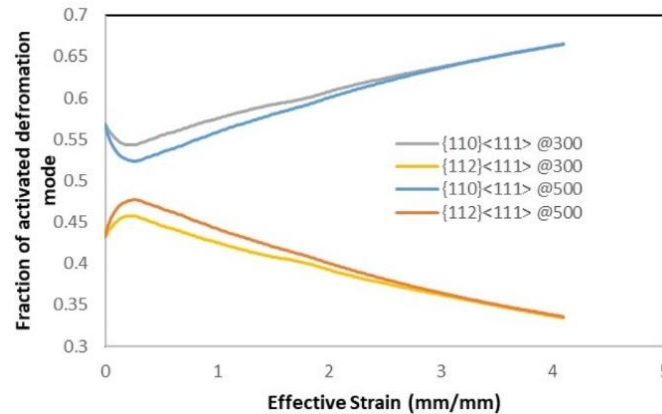


Figure 4. The fraction of activated slip systems during warm rolling.

4. CONCLUSION

The proposed approach used for the simulation confirmed that:

- The shear component of strain tensor affected the texture evolution.
- The friction stress rotated the texture component along the ND direction.
- This simulation indicated that the role of secondary {112} <111> slip system in the deformation and texture evolution was more pronounced at 500 °C.

5. ACKNOWLEDGEMENT

The author would like to express his gratitude to Materials and Energy Research Center for its support for conducting this research.

REFERENCES

1. Barnett, M. R., & Jonas, J. J. (1997b). Influence of ferrite rolling temperature on microstructure and texture in deformed low C and IF steels. *ISIJ International*, 37(7), 697-705. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.37.697>
2. Esling, C., Bechler-Ferry, E., & Bunge, H. J. (1982). Three-dimensional texture analysis after Bunge and Roe: correspondence between the respective mathematical techniques. *Texture, Stress, and Microstructure*, 5(2), 95-125. <https://doi.org/10.1155/TSM.5.95>
3. Engler, O., & Randle, V. (2009). Introduction to Texture Analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping, Second Edition. CRC press. <https://doi.org/10.1201/9781420063660>
4. Hawkins, D. N., & Shuttleworth, A. A. (1979). The effect of warm rolling on the structure and properties of a low-carbon steel. *Journal of Mechanical Working Technology*, 2(4), 333-345. [https://doi.org/10.1016/0378-3804\(79\)90002-0](https://doi.org/10.1016/0378-3804(79)90002-0)
5. Hu, B., Tu, X., Luo, H., & Mao, X. (2020). Effect of warm rolling process on microstructures and tensile properties of 10 Mn steel. *Journal of Materials Science and Technology*, 47, 131-141. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.12.026>
6. Kestens, L., & Jonas, J. J. (1997). Modelling texture change during the static recrystallization of a cold rolled and annealed ultra low carbon steel previously warm rolled in the ferrite region. *ISIJ International*, 37(8), 807-814. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.37.807>
7. Kocks, U. F., Tomé, C. N., & Wenk, H. R. (2000). *Texture and anisotropy: preferred orientations in polycrystals and their effect on materials properties*. Cambridge university press. [https://books.google.com/books?hl=en&lr=&id=vkyU9KZBTi0C&oi=fnd&pg=PR8&dq=7.%09Kocks,+U.+F.,+Tom%C3%A9,+C.+N.,+%26+Wenk,+H.+R.,+\(2000\),+Texture+and+anisotropy:+preferred+orientations+in+polycrystals+and+their+effect+on+materials+properties.+Cambridge+university+press.+&ots=eProhBteI3&sig=al_U8aFHWuoU5uMLUSIAOM7efq4](https://books.google.com/books?hl=en&lr=&id=vkyU9KZBTi0C&oi=fnd&pg=PR8&dq=7.%09Kocks,+U.+F.,+Tom%C3%A9,+C.+N.,+%26+Wenk,+H.+R.,+(2000),+Texture+and+anisotropy:+preferred+orientations+in+polycrystals+and+their+effect+on+materials+properties.+Cambridge+university+press.+&ots=eProhBteI3&sig=al_U8aFHWuoU5uMLUSIAOM7efq4)
8. Kolahi, A., Akbarzadeh, A., & Barnett, M. R. (2009). Electron back scattered diffraction (EBSD) characterization of warm rolled and accumulative roll bonding (ARB) processed ferrite. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(3), 1436-1444. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.03.064>
9. Senuma, T., Yada, H., Shimizu, R., & Harase, J. (1990). Textures of low carbon and titanium bearing extra low carbon steel sheets hot rolled below their AR3 temperatures. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 38(12), 2673-2681. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(90\)90281-K](https://doi.org/10.1016/0956-7151(90)90281-K)
10. Thakur, S. K., Das, A. K., & Jha, B. K. (2022). Effect of Warm Rolling Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Structural Steels. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 75(6), 1509-1524. <https://doi.org/10.1007/s12666-021-02519-9>
11. Zebajadi Sar, M., Barella, S., Gruttadauria, A., Mombelli, D., & Mapelli, C. (2018). Impact of warm rolling process parameters on crystallographic textures, microstructure and mechanical properties of low-carbon boron-bearing steels. *Metals*, 8(11), 927. <https://doi.org/10.3390/met8110927>



مقاله کامل پژوهشی

پیش‌بینی تغییرات بافت کریستالی در فولاد IF حین نورد گرم

علیرضا کلاهی

استادیار، پژوهشکده فناوری نانو و مواد پیشرفته، پژوهشگاه مواد و انرژی، کرج، ایران

تاریخچه مقاله:

ثبت اولیه: ۱۴۰۲/۰۵/۰۸

بازنگری: ۱۴۰۲/۰۵/۲۲

پذیرش قطعی: ۱۴۰۲/۱۲/۲۰

کلیدواژه‌ها:

بافت کریستالی،

شبیه‌سازی،

نورد گرم،

روش المان محدود،

مدل‌سازی پلاستیسیته کریستالی

چکیده پیش‌بینی اجزای بافت کریستالی و شبیه‌سازی تغییرات ریزساختار، به مهار و طراحی خواص فیزیکی و مکانیکی نهایی کمک می‌کند. در این تحقیق با به‌کارگیری هم‌زمان شبیه‌سازی المان محدود و مدل‌سازی پلاستیسیته کریستالی، یک روش قدرتمند برای پیش‌بینی اجزای بافت کریستالی بعد از نورد گرم معرفی شد. شبیه‌سازی نورد گرم در دو دمای ۳۰۰ و ۵۰۰ درجه سلسیوس، انجام و برای محاسبه پارامترهای سخت شدن در شبیه‌سازی پلاستیسیته کریستالی، از پیچش گرم در دماهای مشابه با نورد گرم استفاده شد. چارچوب ارائه‌شده در این پژوهش، اجزای بافت کریستالی و شدت‌های مرتبط را با دقت پیش‌بینی می‌کند. این موضوع از مقایسه نتایج شبیه‌سازی با نتایج تجربی، نشان داده شد. این رویکرد همچنین منحنی‌های سیلان را به‌درستی و دقیق پیش‌بینی می‌کند. صحت این پیش‌بینی از مقایسه منحنی سیلان شبیه‌سازی‌شده با منحنی سیلان تجربی، ثابت شد. درنهایت، شبیه‌سازی، تأثیر شیب تغییرشکل را بر تکامل بافت کریستالی آشکار کرد و نشان داد که اجزای برشی که در اثر اصطکاک ایجاد می‌شوند، اجزای بافت کریستالی را در امتداد جهت ND نمونه می‌چرخانند.



<https://doi.org/O10.30501/JAMT.2024.409176.1285>

URL: https://www.jamt.ir/article_192243.html

۱- مقدمه

که بافت کریستالی، تأثیری در حدود ۲۰ تا ۵۰ درصد بر رفتار مکانیکی مواد می‌تواند داشته باشد (Esling et al., 1982). مدول یانگ^۲، نسبت پواسون^۳، استحکام، کارپذیری و شکل‌پذیری، نفوذپذیری مغناطیسی، هدایت الکتریکی و انبساط حرارتی برای مواد با ساختار بلوری غیرمکعبی، تنها نمونه‌های کوچکی از خصوصیات ویژه بافت کریستالی هستند (Engler & Randle, 2009).

اگر هدف، تولید یک محصول خاص با مشخصات استاندارد و رفتار خاص باشد، تأثیر و اهمیت فوق‌العاده بافت کریستالی بر خواص مواد آشکار خواهد شد. به‌طورکلی، سازوکارهایی که مسئول برخی از ویژگی‌های بافت کریستالی هستند، کاملاً شناخته‌شده نیستند. اگرچه به‌نظر می‌رسد صحنه‌گذاری تجربی بیشتر فرایندهای رایج در صنعت، به‌خوبی و با کفایت مناسب انجام می‌شوند؛ با این حال، تحقیقات پایه‌ای در مورد دلایل مشاهده شدن یک نوع بافت کریستالی در مواد

امروزه پیش‌بینی و طراحی ریزساختار مواد پس از تغییرشکل، مورد توجه بسیاری از جوامع صنعتی و علمی قرار گرفته است. ویژگی‌های اصلی ریزساختار مانند اندازه دانه، نوع فازهای استحکام‌دهنده، رسوبات، توزیع، جهت‌گیری و شکل دانه‌ها و فازهای استحکام‌دهنده، خصوصیات کلی فیزیکی و مکانیکی را تعیین می‌کنند. در میان این عوامل، جهت‌گیری نهایی و توزیع شکل ممکن است مهم‌ترین عواملی باشند که از پایه، رفتار مکانیکی و ناهمسانگردی مواد تک‌فاز را مشخص می‌کنند. در علم و فناوری مواد، جهت‌گیری و توزیع شکل دانه‌ها و فازهای استحکام‌دهی را به‌عنوان بافت کریستالی^۱ می‌شناسند (Kocks et al., 2000).

بافت کریستالی از آن جهت بااهمیت است که بسیاری از خصوصیات مواد، وابسته به آن است. درحقیقت، بیان شده است

¹ Texture

² Young's Modulus

³ Poisson's Ratio

*عهده دار مکاتبات: علیرضا کلاهی

نشانی: ایران، البرز، کرج، پژوهشگاه مواد و انرژی، پژوهشکده فناوری نانو و مواد پیشرفته، تلفن: ۰۲۶۳۶۲۸۰۰۴۰

پیام نگار: arkolah@merc.ac.ir

کورزنیکوف و همکاران (Korzniakov et al., 1996) نشان دادند که نورد گرم فولادهای کم‌کربن با ۰.۸۵٪ کاهش ضخامت در دمای ۵۲۰ درجه سلسیوس می‌تواند منجر به ایجاد ریزساختار فوق‌ریز همگن شود. تأثیر این تغییرشکل شدید بر روی بافت کریستالی نهایی و همچنین تکامل بافت کریستالی در هنگام نورد گرم فولادهای بینابینی (IF) به صورت تجربی توسط کلاهی و همکاران (Kolahi et al., 2009) مورد مطالعه قرار گرفت و تکامل بافت کریستالی با نورد سرد و نورد انباشتی ورق‌های چندلایه^۳ (ARB) فولادهای کم‌کربن مقایسه شد.

اگرچه منابع مطالعاتی مربوط به تکامل بافت کریستالی در حین نورد گرم فولادهای IF، شاخص خوبی برای مهار و طراحی فرایند تولید فولاد ارائه می‌دهند؛ با این حال، مطالعه و شبیه‌سازی عددی براساس مبانی پلاستیسیته کریستال (Kocks, et al., 2000; Roters et al., 2010; Van Houtte et al., 2005) می‌تواند جنبه‌های بیشتری از بافت کریستالی و رفتار مکانیکی ناهمسانگرد مواد را در هنگام نورد گرم نشان دهد و می‌تواند افق علمی در مورد اصول تکامل بافت کریستالی در نورد گرم را گسترش دهد.

در این تحقیق، برای درک بهتر تکامل ریزساختار در حین نورد گرم فولادهای IF، از مدل‌سازی پلاستیسیته کریستالی خودسازگار ویسکوپلاستیک^۴ (VPSC) (Lebensohn & Tomé, 2009; Tomé & Lebensohn, 1993) استفاده شد و هم‌زمان به منظور شبیه‌سازی تکامل بافت کریستالی حین نورد گرم، از روش اجزای محدود، بهره‌گیری شد. این روش در مقالات علمی مختلفی مورد استفاده قرار گرفته و نتایج بسیار قابل قبولی حاصل شده است (Khajezade et al., 2016; Kowalczyk-Gajewska et al., 2015; Li et al., 2004). در اینجا، علاوه بر تکامل بافت کریستالی، ریزدانه شدن در هنگام تغییرشکل شدید پلاستیک و شیب تغییرشکل^۵ در هنگام نورد گرم نیز در شبیه‌سازی‌ها در نظر گرفته شد. همچنین سعی شد با مشاهده تجربی، نتایج تأیید شوند.

می‌تواند کارایی و اقتصادی بودن روش تولید صنعتی را توجیه کند.

مواد معمولاً پس از تغییرشکل پلاستیک، تبلور مجدد و دگرگونی فاز، بافت کریستالی جدیدی پیدا می‌کنند. مشخصات این تغییرات در بافت کریستالی می‌تواند یک شاخص تجربی خوب برای مطالعه تاریخچه فرایند مکانیکی-حرارتی باشد. به ویژه هنگامی که تکامل بافت کریستالی به روشی از پیش تعریف شده، تغییر کند. در نتیجه، از بافت کریستالی می‌توان به عنوان یک ابزار نیرومند برای مهار خصوصیات نهایی محصول و همچنین درک اصول علم مواد (Engler & Randle, 2009) استفاده کرد. این موضوع، اهمیت شبیه‌سازی و مدل‌سازی تکامل بافت کریستالی را نشان می‌دهد.

نورد گرم در تولید ورق‌های فولادی، می‌تواند جایگزین نورد سرد شود و فولادها را تا ۷۰۰ درجه سلسیوس می‌تواند نورد گرم کرد. در چنین شرایطی، هزینه‌های تولید در نورد گرم نسبت به فرایند متداول (نورد داغ و در پی آن نورد سرد)، کاهش می‌یابد؛ زیرا دیگر نیازی به نورد سرد نیست و پیش‌گرم کوره نیز در مقایسه با نورد داغ کاهش یافته و سایش غلتک نیز کمتر می‌شود (Thakur et al., 2022). با نورد گرم در مقایسه با نورد سرد، بسیاری از ویژگی‌های مواد مانند اندازه دانه، استحکام، چقرمگی و به ویژه مقدار لنک فورد^۱ (مقدار R) (Hawkins & Shuttleworth, 1979; Thakur et al., 2022) اصلاح می‌شوند. در دهه‌های اخیر، مطالعه تکامل بافت کریستالی و متالورژی فیزیکی نورد گرم، مورد توجه محققان قرار گرفته است. برخی از مطالعات مربوط به تکامل بافت کریستالی و ریزساختار را می‌توان به عنوان تحقیقات ارزشمندی در نظر گرفت؛ (Barnett & Jonas, 1997b, 1997a; Hu et al., 2020; Kestens & Jonas, 1997; Liu et al., 2002; Narayanswamy et al., 2019; Senuma et al., 1990; Zebarjadi Sar et al., 2018). با این حال، این مطالعات، به بافت کریستالی حاصل از نورد گرم فولادهای کم‌کربن و فولادهای بینابینی^۲ (IF) به صورت جامع نمی‌پردازند. هالدر و همکاران (Haldar & Ray, 2005) و کلاهی و همکاران (Kolahi et al., 2009) از جمله چند گروه تحقیقاتی هستند که به طور تجربی، و تکامل ریزساختار را در طیف گسترده‌ای از دما و تغییرشکل مطالعه کردند.

¹ Lankford Value

² Interstitial Free Steel

³ Accumulative Roll Bonding

⁴ Visco-Plastic Self-Consistent Crystal Plasticity

⁵ Deformation Gradient

۲- روش تحقیق

۲-۱- مواد و آزمایش‌های تجربی

مواد مورد استفاده در این تحقیق، فولاد IF حاوی Ti بود که ترکیب شیمیایی آن در جدول (۱) آمده است. این ماده توسط مرکز فناوری جیلانگ^۱ (GTP) دانشگاه دیکن^۲ تهیه شده است.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی فولاد استفاده شده در این تحقیق

Chemical	C	N	Mn	P	Cu	Ni	Ti
Wt. %	0.006	0.002	0.153	0.007	0.005	0.007	0.08

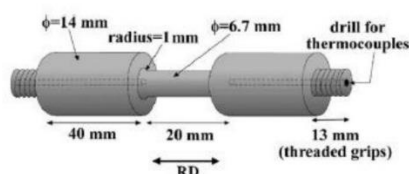
نمونه اولیه، یک صفحه مستطیل شکل به ضخامت ۲۶ میلی‌متر بود. برای از بین بردن ساختار ریخته‌گری اولیه، نمونه اولیه، نورد داغ شد تا به ضخامت تقریبی ۱۰ میلی‌متر برسد. این فرایند در سه مرحله انجام شد و در هر مرحله؛ نمونه در دمای ۱۰۰۰ درجه سلسیوس به مدت ۱۰ دقیقه نگه داشته شد و سپس در ۹۰۰ درجه سلسیوس نورد داغ شد. قطر غلتک‌های نورد ۳۵۰ میلی‌متر و سرعت نورد ۱۵ دور در دقیقه بود. هدف از این فرایند، دستیابی به ریزساختار هم‌محور با بافت کریستالی مرجح ضعیف^۳ بود.

پس از نورد داغ، لایه اکسید تشکیل شده، توسط شن‌پاشی^۴ برداشته شد. سپس نمونه‌هایی با طول، عرض و ارتفاع به ترتیب ۱۰، ۳۵ و ۱۰۰ میلی‌متر برای نورد گرم برش داده شدند. برای فرایند نورد گرم، دمای نورد ۳۰۰ و ۵۰۰ درجه سلسیوس انتخاب و کرنش معادل ۴، روی نمونه‌ها اعمال شد.

پس از انجام نورد گرم، سطح مقطع RD-ND از نمونه‌ها برش داده شد، سپس مانت شد و برای بررسی ریزساختار، سنباده زده و صیقل داده شد. برای مطالعه تجربی توسعه بافت کریستالی، از روش پراش الکترون برگشتی^۵ (EBSD) و میکروسکوپ الکترونی روبشی نشر میدانی^۶ (FE-SEM) مدل LEO 1530 استفاده شد. اندازه گام^۷ ۵۰ نانومتر انتخاب گردید تا بتوان دانه‌هایی با اندازه کمتر از ۱ میکرومتر را شناسایی کرد و همچنین شاخص کیفیت^۸ بالاتری برای تصاویر EBSD بدست آورد. برای تجزیه و تحلیل بافت کریستالی تکامل یافته پس از نورد

گرم، از نرم‌افزار HKL Technology استفاده شد. توزیع جهت‌گیری کریستالی و تصاویر قطبی^۹ تجربی به دست آمده از این نرم‌افزار، برای صحنه‌گذاری شبیه‌سازی پلاستیسیته کریستالی استفاده شد.

برای محاسبه پارامترهای سخت شدن مناسب برای شبیه‌سازی پلاستیسیته کریستالی، منحنی سیلان تجربی از آزمونهای پیچش در دو دمای ۳۰۰ و ۵۰۰ درجه سلسیوس به دست آمد. در واقع، این منحنی‌ها برای صحنه‌گذاری پارامتر مورد استفاده برای مدل سخت شدن وس^{۱۰} که در شبیه‌سازی فعلی به کار گرفته شده، مورد استفاده قرار گرفت. تصویر طرحواره نمونه‌هایی که برای آزمایش پیچش تراش داده شدند، در شکل (۱) نشان داده شده است. لازم به ذکر است که نمونه‌ها تحت پیچش داغ با شرایط مشابه با شرایط نورد داغ، تغییر شکل داده شدند و سپس تحت پیچش گرم در دو درجه حرارت ۳۰۰ و ۵۰۰ درجه سلسیوس قرار گرفتند.



شکل ۱. تصویر طرحواره هندسه نمونه‌های پیچش گرم

۲-۲- بررسی‌های عددی و روند شبیه‌سازی

در هر بررسی پلاستیسیته کریستالی، دو جنبه باید به دقت مورد توجه قرار گیرد: ۱- مقیاس ماکروسکوپی، یعنی تاریخچه تغییر شکل ماکروسکوپی به کار گرفته شده ۲- مشخصه‌های کریستالوگرافی به دست آمده و مدل پلاستیسیته کریستالی انعطاف پذیر. در این تحقیق، برای دقت بالاتر در هر دو جنبه، ترکیبی از روش المان محدود^{۱۱} (FEM) و روش پلاستیسیته کریستالی خودسازگار ویسکوپلاستیک (VPSC) استفاده شد. بخش FEM برای تاریخچه تغییر شکل ماکروسکوپی و مدل VPSC برای شبیه‌سازی میکروسکوپی استفاده شد. در بخش بعدی، اطلاعات جزئی‌تر برای هر روش ارائه خواهد شد.

¹ Geelong Technology Precinct

² Deakin University

³ Weak Preferential Texture

⁴ Sand Blasting

⁵ Electron Back-Scattered Technique

⁶ Field Emission Scanning Electron Microscope

⁷ Step Size

⁸ Quality Index

⁹ Pole Figures

¹⁰ Voce Hardening Model

¹¹ Finite Element Method

۳-۲- شبیه‌سازی المان محدود

از آنجاکه تاریخچه تغییر شکل پس از مرحله اول نورد، برای مراحل بعدی نورد گرم تکرار می‌شود، تعداد مرحله نورد بیشتری، شبیه‌سازی نشد. برای داشتن یک تاریخچه تغییر شکل قابل قبول، تاریخچه تغییر شکل برای اولین عبور، برای شبیه‌سازی مراحل بالاتر در شبیه‌سازی پلاستیسیته کریستالی تکرار شد.

درجه بالای آزادی در موضوع نورد الزام نمود تا از دینامیکی استفاده گردد تا اطمینان حاصل شود که زمان محاسبات، حداقل مقدار ممکن است. برای بهینه‌سازی شبیه‌سازی، از مقیاس‌سازی جرم نیز استفاده شد. به دلیل استفاده از مقیاس‌سازی جرم^۱، در پایان شبیه‌سازی، نسبت انرژی حرکتی به انرژی داخلی، کمتر از ۵ درصد مهار شد. این مهار برای اطمینان از قابل‌اغماض بودن اثر دینامیکی، الزامی است. به منظور کیفیت عناصر و جلوگیری از اعوجاج مش، از مش‌بندی مجدد تطبیقی لاگرانژی-اولرینی^۲ استفاده شد.

برای تماس اولیه نمونه با غلتک، سرعت اولیه 0.3 m/s بر روی نمونه اعمال شد. این مقدار براساس سرعت خطی غلتک، محاسبه شده است. سرعت چرخشی غلتک بر مبنای تجربی بود. ضریب اصطکاک بین نمونه و غلتک، 0.25 فرض شد که نشانه شرایط اصطکاک لغزنده است. اندازه المان‌ها برای شبیه‌سازی المان محدود، براساس آنالیز حساسیت مش محاسبه شد. اندازه عمومی ۲ میلی‌متر تعیین شد که برای این تجزیه و تحلیل، مناسب به نظر می‌رسد.

پس از شبیه‌سازی، تاریخچه تغییر شکل توسط اجزای تانسور کرنش پلاستیکی محاسبه شد. تانسور گرادین سرعت را می‌توان برای هر عنصر مورد نظر با معادله زیر محاسبه کرد:

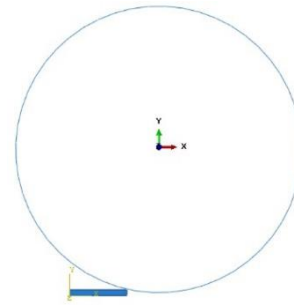
$$\dot{E}_{ij} = \frac{E_{ij}^2 - E_{ij}^1}{\Delta t} \quad (1)$$

که E_{ij}^2 و E_{ij}^1 اجزای تانسور کرنش در دو زمان متوالی، و Δt تغییر زمان است. برای در نظر گرفتن گرادین تغییر شکل در فرایند نورد، برای سه المان به عنوان المان‌های نماینده سطح، نماینده یک سوم ضخامت و نماینده صفحه میانی نمونه، تاریخچه تغییر شکل تعیین شد و به مدل پلاستیسیته کریستالی وارد شد.

۲-۴- شبیه‌سازی پلاستیسیته کریستالی

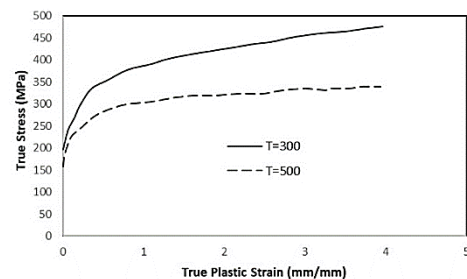
تاریخچه تغییر شکل به دست آمده توسط معادله (۱) را می‌توان به طور مستقیم به عنوان ورودی شناسه VPSC استفاده

برای تعیین تاریخچه تغییر شکل ماکروسکوپی، از شبیه‌سازی المان محدود استفاده شد. این تحلیل توسط نرم‌افزار تجاری شبیه‌سازی با نام ABAQUS انجام شد. برای مدل‌سازی نورد گرم، از المان‌های دوبعدی استفاده شد. استفاده از این نوع المان منجر به محاسبات سریع‌تری می‌شود و نتایج آن در مقایسه با شبیه‌سازی با المان‌های سه‌بعدی قابل قبول است. علاوه بر این، تقارن هندسی در امتداد جهت ND، برای ساخت مدل نورد گرم فرض شده است. پیکربندی غلتک نورد و هندسه قطعه در شکل (۲) نشان داده شده است. لازم به ذکر است که غلتک به صورت انعطاف‌ناپذیر و نمونه به صورت جامد تغییر شکل پذیر، مدل‌سازی شده است.



شکل ۲. هندسه غلتک و قطعه برای نورد گرم (قطر غلتک ۳۵۰ میلی‌متر)

ابعاد غلتک نورد و نمونه، براساس ابعاد واقعی و تجربی انتخاب شدند. شبیه‌سازی برای دو دمای ۳۰۰ و ۵۰۰ درجه سلسیوس انجام شد. مدول یانگ فولاد IF، 210 GPa و ضریب پواسون 0.33 در نظر گرفته شد. برای رفتار پلاستیکی فولاد IF در دماهای ذکر شده، از رفتارهای سیلان شکل (۳) با سخت شدن ایزوتروپیک استفاده شد.

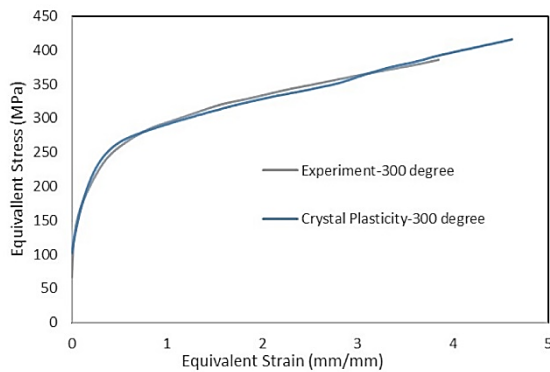


شکل ۳. منحنی سیلان فولاد IF در دماهای ۳۰۰ و ۵۰۰ درجه سلسیوس

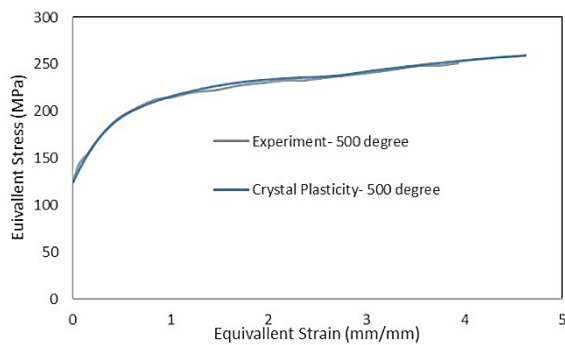
¹ Mass Scaling

² Adaptive Lagrangian-Eulerian Remeshing

تجربی، مطابقت خوبی دارند و این نشان‌دهنده صحت و دقت روش ارائه‌شده و انتخاب خوب پارامترهای سخت شدن است.



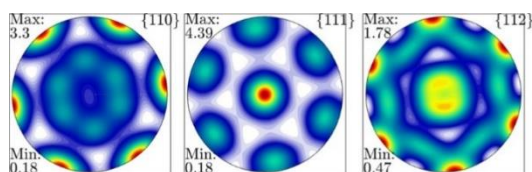
شکل ۴. مقایسه منحنی سیلان شبیه‌سازی با نتایج تجربی در دمای ۳۰۰ درجه سلسیوس



شکل ۵. مقایسه منحنی سیلان شبیه‌سازی با نتایج تجربی در دمای ۵۰۰ درجه سلسیوس

۳- نتایج و بحث

شکل‌های (۶)، (۷) و (۸) تصاویر قطبی حاصل از شبیه‌سازی را در دمای ۳۰۰ درجه سلسیوس در سه ناحیه مختلف نمونه یعنی سطح، یک‌سوم ضخامت و مرکز نمونه نشان می‌دهد. تفاوت بین این مناطق موردبررسی، ناشی از کرنش برشی حاصل از تنش اصطکاکی است.



شکل ۶. تصاویر قطبی شبیه‌سازی برای ناحیه سطحی در نمونه نوردشده در دمای ۳۰۰ درجه سلسیوس

کرد. این شناسه یک معادله اساسی ویسکوپلاستیک را در نظر می‌گیرد که تنش و کرنش را در حالت‌های ماکروسکوپی و میکروسکوپی به یکدیگر مرتبط می‌کند. برای محاسبه کرنش در مقیاس میکروسکوپی، این شناسه، هر دانه را به‌عنوان یک ناخالصی در یک محیط همگن فرض می‌کند و با روش‌های مختلف خطی‌سازی، سعی می‌کند تنش میکروسکوپی و کرنش این ناخالصی را به محیط همگن مرتبط کرده و نحوه انحراف تنش و کرنش میکروسکوپی از ماکروسکوپی را محاسبه کند.

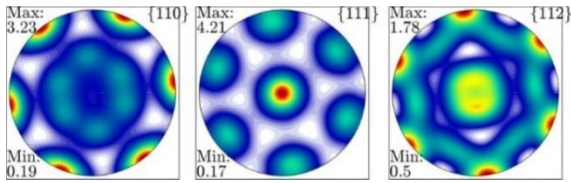
برای شبیه‌سازی حالت میکروسکوپی، ۵۰۰ دانه اولیه تصادفی فضایی برای شبیه‌سازی تکامل بافت کریستالی، استفاده شدند. به‌منظور بررسی تأثیر ریز شدن دانه بر تکامل بافت کریستالی، طرح‌های چرخش و تقسیم شدن دانه (Beyerlein et al., 2003) نیز در شناسه VPSC اعمال شدند. این طرح‌ها براساس مشاهده تجربی بر روی تغییرشکل شدید پلاستیکی به‌دست آمده‌اند. برای ارتباط دانه و محیط همگن و همچنین خطی‌سازی منحنی‌های سخت شدن، از فرمول ثانویه استفاده شد. هر دانه به‌عنوان تک‌کریستال BCC با خانواده لغزش $\langle 111 \rangle$ $\{110\}$ و $\langle 112 \rangle$ با تنش برشی بحرانی منتج‌شده^۱ (CRSS) ۲۰ مگاپاسکال، مدل شد. این مقدار و پارامترهای مورداستفاده در مدل سخت‌کننده Voce، با نتیجه آزمایش پیچش در بخش بعدی تأیید می‌شود. در مطالعه حاضر اثر سخت شدن نهفته، ناچیز فرض شد.

۲-۵- صحنه‌گذاری روش

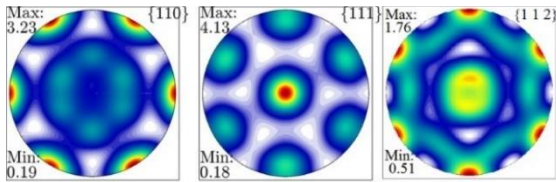
در هر شبیه‌سازی، اثبات این موضوع که می‌توان به نتایج به‌دست‌آمده اعتماد کرد و با نتایج تجربی سازگارند، اجتناب‌ناپذیر است. مقایسه شبیه‌سازی با نتایج تجربی، اطمینان می‌دهد که پارامترها و مدل‌های مورداستفاده در شبیه‌سازی، به‌درستی انتخاب شده‌اند.

در اینجا، اساس صحنه‌گذاری ما، انطباق منحنی تنش و کرنش به‌دست‌آمده از شبیه‌سازی با نتایج مشابه تجربی از آزمایش پیچش گرم در دو دمای ۳۰۰ و ۵۰۰ درجه سلسیوس است. شکل‌های (۴) و (۵)، منحنی سیلان در این دماها را برای شبیه‌سازی و نتایج تجربی نشان می‌دهند. همان‌طور که از این شکل‌ها مشخص است، منحنی‌های سیلان شبیه‌سازی‌شده و

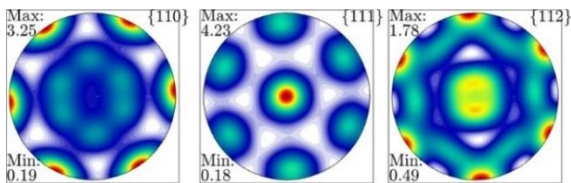
^۱ Critical Resolved Shear Stress



شکل ۹. تصاویر قطبی شبیه‌سازی برای ناحیه سطحی در نمونه نوردشده در دمای ۵۰۰ درجه سلسیوس



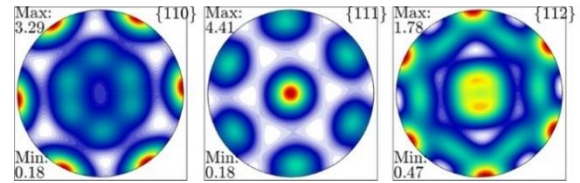
شکل ۱۰. تصاویر قطبی شبیه‌سازی برای یک‌سوم ضخامت در نمونه نوردشده در دمای ۵۰۰ درجه سلسیوس



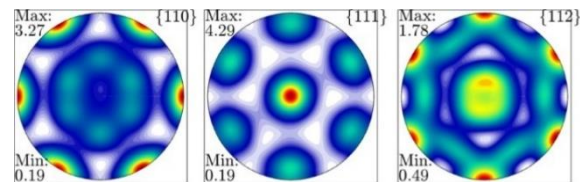
شکل ۱۱. تصاویر قطبی شبیه‌سازی برای ناحیه مرکزی در نمونه نوردشده در دمای ۵۰۰ درجه سلسیوس

این اجزای بافت کریستالی، با روش‌های تجربی نیز ایجاد شدند. شکل (۱۲) نتایج آنالیز EBSD را بر روی نمونه‌های نوردشده در دو دمای ۳۰۰ و ۵۰۰ درجه سلسیوس در سطح کرنش مشابه با شبیه‌سازی نشان می‌دهد. شباهت اجزای بافت کریستالی و شدت آن در نتایج تجربی با نتایج شبیه‌سازی، مجدداً شبیه‌سازی پلاستیسیته را تایید می‌کند.

مقایسه نتایج تجربی با نتایج شبیه‌سازی شده، نشان می‌دهد که شبیه‌سازی می‌تواند اجزای بافت کریستالی و شدت آن را با موفقیت پیش‌بینی کند که نشان‌دهنده صحت و کارایی روش ارائه شده فعلی برای پیش‌بینی توسعه بافت کریستالی پس از تغییر شکل پلاستیک است.



شکل ۷. تصاویر قطبی شبیه‌سازی برای یک‌سوم ضخامت در نمونه نوردشده در دمای ۳۰۰ درجه سلسیوس

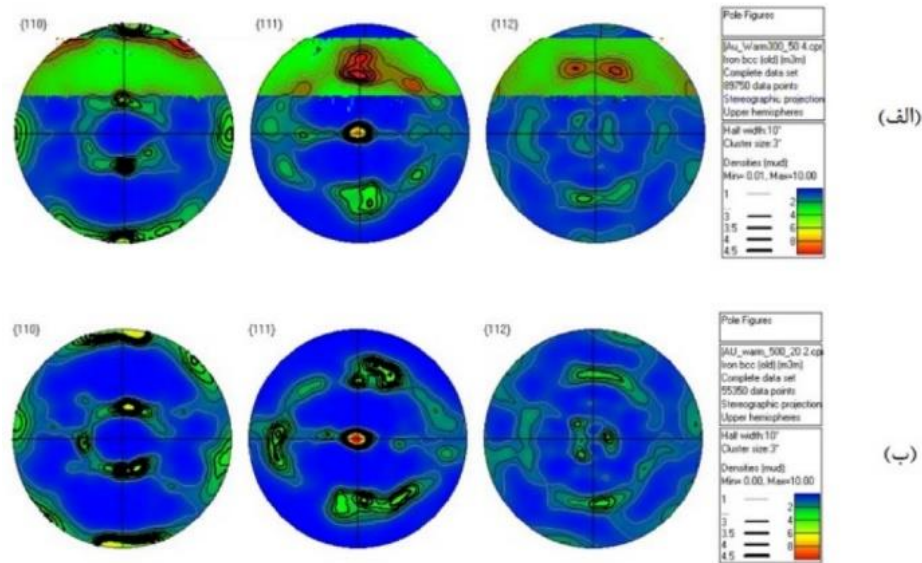


شکل ۸. تصاویر قطبی شبیه‌سازی برای ناحیه مرکزی در نمونه نوردشده در دمای ۳۰۰ درجه سلسیوس

همان‌طور که در شکل‌های (۶)، (۷) و (۸) قابل مشاهده است، اجزای بافت کریستالی و الیاف^۱ مشابهی در سه ناحیه ایجاد شده‌اند. الیاف مشاهده شده از این شبیه‌سازی $\langle RD \rangle \parallel ND$ و $\{111\}$ هستند که با نتایج کلاهی و همکاران (Kolahi et al., 2009) مطابقت دارند؛ با این حال، تفاوت قابل توجهی نیز در این شکل‌های قطبی مشاهده می‌شود که آن، چرخش اجزای بافت کریستالی در جهت ND نمونه است. این چرخش، متناسب با مقدار جزء برشی کرنش است و با افزایش جزء برشی تنسور کرنش، مقدار این چرخش در جهت پادساعت‌گرد، افزایش می‌یابد.

با تجزیه و تحلیل ریزساختار نمونه تغییر شکل یافته در دمای ۵۰۰ درجه سلسیوس، نتایج مشابهی نیز مشاهده شد. شکل‌های (۹)، (۱۰) و (۱۱) همان شکل‌های قطبی شبیه‌سازی شده را نشان می‌دهند. در این دما، اجزای بافت کریستالی، مشابه اجزا در دمای ۳۰۰ درجه سلسیوس پیش‌بینی شد. در اینجا، اجزای بافت کریستالی نیز با افزایش مقدار جزء برشی تنسور کرنش، در جهت پادساعت‌گرد می‌چرخند.

^۱ Fibres



شکل ۱۲. تصاویر قطبی به دست آمده با آنالیز EBSD روی نمونه‌های نورد گرم شده در دماهای (الف) ۳۰۰ و (ب) ۵۰۰ درجه سلسیوس

شبیه‌سازی شد. این روش شبیه‌سازی نشان می‌دهد که:

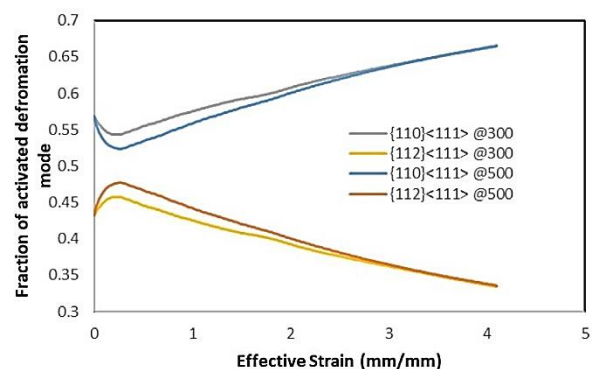
- (۱) اجزای بافت کریستالی و شدت آنها در نمونه نورد گرم را می‌توان به‌طور منطقی پیش‌بینی کرد.
- (۲) منحنی سیلان مواد را می‌توان به‌طور دقیق پیش‌بینی کرد.
- (۳) جزء برشی تنسور کرنش بر نحوه تشکیل بافت کریستالی تأثیر می‌گذارد.
- (۴) در این مطالعه، گرادیان تغییر شکل بر اساس شبیه‌سازی المان محدود، تخمین زده شد و بر این اساس، گرادیان بافت کریستالی پیش‌بینی شد. این تحقیق نشان داد که تنش اصطکاکی، اجزای بافت کریستالی را در جهت ND می‌چرخاند.
- (۵) آنالیز پلاستیسیته کریستالی، نسبت فعال‌سازی را برای دستگاه‌های مختلف لغزش ارائه کرد. این شبیه‌سازی نشان می‌دهد که نقش دستگاه لغزش ثانویه $\langle 111 \rangle$ $\{112\}$ در تغییر شکل و تکامل بافت کریستالی در دمای ۵۰۰ درجه سلسیوس، بیشتر نمایان است و این نشان می‌دهد که در این دما شاید ریزدانه شدن بیشتری انجام می‌شود.

۵- سپاسگزاری

نویسنده مقاله از حمایت‌های پژوهشگاه مواد و انرژی در راستای انجام این پژوهش سپاسگزاری می‌نماید.

شکل (۱۳) فعال‌سازی هر یک از دستگاه‌های لغزش را

در طول نورد گرم در دو دمای ۳۰۰ و ۵۰۰ درجه سلسیوس نشان می‌دهد. این شکل نشان می‌دهد که در تغییر شکل و تکامل بافت کریستالی در دمای ۵۰۰ درجه سلسیوس، نقش دستگاه لغزش ثانویه $\langle 111 \rangle$ $\{112\}$ ، بیشتر نمایان است. این موضوع در توانایی ریزدانه کردن ساختار در دو مسیر فرایند، تفاوت کمی را نشان می‌دهد و پیش‌بینی می‌شود که ریزدانه شدن در ۵۰۰ درجه سلسیوس بیشتر اتفاق می‌افتد؛ زیرا تغییر شکل در جهت‌های متنوع‌تری ایجاد می‌شود.



شکل ۱۳. نسبت دستگاه‌های لغزش فعال شده حین نورد گرم

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق، با استفاده از شبیه‌سازی المان محدود و ارتباط آن با تاریخچه تغییر شکل به دست آمده از شبیه‌سازی پلاستیسیته کریستالی، تغییرات ریزساختاری نورد گرم

16. Li, S., Beyerlein, I. J., Necker, C. T., Alexander, D. J., & Bourke, M. (2004). Heterogeneity of deformation texture in equal channel angular extrusion of copper. *Acta Materialia*, 52(16), 4859-4875. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2004.06.042>
17. Liu, D., Humphreys, A. O., Toroghinezhad, M. R., & Jonas, J. J. (2002). The deformation microstructure and recrystallization behavior of warm rolled steels. *ISIJ International*, 42(7), 751-759. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.751>
18. Narayanswamy, S., Reddy, S. R., Saha, R., & Bhattacharjee, P. P. (2019). Texture homogeneity and stability in severely warm-rolled and annealed ultrafine pearlite. *Materials Science and Technology (United Kingdom)*, 35(4), 437-447. <https://doi.org/10.1080/02670836.2019.1569746>
19. Roters, F., Eisenlohr, P., Hantcherli, L., Tjahjanto, D. D., Bieler, T. R., & Raabe, D. (2010). Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications. *Acta Materialia*, 58(4), 1152-1211. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2009.10.058>
20. Senuma, T., Yada, H., Shimizu, R., & Harase, J. (1990). Textures of low carbon and titanium bearing extra low carbon steel sheets hot rolled below their AR3 temperatures. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 38(12), 2673-2681. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(90\)90281-K](https://doi.org/10.1016/0956-7151(90)90281-K)
21. Thakur, S. K., Das, A. K., & Jha, B. K. (2022). Effect of Warm Rolling Process Parameters on Microstructure and Mechanical Properties of Structural Steels. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 75(6), 1509-1524. <https://doi.org/10.1007/s12666-021-02519-9>
22. Tomé, C. N., & Lebensohn, R. A. (2009). Manual for Code Visco-Plastic Self-Consistent (vpSC). Los Alamos National Laboratory, New Mexico, USA. https://public.lanl.gov/lebenso/VPSC7c_manual.pdf
23. Van Houtte, P., Li, S., Seefeldt, M., & Delannay, L. (2005). Deformation texture prediction: From the Taylor model to the advanced Lamel model. *International Journal of Plasticity*, 21(3), 589-624. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2004.04.011>
24. Zebarjadi Sar, M., Barella, S., Gruttadauria, A., Mombelli, D., & Mapelli, C. (2018). Impact of warm rolling process parameters on crystallographic textures, microstructure and mechanical properties of low-carbon boron-bearing steels. *Metals*, 8(11), 927. <https://doi.org/10.3390/met8110927>
1. Barnett, M. R., & Jonas, J. J. (1997a). Influence of ferrite rolling temperature on grain size and texture in annealed low C and IF steels. *ISIJ International*, 37(7), 706-714. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.37.706>
2. Barnett, M. R., & Jonas, J. J. (1997b). Influence of ferrite rolling temperature on microstructure and texture in deformed low C and IF steels. *ISIJ International*, 37(7), 697-705. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.37.697>
3. Beyerlein, I. J., Lebensohn, R. A., & Tomé, C. N. (2003). Modeling texture and microstructural evolution in the equal channel angular extrusion process. *Materials Science and Engineering: A*, 345(1-2), 122-138. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00457-4](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00457-4)
4. Engler, O., & Randle, V. (2009). Introduction to Texture Analysis: Macrotecture, Microtexture and Orientation Mapping, Second Edition. CRC press. <https://doi.org/10.1201/9781420063660>
5. Esling, C., Bechler-Ferry, E., & Bunge, H. J. (1982). Three-dimensional texture analysis after Bunge and Roe: correspondence between the respective mathematical techniques. *Texture, Stress, and Microstructure*, 5(2), 95-125. <https://doi.org/10.1155/TSM.5.95>
6. Haldar, A., & Ray, R. K. (2005). Microstructural and textural development in an extra low carbon steel during warm rolling. *Materials Science and Engineering: A*, 391(1-2), 402-407. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.09.014>
7. Hawkins, D. N., & Shuttleworth, A. A. (1979). The effect of warm rolling on the structure and properties of a low-carbon steel. *Journal of Mechanical Working Technology*, 2(4), 333-345. [https://doi.org/10.1016/0378-3804\(79\)90002-0](https://doi.org/10.1016/0378-3804(79)90002-0)
8. Hu, B., Tu, X., Luo, H., & Mao, X. (2020). Effect of warm rolling process on microstructures and tensile properties of 10 Mn steel. *Journal of Materials Science and Technology*, 47, 131-141. <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2019.12.026>
9. Kestens, L., & Jonas, J. J. (1997). Modelling texture change during the static recrystallization of a cold rolled and annealed ultra low carbon steel previously warm rolled in the ferrite region. *ISIJ International*, 37(8), 807-814. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.37.807>
10. Khajezade, A., Parsa, M. H., & Mirzadeh, H. (2016). Crystal plasticity analysis of texture evolution of pure aluminum during processing by a new severe plastic deformation technique. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47, 941-948. <https://doi.org/10.1007/s11661-015-3227-3>
11. Kocks, U. F., Tomé, C. N., & Wenk, H. R. (2000). *Texture and anisotropy: preferred orientations in polycrystals and their effect on materials properties*. Cambridge university press. [https://books.google.com/books?hl=en&lr=&id=vkyU9KZBTi0C&oi=fnd&pg=PR8&dq=11.%09Kocks,+U.+F.,+Tomé%20C.N.,+Wenk,+H.+R.,+\(2000\).+Texture+and+anisotropy:+preferred+orientations+in+polycrystals+and+their+effect+on+materials+properties.+Cambridge+university+press.+&ots=eProhBujz9&sig=c3H3VjMorzDOWCUws_vgnl_-b7k](https://books.google.com/books?hl=en&lr=&id=vkyU9KZBTi0C&oi=fnd&pg=PR8&dq=11.%09Kocks,+U.+F.,+Tomé%20C.N.,+Wenk,+H.+R.,+(2000).+Texture+and+anisotropy:+preferred+orientations+in+polycrystals+and+their+effect+on+materials+properties.+Cambridge+university+press.+&ots=eProhBujz9&sig=c3H3VjMorzDOWCUws_vgnl_-b7k)
12. Kolahi, A., Akbarzadeh, A., & Barnett, M. R. (2009). Electron back scattered diffraction (EBSD) characterization of warm rolled and accumulative roll bonding (ARB) processed ferrite. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(3), 1436-1444. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.03.064>
13. Korznikov, A. V., Safarov, I. M., Nazarov, A. A., & Valiev, R. Z. (1996). High strength state in low carbon steel with submicron fibrous structure. *Materials Science and Engineering: A*, 206(1), 39-44. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(95\)09981-6](https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09981-6)
14. Kowalczyk-Gajewska, K., Sztwiertnia, K., Kawałko, J., Wierzbowski, K., Wronski, M., Frydrych, K., Stupkiewicz, S., & Petryk, H. (2015). Texture evolution in titanium on complex deformation paths: Experiment and modelling. *Materials Science and Engineering: A*, 637, 251-263. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.040>
15. Lebensohn, R. A., & Tomé, C. N. (1993). A self-consistent anisotropic approach for the simulation of plastic deformation and texture development of polycrystals: Application to zirconium alloys. *Acta Metallurgica Et Materialia*, 41(9), 2611-2624. [https://doi.org/10.1016/0956-7151\(93\)90130-K](https://doi.org/10.1016/0956-7151(93)90130-K)