Journal of Metallurgical and Materials Engineering, 37, 3. 2026. (81-100)

Ferdowsi University of Mashhad

Journal of Metallurgical and Materials Engineering

https://jmme.um.ac.ir

Iron&Steel Society of Iran

Investigation of Recrystallization Kinetics, Microstructural Evolution, and Mechanical Properties of Twin-Roll Cast AA8011 Aluminum Alloy Sheet during Annealing

Research Article

Mohamad Talebi [1], Ali Reza Eivani [2], Saeed Shabestari [3]

10.22067/jmme.2026.98139.1247

Abstract

Aluminum alloy sheets produced by twin-roll casting was investigated. The sheets were cold rolled to 43% thickness reduction and annealed at temperatures ranging from 300 to 600 °C. Eddy current testing was employed as a non-destructive technique to monitor recovery and recrystallization processes. The results showed that increasing annealing temperature accelerated recrystallization, improved microstructural homogeneity, and promoted a more uniform distribution of Al–Fe–Si intermetallic particles. Kinetic analysis based on the JMAK model confirmed an increase in the Avrami exponent and nucleation rate at higher temperatures. Annealing at 600 °C produced a more homogeneous microstructure with equiaxed grains, finer intermetallic particles, and enhanced ductility, making it the optimum annealing condition for the investigated alloy.

Keywords: AA8011 Aluminum Alloy, Annealing, Al–Fe–Si Intermetallics, Cold Rolling, Eddy Current Testing, Twin-Roll Casting, JMAK Model, Recrystallization

1- Introduction

Twin-roll casting (TRC) is an advanced manufacturing process for aluminum sheet production that combines solidification and rolling into a single step. Compared with conventional direct-chill casting followed by hot rolling, this technology significantly reduces energy consumption, production costs, equipment requirements, and processing time. AA8011 aluminum alloy is widely used in packaging and foil industries because of its excellent formability, corrosion resistance, and low density. After cold rolling, the alloy develops elongated grains and a high dislocation density, providing the stored energy required for recovery and recrystallization processes. The present study aims to investigate the effects of annealing temperature on microstructural evolution, recrystallization kinetics, intermetallic particle distribution, and mechanical properties of twin-roll cast AA8011 alloy. In addition, the capability of eddy current testing as a non-destructive technique for monitoring microstructural changes was evaluated [1-6].

2- Experimental Procedure

AA8011 aluminum alloy sheets with the chemical composition given in Table) I (were produced by twin-roll casting and subsequently cold rolled to a final thickness of 4.5 mm, corresponding to a 43% thickness reduction. The samples were annealed at temperatures between 300 and 600 °C for various holding times. Tensile tests were conducted according to ASTM E8, and Vickers microhardness measurements were used to evaluate the recrystallized volume fraction. Microstructural characterization was performed using polarized optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), and energy-dispersive spectroscopy (EDS). Grain size and intermetallic particle distributions were quantified using ImageJ software. In addition, eddy current testing was employed as a non-destructive technique to monitor recovery and recrystallization processes during annealing [7].

Table 1. Chemical Composition of the Continuously Cast AA8011 Aluminum Alloy (wt.%)

Element	8011 Alloy (Used)	Standard [8]
Al	Balance	Balance
Si	0.722	0.4–0.8
Fe	0.933	0.6–1.0
Cu	0.001	0–0.1
Mn	0.005	0–0.1
Mg	0.005	0–0.1
Zn	0.007	0–0.1
Ti	0.025	0–0.05
Cr	0.001	0–0.1

* Manuscript received March 12, 2026, Revised May 09, 2026, Accepted June 17, 2026.

[1] Ph.D. in Materials and Metallurgical Engineering, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

[2] Corresponding Author: Associate Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.**Email**: aeivani@iust.ac.ir

[3] Professor, School of Metallurgy and Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.

3- Results and Discussion

3.1. Effect of Annealing Temperature on Recrystallization Kinetics and Microstructural Evolution of AA8011

As shown in Fig. 1. and 2, increasing the annealing temperature accelerated the recrystallization process in the AA8011 alloy. The first recrystallized grains appeared at approximately 400 °C, indicating the onset of recrystallization. Further increasing the temperature to 550 and 600 °C resulted in a higher recrystallized volume fraction and the formation of a more homogeneous equiaxed grain structure. Comparison of the microstructures annealed at 400 and 600 °C for different holding times revealed that the recrystallization start time decreased from about 30 min to approximately 4 min, while recrystallization was nearly completed after about 40 min at all investigated temperatures. These results indicate that annealing at 600 °C provides the optimum condition for achieving a uniform microstructure in the AA8011 alloy [9], [10].

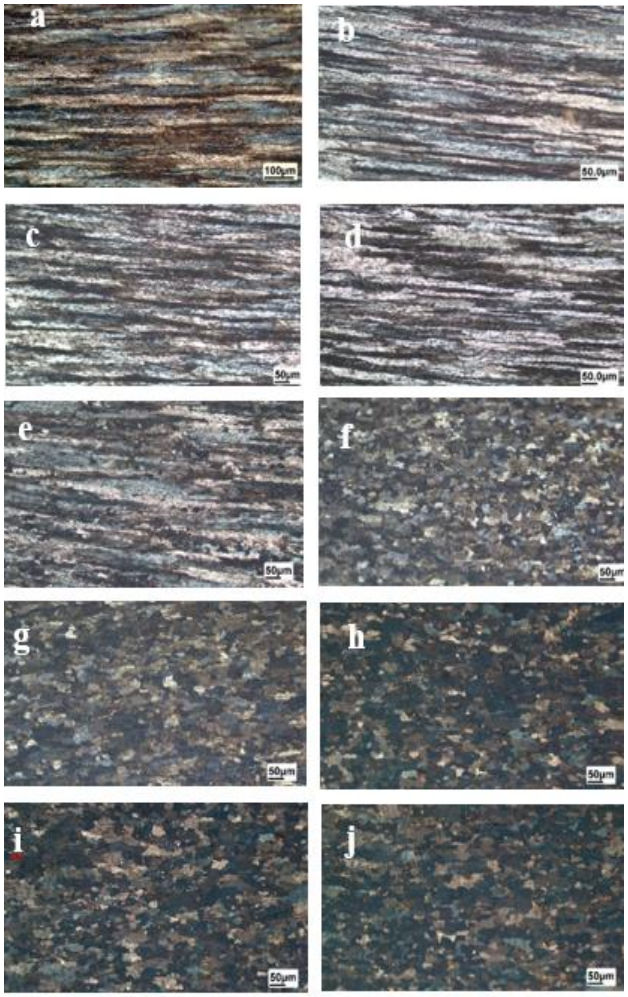


Fig 1. Microstructures of the cold-rolled AA8011 alloy sheet (4.5 mm thickness) annealed at 400 °C for different holding times: (a) 1, (b) 5, (c) 10, (d) 15, (e) 30, (f) 40, (g) 60, (h) 120, (i) 180, and (j) 360 min.

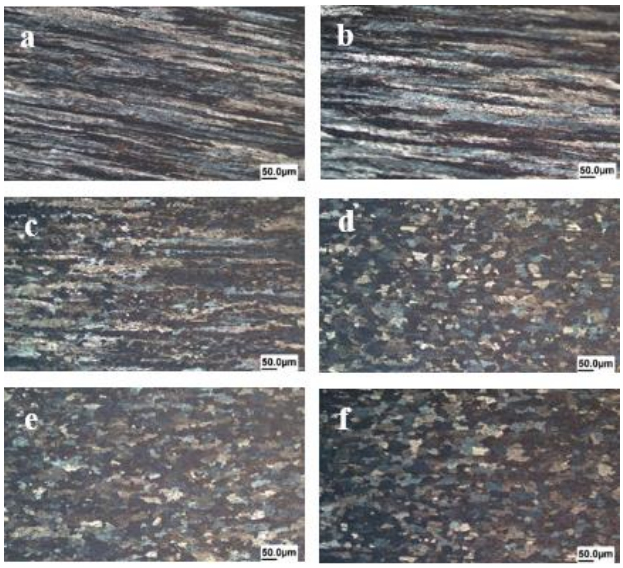


Fig 2. Macrostructure of the cold-rolled AA8011 alloy sheet with a thickness of 4.5 mm annealed at 600 °C for different holding times: (a) 1 min, (b) 3 min, (c) 4 min, (d) 8 min, (e) 15 min, and (f) 30 min.

3.2. Recrystallization Kinetics and Mechanical

Fig. 3. illustrates the variation of the recrystallized fraction as a function of annealing time at temperatures between 450 and 600 °C. The obtained sigmoidal (S-shaped) curves are characteristic of static recrystallization and exhibit an incubation period before the onset of recrystallization. Increasing the annealing temperature reduced the recrystallization start time and accelerated the overall recrystallization process [11]. The recrystallization kinetics were analyzed using the JMAK model. The results showed that the Avrami exponent (n) increased with annealing temperature and ranged between 1 and 2, indicating restricted grain growth and a limited contribution of continuous nucleation. These findings are consistent with previous studies on aluminum alloys and suggest that the higher n value at 600 °C is associated with enhanced nucleation activity, faster grain growth, and a more homogeneous microstructure [11], [12].

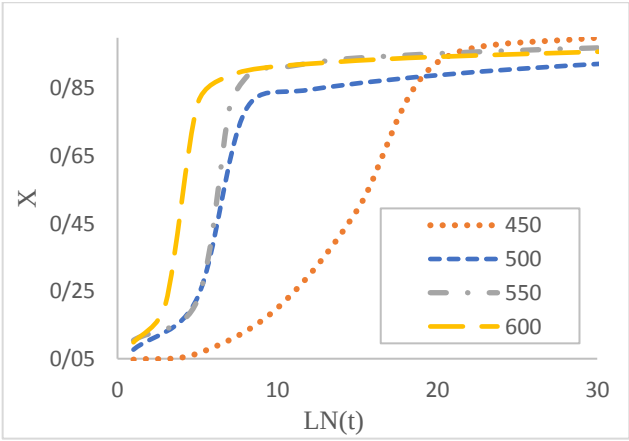


Fig 3. Recrystallized fraction as a function of annealing time for the 43% cold-rolled AA8011 alloy sheet with a thickness of 4.5 mm, annealed at different temperatures.

Anisotropy was evaluated based on the measured stress and strain values obtained at different annealing temperatures. The anisotropy index was calculated using Equation (1), and the corresponding results are presented in TABLE Ⅱ. The results indicate that increasing the annealing temperature reduced the anisotropy index, with the minimum value obtained at **600 °C**. This behavior reflects the weakening of the rolling texture, completion of recrystallization, and the development of a more homogeneous microstructure at higher annealing temperatures [13]. Although a reduction in strength was observed at 600 °C due to grain growth and the decrease in dislocation density, the resulting microstructure exhibited the highest degree of uniformity. Complete recrystallization, a more homogeneous grain distribution, and improved dispersion of intermetallic particles contributed to the reduction of anisotropy and enhanced deformation behavior. Therefore, despite the slight decrease in strength, increasing the annealing temperature improved the ductility and formability of the AA8011 alloy.

$$IPA = (2X_{max} - X_{mid} - X_{min})/ (2X_{max}) \quad (1)$$

Table 2. Variation of Anisotropy Indices of 8011 Aluminum Alloy Sheet with Temperature

Temperature (°C)	Tensile Strength Anisotropy Index (%)	Elongation Anisotropy Index (%)
400	6.9	12.7
450	4.0	10.1
500	4.0	7.5
550	3.4	5.9
600	3.0	3.3

4- Conclusion

Annealing temperature has a significant influence on the microstructural evolution and mechanical behavior of twin-roll cast AA8011 aluminum alloy. Recrystallization initiated at approximately 400 °C and became substantially faster with increasing temperature. Annealing at 600 °C produced a more homogeneous microstructure characterized by equiaxed grains and a refined distribution of Al–Fe–Si intermetallic particles. Although a slight reduction in strength was observed, ductility improved considerably due to the completion of recrystallization and the reduction of microstructural heterogeneities. The JMAK analysis, microstructural characterization, and eddy current measurements consistently indicated that 600 °C provides the optimum annealing condition for achieving a favorable balance between microstructure and mechanical properties in AA8011 alloy.

5- Reference

[1] M. Aghaie-Khafri, "Formability of AA8011 aluminum alloy sheet in homogenized and unhomogenized conditions," *Journal of Materials Science*, vol. 39, no. 21, pp. 6467–6472, 2004. [Online]. Available: https://doi.org/10.1023/B:JMSC.0000044884.25589.9b

[2] Y. Birol, "Response to annealing treatment of a twin-roll cast thin Al–Fe–Mn–Si strip," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 209, no. 1, pp. 506–510, 2009. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.02.018

[3] M. Cieslar, M. Slámová, M. Hájek, and J. Veselý, "Effect of thermomechanical pretreatment on mechanical properties of modified Al–Mn–Fe–Si based alloys," *Materials Science Forum*, vols. 567–568, pp. 325–328, 2008. [Online]. Available: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.567-568.325

[4] F. J. Humphreys and M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2nd ed. Amsterdam, The Netherlands: Elsevier, 2004. [Online].

[5] L. Zhang, J. Gao, L. N. W. Damoah, and D. G. C. Robertson, "Removal of iron from aluminum: A review," *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*, vol. 33, no. 2, pp. 99–157, 2012. [Online]. Available: https://doi.org/10.1080/08827508.2010.542211

[6] P. J. Shull, *Nondestructive Evaluation: Theory, Techniques, and Applications*. New York, NY, USA: Marcel Dekker, 2002. [Online].

[7] P. N. Kalu and D. R. Waryoba, "A JMAK-microhardness model for quantifying the kinetics of restoration mechanisms in inhomogeneous microstructure," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 464, nos. 1–2, pp. 68–75, 2007. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.01.124

[8] *Aluminium and Aluminium Alloys—Chemical Composition and Form of Wrought Products—Part 3: Chemical Composition and Form of Products*, DIN EN 573-3, 2009. [Online].

[9] P. G. Shewmon, *Phase Transformations in Metals*. New York, NY, USA: McGraw-Hill, 1969. [Online].

[10] Y. Zeng, D. Song, and Y. Yang, "Influence of heating rate on the recrystallization temperature of Al–Mg alloy," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 22, pp. 2206–2211, 2023. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.044

[11] M. P. Anderson, D. J. Srolovitz, G. S. Grest, and P. S. Sahni, "Computer simulation of grain growth—I. Kinetics," *Acta Metallurgica*, vol. 32, no. 5, pp. 783–791, 1984. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90151-2

[12] Y. B. Chun, S. L. Semiatin, and S. K. Hwang, "Monte Carlo modeling of microstructure evolution during the static recrystallization of cold-rolled, commercial-purity titanium," *Acta Materialia*, vol. 54, no. 14, pp.

3673–3689, 2006. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.04.014

[13] M. J. Sablik, "Modeling the effect of grain size and dislocation density on hysteretic magnetic properties in steels," *Journal of Applied Physics*, vol. 89, no. 10, pp. 5610–5613, 2001. [Online]. Available: https://doi.org/10.1063/1.1359167

[14] C. Shi, X. Mao, and K. Shen, "Effect of annealing temperature on microstructure, texture and earing of 8011 cold rolled sheet," *Journal of Physics: Conference Series*, vol. 1802, no. 2, p. 022045, 2021. [Online]. Available: https://doi.org/10.1088/1742-6596/1802/2/022045

مهندسی متالورژی و مواد، ۳۷، ۳، ۱۴۰۵. (۱۰۰-۸۱)

مهندسی متالورژی و مواد

https://jmme.um.ac.ir/

انجمن آهن و فولاد ایران

بررسی سینتیک تبلورمجدد، تکامل ریزساختار و خواص مکانیکی ورق آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ تولیدشده به روش ریخته‌گری دوغلتکی در فرایند آنیل*

مقاله پژوهشی

محمد طالبی[۱] علیرضا ایوانی[۲] سعید شبستری[۳]

DOI: 10.22067/jmme.2026.98139.1247

چکیده *در این پژوهش، اثر عملیات آنیل بر ریزساختار و خواص مکانیکی ورق نورد سرد آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ تولیدشده به روش ریخته‌گری دوغلتکی بررسی شد. پس از نورد سرد با کاهش سطح مقطع ۴۳٪، نمونه‌ها در محدوده دمایی ۳۰۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد آنیل شدند. به منظور پایش غیر مخرب فرایندهای بازیابی و تبلور مجدد، از آزمایش جریان گردابی نیز استفاده شد. نتایج نشان داد دمای آنیل نقش کلیدی در تکامل ریزساختار، اندازه دانه و توزیع ذرات بین‌فلزی (آلومینیوم ـ آهن ـ سیلیسیم) دارد. تحلیل سینتیکی با مدل JMAK (Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov) بیانگر افزایش توان آورامی و تسریع جوانه‌زنی با افزایش دما بود، به طوری که در ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد ساختاری یکنواخت با دانه‌های ریزتر و ذرات کروی‌تر حاصل شد. این تغییرات با بهبودخواص مکانیکی همراه بود و دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به عنوان دمای بهینه آنیل معرفی گردید.*

واژه‌های کلیدی آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱، آنیل، تبلور مجدد، مدل JMAK، جریان گردابی، ریزساختار.

Investigation of Recrystallization Kinetics, Microstructural Evolution, and Mechanical Properties of Twin-Roll Cast AA8011 Aluminum Alloy Sheet during Annealing

Mohamad Talebi Ali Reza Eivani Saeed Shabestari

Abstract *In this study, the effect of annealing treatment on the microstructure and mechanical properties of cold-rolled AA8011 aluminum alloy sheets produced by twin-roll casting was investigated. After cold rolling with a 43% reduction in thickness, the samples were annealed at temperatures ranging from 300 to 600 °C. An eddy current test was employed as a non-destructive method to monitor recovery and recrystallization processes. The results showed that annealing temperature plays a key role in the evolution of microstructure, grain size, and distribution of intermetallic particles. Kinetic analysis based on the JMAK model indicated that the Avrami exponent increases with temperature, leading to accelerated nucleation. At 600 °C, a more uniform microstructure with finer grains and more spherical intermetallic particles was obtained. These changes were accompanied by improved mechanical properties, and 600 °C was identified as the optimum annealing temperature.*

Keywords AA8011 aluminum alloy, Annealing, Recrystallization, JMAK model, Eddy current, Microstructure.

* تاریخ دریافت مقاله ۱۴۰۴/۱۲/۲۱و تاریخ اصلاح مقاله ۱۴۰۵/۲/۱۶ تاریخ پذیرش آن ۱۴۰۵/۳/۲۷ می‌باشد.

(۱) دکترای مهندسی مواد و متالورژی، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

(۲) نویسنده مسئول: دانشیار، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

Email: aeivani@iust.ac.ir

(۳) استاد، دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران، تهران، ایران.

مقدمه

فرایند ریخته‌گری دوغلتکی (TRC) یکی از روش‌های پیشرفته تولید ورق‌های نازک آلومینیومی است که با تلفیق مراحل ریخته‌گری و نورد، امکان حذف نورد گرم را فراهم می‌کند. این فناوری علاوه بر کاهش هزینه تجهیزات، مصرف انرژی و فضای مورد نیاز، کنترل بهتری بر ریزساختار و خواص مکانیکی محصول ایجاد می‌کند و امکان تولید مستقیم ورق‌هایی با ضخامت حدود ۱۰ میلی‌متر از مذاب را فراهم می‌سازد [1,2]. آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ به دلیل وزن کم، مقاومت مناسب به خوردگی، شکل‌پذیری بالا و خواص مکانیکی مطلوب، کاربرد گسترده‌ای در صنایع بسته‌بندی و تولید ورق دارد. این آلیاژ از نوع عملیات حرارتی‌ناپذیر است و استحکام آن عمدتا از حضور ذرات ریز و پراکنده بین‌فلزی حاصل می‌شود. با این حال، نورد سرد موجب ایجاد ساختار فیبری کشیده و ذخیره انرژی ناشی از تغییر شکل پلاستیک در زمینه می‌شود که بر رفتار مکانیکی آلیاژ تأثیرگذار است [1-3].

عملیات آنیل نقش مهمی در آزادسازی انرژی ذخیره‌شده، بازیابی ریزساختار و آغاز تبلور مجدد دارد. دما و زمان آنیل بر نرخ جوانه‌زنی، رشد دانه‌ها و سینتیک تبلور مجدد تأثیر مستقیم دارد و افزایش دما معمولا موجب تسریع تبلور مجدد و یکنواخت‌تر شدن ساختار می‌شود [4]. در آلیاژهای Al–Fe–Si، به دلیل حلالیت بسیار کم آهن در آلومینیوم، فازهای بین‌فلزی غنی از آهن تشکیل می‌شوند. فاز α معمولا اثر منفی کمی بر خواص مکانیکی دارد، در حالی که فاز β با مورفولوژی صفحه‌ای و شکننده می‌تواند موجب تمرکز تنش و کاهش شکل‌پذیری شود. از این رو کنترل اندازه، مورفولوژی و توزیع این ذرات برای بهبود عملکرد مکانیکی ورق‌های نوردشده اهمیت زیادی دارد [5].

در سال‌های اخیر، آزمون جریان گردابی به عنوان یک روش غیر مخرب و حساس به تغییرات ریزساختاری مورد توجه قرار گرفته است. این روش قادر است تغییرات ناشی از بازیابی و تبلور مجدد را از طریق اندازه‌گیری تغییرات خواص الکترومغناطیسی ماده پایش کند و به عنوان ابزاری سریع و کم‌هزینه برای ارزیابی آلیاژهای آلومینیوم مورد استفاده قرار گیرد [6].

هدف این پژوهش بررسی اثر دما و زمان آنیل بر ریزساختار، توزیع ذرات بین‌فلزی و خواص مکانیکی ورق نورد سرد آلیاژ ۸۰۱۱ تولیدشده به روش ریخته‌گری دوغلتکی است. همچنین سینتیک تبلور مجدد با استفاده از مدل JMAK تحلیل شده و قابلیت آزمون جریان گردابی در پایش فرایندهای بازیابی و تبلور مجدد مورد ارزیابی قرار گرفته است. نتایج این پژوهش می‌تواند در بهینه‌سازی شرایط آنیل و فرایندهای صنعتی تولید ورق‌های آلومینیومی مورد استفاده قرار گیرد.

روش تحقیق

در این پژوهش، به منظور بررسی نقش عملیات آنیل بر تکامل اندازه دانه و رفتار تبلور مجدد در ورق آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ با ضخامت ۴٫۵ میلی‌متر، از ورق‌های تولیدشده به روش ریخته‌گری دوغلتکی استفاده شد. ترکیب شیمیایی آلیاژ با استفاده از روش طیف‌سنجی نشری جرقه‌ای (Spark Emission Spectroscopy (SES)) توسط دستگاه ARL2460 تعیین گردید. ترکیب شیمیایی اندازه‌گیری‌شده در جدول (۱) در مقایسه با ترکیب استاندارد آلیاژ ۸۰۱۱ ارائه شده است.

با توجه به شروع فرایند تبلور مجدد تنظیم شد. عملیات آنیل در کوره مقاومت الکتریکی با میزان خطای ۵ درجه سانتی‌گراد انجام شد و پس از رسیدن کوره به دمای مورد نظر، نمونه‌ها در زمان‌های مشخص آنیل به منظور تبلور مجدد در کوره قرار داده شدند. به منظور جلوگیری از تغییرات ریزساختاری، نمونه‌ها بلافاصله پس از خروج از کوره در آب سرد شدند. برای هر دما، تعداد ۷ تا ۱۰ نمونه آنیل جزئی تهیه شد تا امکان رسم منحنی‌های Sشکل تغییرات سختی و بررسی پیشرفت تبلور مجدد با زمان فراهم گردد. خواص مکانیکی نمونه‌ها در حالت، نوردشده و آنیل‌شده با انجام آزمایش کشش تک‌محوره مورد بررسی قرار گرفت. نمونه‌های کشش مطابق با استاندارد ASTM E8 برای هر شرایط برابر سه نمونه تهیه‌شده و آزمایش‌ها با استفاده از دستگاه کشش MTS مدل M20، با سرعت کشش ۱۰ میلی‌متر بر دقیقه و در دمای محیط انجام شدند که میانگین نتایج در نظر گرفته شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ ۸۰۱۱ ریخته‌گری‌شده پیوسته

عنصر (wt%)	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr
آلیاژ ۸۰۱۱ مورد استفاده	باقی‌مانده	۰/۷۲۲	۰/۹۳۳	۰/۰۰۱	۰/۰۰۵	۰/۰۰۵	۰/۰۰۷	۰/۰۲۵	۰/۰۰۱
استاندارد [7]	باقی‌مانده	۰/۰–۴/۸	۰/۱–۶	۰–۰/۱	۰–۰/۱	۰–۰/۱	۰–۰/۱	۰–۰/۰۵	۰–۰/۱

ضخامت نمونه پس از ریخته‌گری از ۸ میلی‌متر به ۴/۵ میلی‌متر کاهش یافت که معادل ۴۳ درصد کاهش سطح مقطع است. به منظور بررسی اثر دما و زمان آنیل بر سینتیک تبلور مجدد، نمونه‌های نورد شده با ضخامت ۴/۵ میلی‌متر در محدوده دمایی ۳۰۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد با فواصل دمایی ۵۰ درجه سانتیگراد و در بازه زمانی ۱ تا ۵۴۰ دقیقه تحت عملیات آنیل قرار گرفتند. زمان آنیل در هر دما

به منظور تعیین کسر حجمی تبلور مجدد یافته (X)، آزمایش سختی‌سنجی میکرو ویکرز توسط دستگاه سختی‌سنج مدل MH1 با نیروی ۱۰۰ گرم و زمان اعمال نیروی ۱۵ ثانیه انجام شد. سختی نمونه‌ها در سه حالت نورد سرد (H_0)، آنیل جزئی (H) و آنیل کامل (Hf) اندازه‌گیری گردید. در واقع منظور از H_0 بیشترین سختی، Hf کمترین سختی و H سختی اندازه گیری شده در دمای مورد نظر است. از نمونه‌های آنیل جزئی در دماها و زمان‌های مختلف انتخاب شدند، به‌گونه‌ای که مراحل مختلف پیشرفت تبلور مجدد از آغاز تا تکمیل آن قابل بررسی باشد. در واقع، در حالت آنیل جزئی، بخشی از ساختار دچار تبلور مجدد شده و بخشی دیگر همچنان تغییر شکل‌یافته باقی می‌ماند، در حالی‌که در آنیل کامل، ساختار به طور کامل تبلور مجدد یافته و به حالت تعادلی نزدیک می‌شود.برای هر نمونه، سختی در سه نقطه تصادفی اندازه‌گیری و میانگین مقادیر به منظور محاسبه کسر تبلور مجدد یافته بر اساس رابطه (۱) مورد استفاده قرار گرفت [8].

$$X = (H0 - H) / (H0 - Hf) \qquad (۱)$$

بررسی ریزساختار نمونه‌ها در مقطع طولی و موازی جهت نورد انجام شد. نمونه‌ها پس از سنباده‌زنی (از ۱۲۰ تا ۳۰۰۰) و پولیش مکانیکی با ذرات MgO به اندازه ۰,۳ میکرومتر، به وسیله محلول بارکر (۵ میلی‌لیتر اسید فلوروبوریک ۴۰ درصد و ۲۰۰ میلی‌لیتر آب مقطر) در ولتاژ ۲۰ ولت و مدت ۱۲۰ ثانیه الکترو اچ شدند. مطالعات ریزساختاری با استفاده از میکروسکوپ نوری HUVITZ تحت نور پلاریزه انجام گرفت. همچنین توزیع و مورفولوژی ذرات بین‌فلزی توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و ترکیب شیمیایی آن‌ها با آنالیز EDS بررسی شد. اندازه دانه، کسر حجمی و توزیع ذرات بین‌فلزی نیز با نرم‌افزار ImageJاندازه‌گیری شد و میانگین نتایج گزارش گردید.

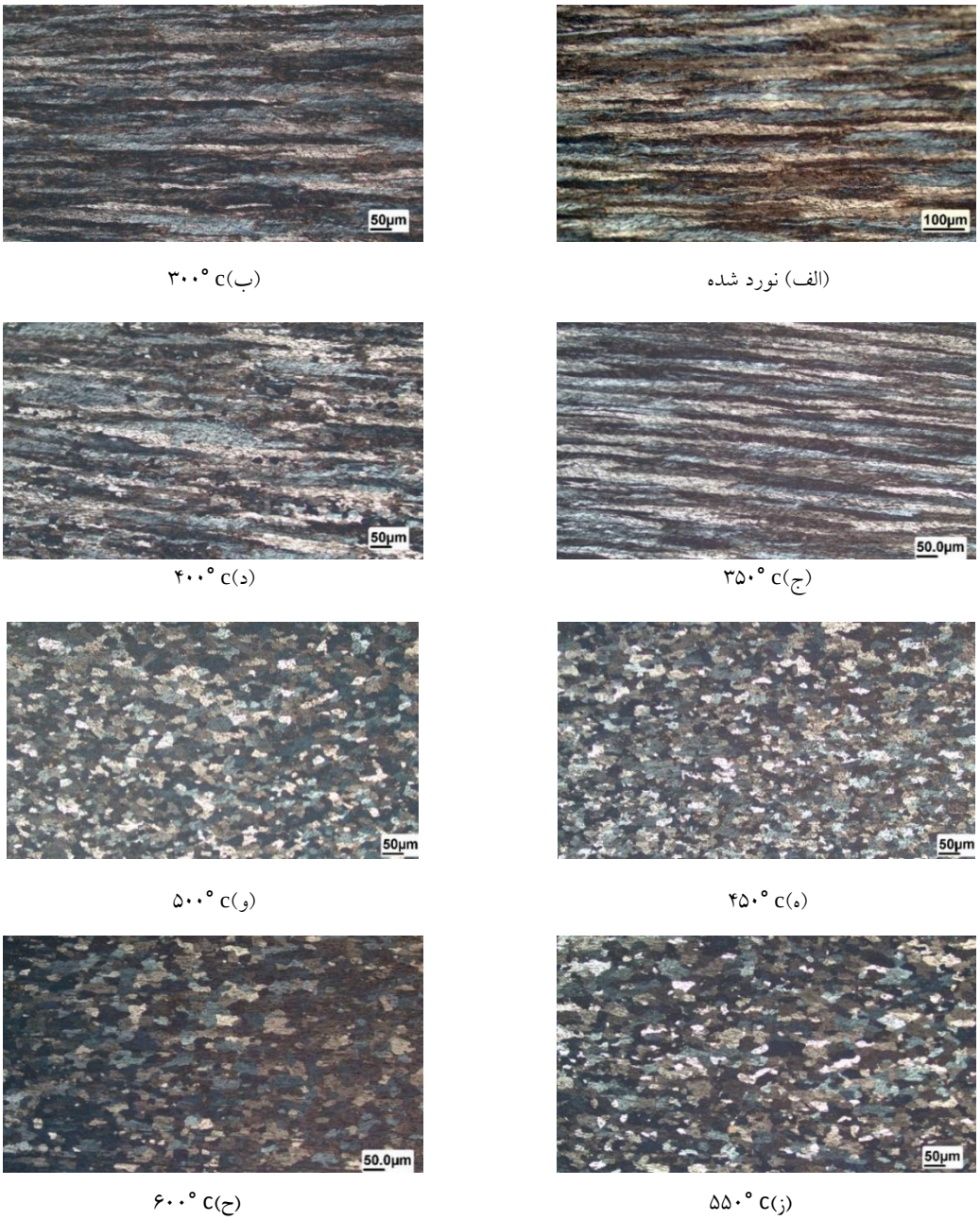
آزمون غیر مخرب جریان گردابی با دستگاه PMGG 413 در محدوده فرکانسی ۱ تا ۱۰ کیلوهرتز و با ولتاژ ورودی ثابت انجام شد. سیگنال خروجی توسط اسیلوسکوپ دیجیتال ثبت و فرکانس دارای بیشترین تفکیک‌پذیری به عنوان فرکانس بهینه انتخاب گردید. برای افزایش دقت اندازه‌گیری، ابتدا امپدانس کویل در حالت بدون نمونه به عنوان امپدانس مرجع (Z_0) تعیین شد و سپس امپدانس نرمال‌شده هر نمونه از نسبت امپدانس نمونه به Z_0 محاسبه گردید.

نتایج و بحث

شکل (۱) درشت ساختار ورق نورد سردشده آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ با ضخامت ۴/۵ میلی‌متر را در حالت بدون عملیات آنیل و پس از آنیل در دماهای ۳۰۰، ۳۵۰، ۴۰۰، ۴۵۰، ۵۰۰، ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۳۰ دقیقه نشان می‌دهد. بررسی تغییرات استحکام و سختی نشان داد که دمای آنیل تأثیر قابل توجهی بر تکامل ریزساختار ورق نورد سرد آلیاژ ۸۰۱۱ دارد. پس از نورد سرد با کاهش سطح مقطع ۴۳ درصد، ساختار آلیاژ به صورت دانه‌های کشیده در راستای نورد مشاهده شد. در دماهای ۳۰۰ و ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد تنها فرایند بازیابی رخ داد و با وجود کاهش بخشی از نابه‌جایی‌ها و آزاد شدن انرژی ذخیره‌شده، نشانه‌ای از تبلور مجدد مشاهده نشد.

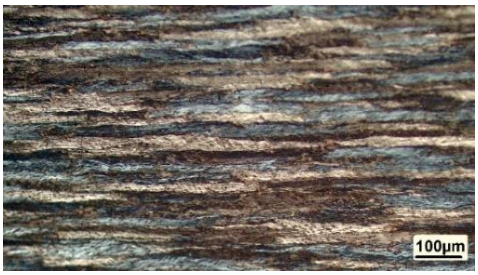
با افزایش دمای آنیل، نیروی محرکه لازم برای بازیابی و تبلور مجدد افزایش یافت و در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد نخستین دانه‌های تبلور مجدد یافته ظاهر شدند. با این حال، در این دما ساختار هنوز کاملا یکنواخت نیست و بخش‌هایی از دانه‌های تغییر شکل یافته باقی ماندند. افزایش دما تا ۵۵۰ و ۶۰۰

درجه سانتی‌گراد موجب افزایش کسر حجمی تبلور مجدد، تشکیل دانه‌های هم‌محور و یکنواخت‌تر شدن ریزساختار شد؛ به طوری که دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد را می‌توان به عنوان دمای بهینه آنیل در زمان نگه‌داری ۳۰ دقیقه در نظر گرفت. بررسی اثر زمان آنیل در دماهای ۴۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داد که تبلور مجدد در دماهای کمتر از ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد حتی پس از زمان‌های طولانی آغاز نمی‌شود. با افزایش دمای آنیل از ۴۰۰ به ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، زمان شروع تبلور مجدد از حدود ۳۰ دقیقه به حدود ۴ دقیقه کاهش یافت (شکل ۲ و ۳)، در حالی که فرایند در تمامی دماهای بررسی‌شده پس از حدود ۴۰ دقیقه تقریبا کامل شد. این رفتار نشان می‌دهد که افزایش دما با فراهم کردن نیروی محرکه بیشتر، موجب تسریع تبلور مجدد و ایجاد ساختاری یکنواخت‌تر می‌شود [9,10].



(الف) نورد شده
۳۰۰° c(ب)
۳۵۰° c(ج)
۴۰۰° c(د)
۴۵۰° c(ه)
۵۰۰° c(و)
۵۵۰° c(ز)
۶۰۰° c(ح)

شکل ۱ درشت ساختار ورق نوردشده آلیاژ ۸۰۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلی‌متر در دماهای مختلف به مدت ۳۰ دقیقه: الف) نوردشده، ب) ۳۰۰°c، ج) ۳۵۰°c، د) ۴۰۰°c، ه) ۴۵۰°c، و) ۵۰۰°c، ز) ۵۵۰°c ح) ۶۰۰°c



(الف) ۱ دقیقه



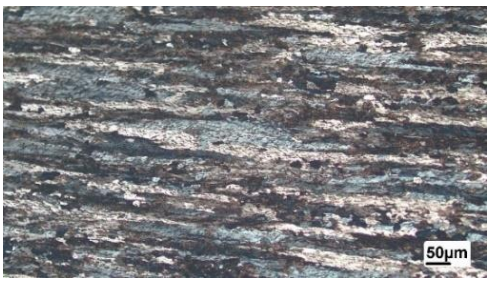
(ب) ۵ دقیقه



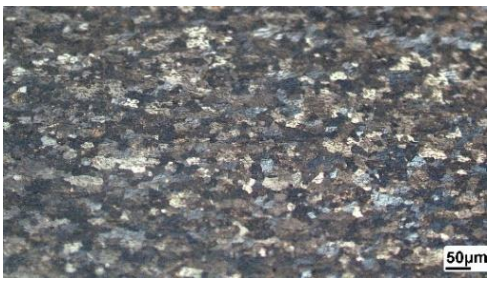
(ج) ۱۰ دقیقه



(د) ۱۵ دقیقه



(ه) ۳۰ دقیقه



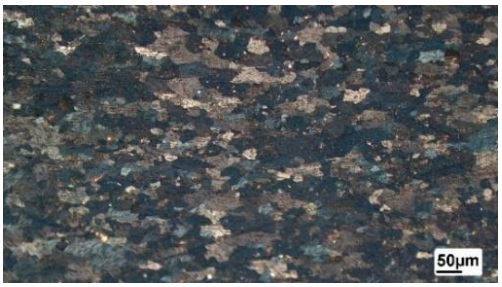
(و) ۴۰ دقیقه



(ز) ۶۰ دقیقه



(ح) ۱۲۰ دقیقه

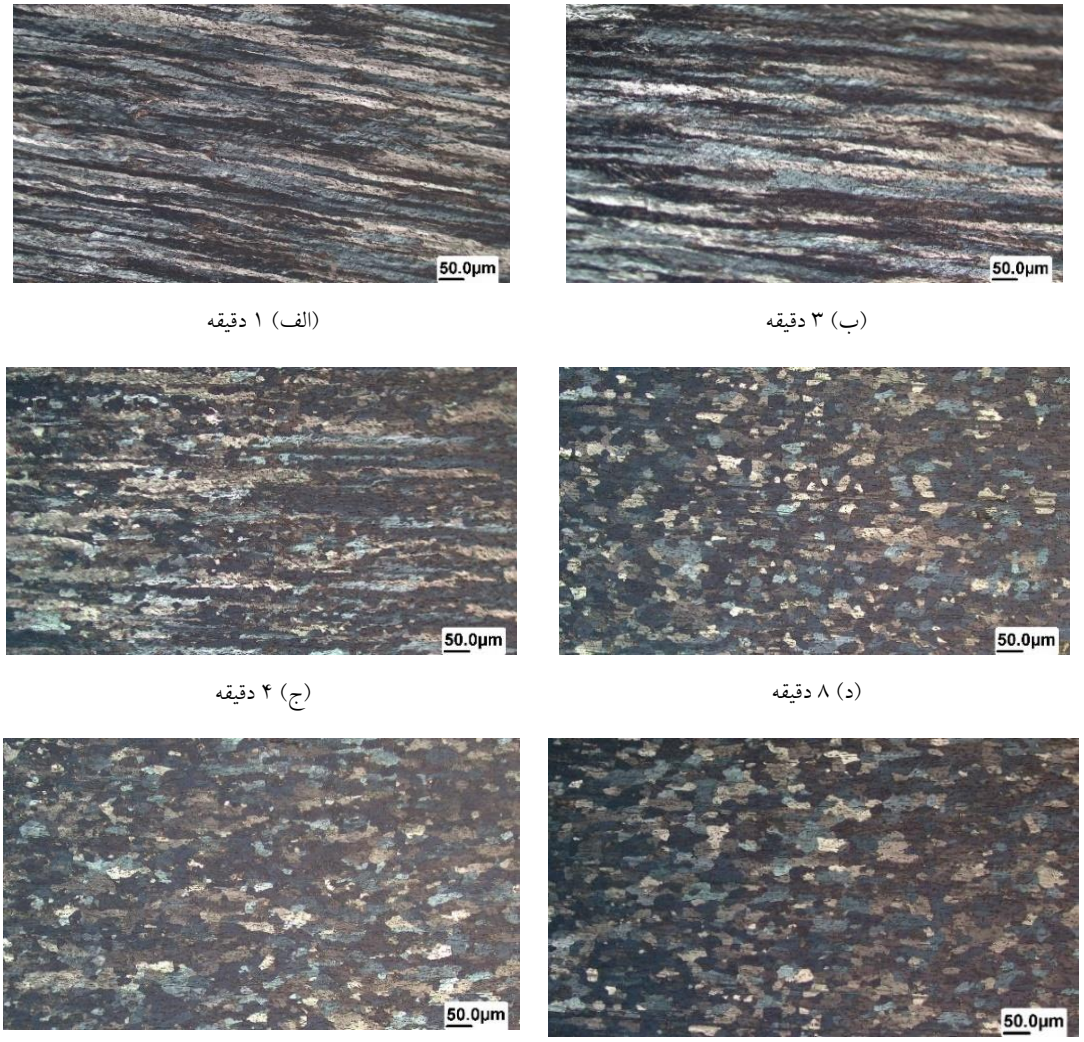


(ط) ۱۸۰ دقیقه



(ی) ۳۶۰ دقیقه

شکل ۲ درشت‌ساختار ورق نوردشده آلیاژ ۸۰۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلی‌متر در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد در محدوده زمانی ۱ تا ۳۶۰ دقیقه: الف) ۱ دقیقه، ب) ۵ دقیقه، ج) ۱۰ دقیقه، د) ۱۵ دقیقه، ه) ۳۰ دقیقه، و) ۴۰ دقیقه، ز) ۶۰ دقیقه، ح) ۱۲۰ دقیقه، ط) ۱۸۰ دقیقه، ی) ۳۶۰ دقیقه



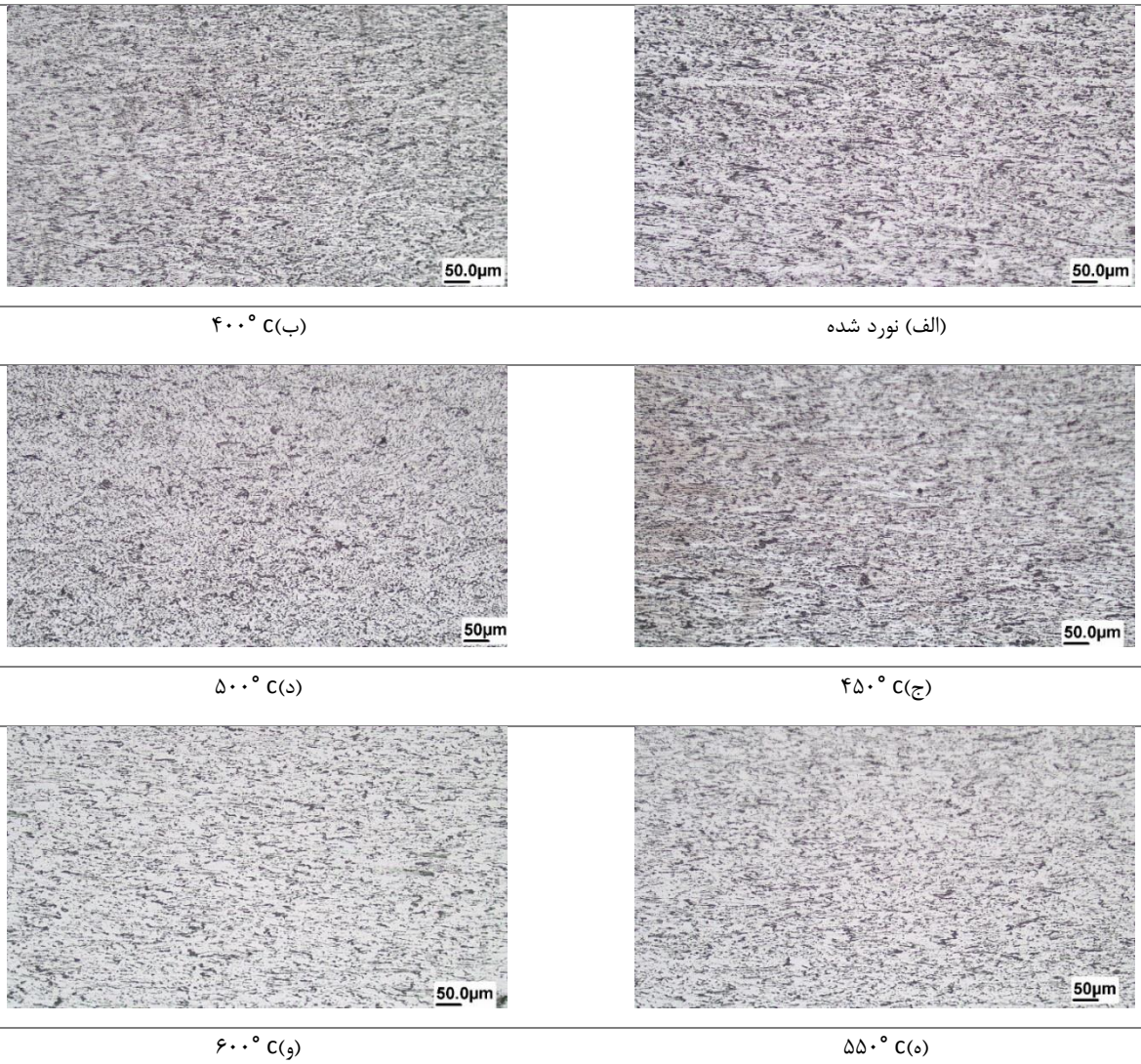
(الف) ۱ دقیقه (ب) ۳ دقیقه

(ج) ۴ دقیقه (د) ۸ دقیقه

(و) ۱۵دقیقه (ه) ۳۰ دقیقه

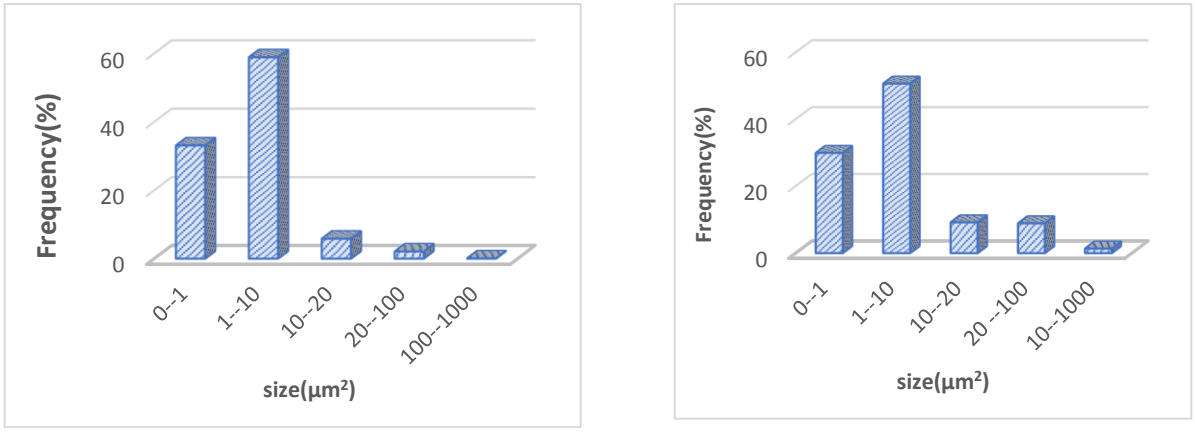
شکل ۳ درشت‌ساختار ورق نوردشده آلیاژ ۸۰۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلی‌متر در ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد در محدوده زمانی ۱ تا ۳۰ دقیقه: الف) ۱ دقیقه، ب) ۳ دقیقه، ج) ۴ دقیقه، د) ۸ دقیقه، ه) ۳۰ دقیقه، و) ۱۵ دقیقه

فاز رسوبی غالب در آلیاژ ۸۰۱۱ از نوع Al–Fe–Si است. شکل (۴) نشان می‌دهد که دمای آنیل تأثیر قابل توجهی بر توزیع، اندازه و مورفولوژی ذرات بین‌فلزی دارد. در نمونه نورد سرد بدون آنیل، ذرات به صورت تجمعات بلوکی و غیر یکنواخت مشاهده شدند. در دماهای ۴۰۰ و ۴۵۰ درجه سانتی‌گراد از شدت این تجمعات کاسته شد، اما توزیع ذرات همچنان ناهمگن بود. با افزایش دمای آنیل تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، توزیع ذرات یکنواخت‌تر شد و بسیاری از آن‌ها مورفولوژی کروی‌تری پیدا کردند. همچنین شکل (۵) نشان داد که با افزایش دمای آنیل از ۴۰۰ به ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، میانگین مساحت ذرات از ۱۱/۱ به ۹/۲ میکرومتر مربع کاهش یافته و سهم ذرات با مساحت کمتر از ۱۰ میکرومتر مربع از حدود ۸۰ درصد به ۹۱ درصد افزایش یافته است. این نتایج بیانگر ریزشدگی و پراکندگی یکنواخت‌تر ذرات بین‌فلزی در دماهای بالاتر آنیل است. ذرات نامنظم و بلوکی به دلیل ایجاد تمرکز تنش، شکل‌پذیری را کاهش می‌دهند؛ در حالی که ذرات ریزتر و کروی‌تر اثر منفی کمتری بر تغییر شکل پلاستیک دارند. از این‌رو، آنیل در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد مناسب‌ترین شرایط ریزساختاری را برای ورق نورد سرد آلیاژ ۸۰۱۱ فراهم کرده است



(الف) نورد شده | (ب) ۴۰۰° c
(ج) ۴۵۰° c | (د) ۵۰۰° c
(ه) ۵۵۰° c | (و) ۶۰۰° c

شکل ۴ ریز ساختار ورق نورد شده آلیاژ۸۰۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلیمتر در دماهای آنیل مختلف به مدت ۳۰ دقیقه: (الف) نوردشده، ب) ۴۰۰°c، (ج) ۴۵۰°c، د) ۵۰۰°c، ه) ۵۵۰°c، و) ۶۰۰°c



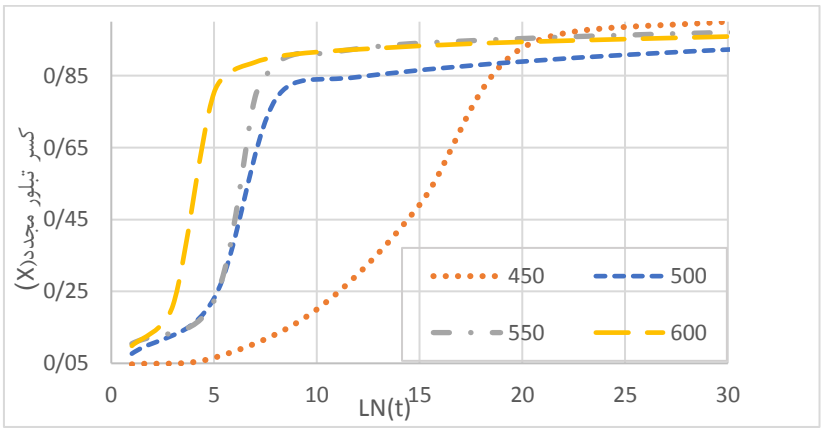
(ب) (الف)

شکل ۵ نمودار توزیع ذرات ترکیبات بین فلزی در آلیاژ ۸۰۱۱ در دماهای: الف) ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد، ب) ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد

سینتیک تبلور مجدد و رفتار مکانیکی آلیاژ

شکل (۶) تغییرات کسر تبلور مجدد را برحسب زمان آنیل در دماهای ۴۵۰، ۵۰۰، ۵۵۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان می‌دهد. منحنی‌های حاصل، رفتار Sشکل دارند و بیانگر تبلور مجدد استاتیکی همراه با یک دوره نهفتگی پیش از شروع فرایند هستند. بر اساس روند منحنی‌ها، تبلور مجدد شامل سه مرحله است: افزایش تدریجی نرخ تبلور مجدد پس از زمان نهفتگی، ناحیه رشد تقریبا خطی با نرخ نسبتا ثابت و در نهایت کاهش تدریجی نرخ تا تکمیل فرایند. ساختار حاصل از نورد سرد به دلیل چگالی بالای نابه‌جایی‌ها از نظر ترمودینامیکی ناپایدار است و تمایل دارد با دانه‌های جدید و کم‌عیب جایگزین شود. با این حال، آغاز تبلور مجدد تنها زمانی امکان‌پذیر است که کاهش انرژی ذخیره‌شده بر افزایش انرژی سطحی ناشی از تشکیل مرزهای دانه جدید غلبه کند؛ ازاین رو وجود تغییر شکل بحرانی برای شروع تبلور مجدد ضروری است [11]. نتایج همچنین نشان داد که تبلور مجدد فرایندی وابسته به دما است و با افزایش دمای آنیل، نرخ جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها افزایش می‌یابد. در نتیجه منحنی‌های تبلور مجدد به سمت زمان‌های کوتاه‌تر جابه‌جا می‌شوند و فرایند در مدت زمان کمتری کامل می‌گردد.

به منظور بررسی سینتیک تبلور مجدد استاتیکی، توان n مدل Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK) مطابق با توضیحات قبل، با استفاده از داده‌های تجربی استخراج شد (جدول ۲). نتایج نشان می‌دهد که مقدار توان آورامی با افزایش دمای آنیل افزایش می‌یابد. به طور کلی، توان n بیانگر وابستگی زمانی نرخ جوانه‌زنی در فرایند تبلور مجدد است و به نحوه رشد جوانه‌ها وابسته است [11]. برای تعیین مقدار n، ابتدا کسر تبلور مجدد در زمان‌های مختلف آنیل از طریق تغییرات سختی و بررسی ریزساختار محاسبه شد. سپس معادله JMAK به فرم لگاریتمی تبدیل گردید. بر اساس این رابطه، با رسم نمودار Ln(Ln(1/1-x)) برحسب Ln(t)، یک رابطه خطی حاصل می‌شود که شیب آن برابر با توان آورامی (n) و عرض از مبدأ آن برابر با K است. در این پژوهش، داده‌های تجربی مربوط به کسر تبلور مجدد در زمان‌های مختلف برای هر دمای آنیل در نرم‌افزار وارد شد و پس از برازش خطی، مقدار n از شیب خط استخراج گردید. توان آورامی اطلاعات مهمی درباره مکانیزم تبلور مجدد ارائه می‌دهد؛ به طوری که مقدار آن به نحوه جوانه‌زنی، نرخ رشد دانه‌ها و ابعاد رشد وابسته است. مقادیر پایین‌تر n معمولا نشان‌دهنده جوانه‌زنی محدود و کنترل فرایند توسط بازیابی است، در حالی که افزایش مقدار n بیانگر رشد فعال‌تر دانه‌ها و مشارکت بیشتر فرایند تبلور مجدد در تحول ریزساختار است. در استخراج مدل JMAK فرض می‌شود که نرخ جوانه‌زنی و رشد در طول فرایند ثابت است و مکان‌های جوانه‌زنی به صورت تصادفی در ساختار توزیع شده‌اند. در این حالت، مقدار تئوریک توان JMAK برابر ۴ است. در صورتی که نرخ جوانه‌زنی با گذشت زمان کاهش یابد، مقدار n در محدوده ۳ تا ۴ قرار می‌گیرد. حالتی که جوانه‌زنی به سرعت در ابتدای فرایند انجام شود و سپس متوقف شود، به عنوان جوانه‌زنی مکان اشباع شناخته می‌شود که در این شرایط مقدار n برابر ۳ خواهد بود. همچنین، در صورتی که رشد دانه‌ها به دلیل محدودیت‌های هندسی یا قیدهای ریزساختاری تنها در یک یا دو بعد انجام گیرد، مقدار توان JMAK به ترتیب به حدود ۱ یا ۲ کاهش می‌یابد [1].



شکل ۶ نمودار کسر تبلور مجدد برحسب زمان آنیل برای نمونه‌ای که تا ۴۳٪ نورد شده است در ضخامت ۴/۵ میلی‌متر در دماهای مختلف آنیل

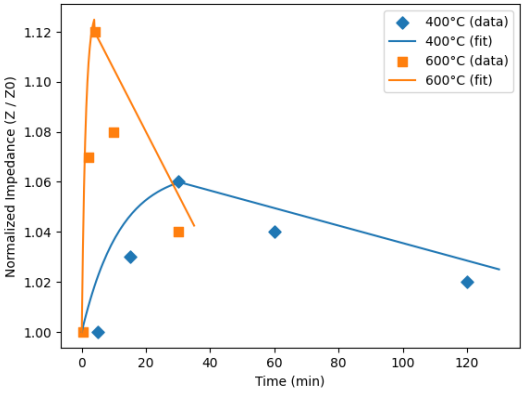
جدول ۲ پارامتر n استخراج‌شده رابطه JMAK برای دماهای آنیل مختلف

N	۰/۹۶۱	۱/۱۵۹	۱/۱۶۴	۱/۲۶۲
دما (°C)	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۶۰۰

در این پژوهش، مقدار توان n در بازه ۱ تا ۲ به دست آمد که نشان‌دهنده غالب بودن رشد محدود دانه‌ها و سهم کمتر جوانه‌زنی پیوسته در فرایند تبلور مجدد است. این نتایج با پژوهش‌های گزارش‌شده برای آلومینیوم ۴۰ درصد نوردشده [12] و آلومینیوم با سیستم Al–Fe–Si با ۸۰ درصد نورد سرد [11] تطابق مناسبی دارد. همچنین افزایش مقدار n در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد نسبت به دماهای پایین‌تر، بیانگر فعال‌تر شدن فرایند جوانه‌زنی و رشد سریع‌تر دانه‌ها در این دماست که با یکنواخت‌تر شدن ریزساختار همخوانی دارد.

نتایج آزمایش جریان گردابی مطابق با شکل (۷) نشان می‌دهد که تغییرات امپدانس کویل به طور مستقیم بازتاب‌دهنده تحولات ریزساختاری آلومینیوم در حین آنیل است. در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد، افزایش تدریجی امپدانس در بازه زمانی اولیه (کمتر از حدود ۳۵ دقیقه) به پدیده بازیابی نسبت داده می‌شود، در حالی که پس از این بازه، کاهش امپدانس بیانگر آغاز تبلور مجدد است. در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد نیز همین رفتار در مقیاس زمانی کوتاه‌تر و در بازه‌ای کمتر از حدود ۶ دقیقه مشاهده می‌شود که حاکی از تسریع سینتیک تبلور مجدد در دماهای بالاتر است. مقایسه نتایج آزمایش جریان گردابی با مشاهدات ریزساختاری حاصل از تصاویر میکروسکوپی نشان می‌دهد که زمان شروع تبلور مجدد استخراج‌شده از هر دو روش، همخوانی مناسبی با یکدیگر دارد. افزون بر این، نمودارهای کسر تبلور مجدد محاسبه‌شده نیز همین روند را تأیید می‌کند و نشان می‌دهند که تغییرات سیگنال جریان گردابی به خوبی با پیشرفت تبلور مجدد در آلومینیوم همبستگی دارد. این تطابق، قابلیت آزمایش جریان گردابی را به عنوان ابزاری غیر مخرب و قابل اعتماد برای تشخیص و پایش مراحل مختلف بازیابی و تبلور مجدد در آلومینیوم تأیید می‌کند [13].

شکل (۸) نمودارهای تنش ـ کرنش نمونه‌های آنیل‌شده آلیاژ ۸۰۱۱ را در دماهای ۴۰۰ تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت یک ساعت در راستای نورد نشان می‌دهد. نتایج حاکی از آن است که با افزایش دمای آنیل، استحکام تسلیم و استحکام کششی به تدریج کاهش می‌یابد، در حالی که ازدیاد طول نسبی به طور محسوسی افزایش پیدا می‌کند. ازدیاد طول از حدود ۴۹ درصد در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد به ۶۶٫۵ درصد در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد رسید که معادل افزایش حدود ۳۵ درصدی است. این رفتار ناشی از تغییرات ریزساختاری ایجادشده در طی آنیل است. در دماهای پایین‌تر، باقی ماندن بخشی از ساختار تغییر شکل یافته و چگالی بالای نابه‌جایی‌ها موجب حفظ استحکام بیشتر و در مقابل کاهش قابلیت تغییر شکل پلاستیک می‌شود.



شکل ۷ تغییرات امپدانس نرمالشده برحسب زمان انیل در دو دمای ۴۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد

با افزایش دمای آنیل، فرایندهای بازیابی و تبلور مجدد فعال‌تر می‌شود و چگالی نابه‌جایی‌ها کاهش می‌یابد. در نتیجه، مقاومت در برابر حرکت نابه‌جایی‌ها کمتر می‌شود و استحکام کششی اندکی افت می‌کند. همچنین رشد دانه در دماهای بالاتر، مطابق رابطه Hall–Petch، در کاهش استحکام مؤثر است. از سوی دیگر، تکمیل تبلور مجدد، یکنواخت‌تر شدن اندازه دانه‌ها و بهبود توزیع ذرات بین‌فلزی موجب افزایش شکل‌پذیری می‌شود. تصاویر ریزساختاری نیز نشان دادند که با افزایش دمای آنیل، پراکندگی ذرات یکنواخت‌تر می‌شود و تجمعات موضعی کاهش می‌یابد که این امر از تمرکز تنش و شروع زودهنگام ترک جلوگیری می‌کند. در مجموع، افزایش دمای آنیل اگرچه باعث کاهش نسبی استحکام به دلیل کاهش چگالی نابه‌جایی‌ها و رشد دانه شد، اما با بهبود یکنواختی ریزساختار، کاهش ناهمسانگردی

و توزیع مناسب‌تر ذرات بین‌فلزی، افزایش قابل توجهی در انعطاف‌پذیری و قابلیت تغییر شکل پلاستیک آلیاژ ۸۰۱۱ ایجاد کرد.

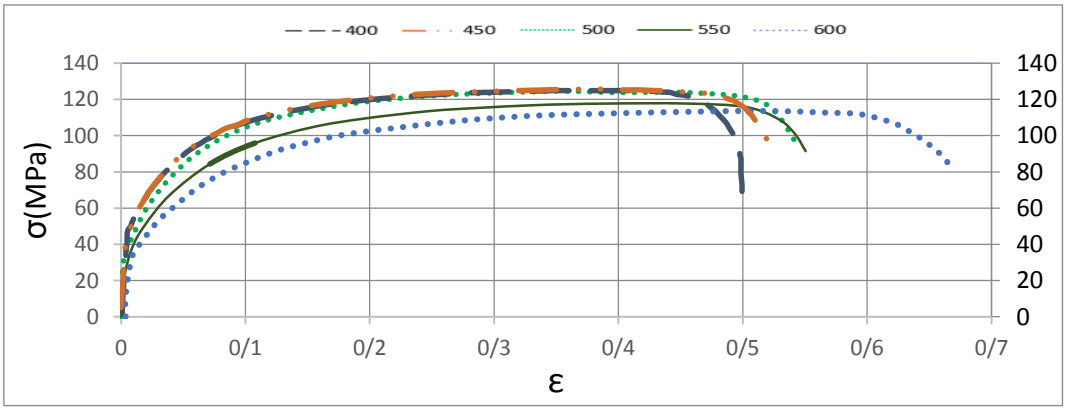
به منظور بررسی ناهمسانگردی، مقادیر تنش و کرنش برای هر دما به صورت میانگین ± انحراف معیار در جدول (۳) ارائه شد و نمودارهای تنش ـ کرنش نمونه‌های با ضخامت ۴/۵ میلی‌متر در راستاهای نورد، عمود بر نورد و ۴۵ درجه نسبت به جهت نورد در شکل (۹) نمایش داده شده است. شاخص ناهمسانگردی بر اساس معادله (۲) محاسبه و نتایج آن در جدول (۴) آورده شده است. نتایج نشان داد با افزایش دمای آنیل، مقدار شاخص ناهمسانگردی کاهش یافته و کمترین مقدار آن در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به دست آمده است. این رفتار بیانگر تضعیف بافت نوردی و یکنواخت‌تر شدن ریزساختار در دماهای بالاتر آنیل است. افزایش دما موجب تسریع نفوذ اتمی، جوانه‌زنی و رشد دانه‌های تبلور مجدد می‌شود و در نتیجه ناهمسانگردی ساختاری کاهش می‌یابد [14].

در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، اگرچه به دلیل رشد دانه و کاهش چگالی نابه‌جایی‌ها افت نسبی استحکام مشاهده شد، اما ریزساختار به دست آمده یکنواختی بیشتری نسبت به سایر دماها داشت. تکمیل فرایند تبلور مجدد، همگن‌تر شدن اندازه دانه‌ها و توزیع یکنواخت‌تر ذرات بین‌فلزی در زمینه، موجب کاهش تجمعات موضعی و بهبود رفتار تغییر شکل شد. بنابراین، علی‌رغم کاهش نسبی استحکام، کاهش ناهمگنی ریزساختار و بهبود توزیع ذرات بین‌فلزی منجر به افزایش انعطاف‌پذیری و کاهش ناهمسانگردی آلیاژ گردید.

$$IPA = (2X\ max - X\ mid - X\ min)/ (2X\ max) \quad (۲)$$

X_{max} مقدار بیشینه استحکام کششی یا درصد ازدیاد طول نسبی، X_{mid} مقدار میانی استحکام کششی یا درصد ازدیاد طول نسبی، X_{min} مقدار کمینه استحکام کششی یا درصد ازدیاد طول نسبی و IPA مقدار شاخص ناهمسانگردی را بیان می‌کند.

به منظور تأیید نتایج حاصل از مشاهدات میکروسکوپ نوری، ریزساختار نمونه‌های آنیل‌شده با استفاده از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) بررسی شد (شکل ۱۰). تصاویر SEM در دماهای ۴۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داد که افزایش دمای آنیل تأثیر قابل توجهی بر اندازه، توزیع و مورفولوژی ترکیبات بین‌فلزی غنی از آهن در آلیاژ ۸۰۱۱ دارد. در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد، ذرات بین‌فلزی عمدتا به صورت نامنظم، بلوکی و با لبه‌های تیز مشاهده شدند و توزیع یکنواختی در زمینه آلومینیوم نداشتند. در مقابل، در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد ذرات ریزتر، کروی‌تر و با پراکندگی یکنواخت‌تر در زمینه ظاهر شدند. این نتایج با مشاهدات میکروسکوپ نوری همخوانی دارد و بیانگر تکامل مطلوب ریزساختار در دماهای بالاتر آنیل است. به منظور شناسایی ترکیب شیمیایی فازهای بین‌فلزی، آنالیز طیف‌سنجی توزیع انرژی (EDS) بر روی ذرات منتخب انجام شد. نتایج نشان داد که این ذرات عمدتا متعلق به فازهای غنی از آهن در سیستم سه‌تایی Al–Fe–Si هستند. مقایسه نتایج EDS در دماهای ۴۰۰ و ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد نشان داد که با افزایش دما، سهم سیلیسیم در ترکیبات بین‌فلزی کاهش می‌یابد. این رفتار به ضریب نفوذ و حلالیت بیشتر سیلیسیم نسبت به آهن در آلومینیوم نسبت داده می‌شود؛ به گونه‌ای که در دماهای بالاتر، نفوذ سیلیسیم به زمینه تسهیل می‌شود و بخشی از فازهای بین‌فلزی دچار تغییر ترکیب یا انحلال جزئی می‌شوند. در نتیجه، اندازه ذرات کاهش می‌یابد؛ مورفولوژی آن‌ها کروی‌تر می‌گردد و توزیع یکنواخت‌تری در زمینه ایجاد می‌شود [15,16].



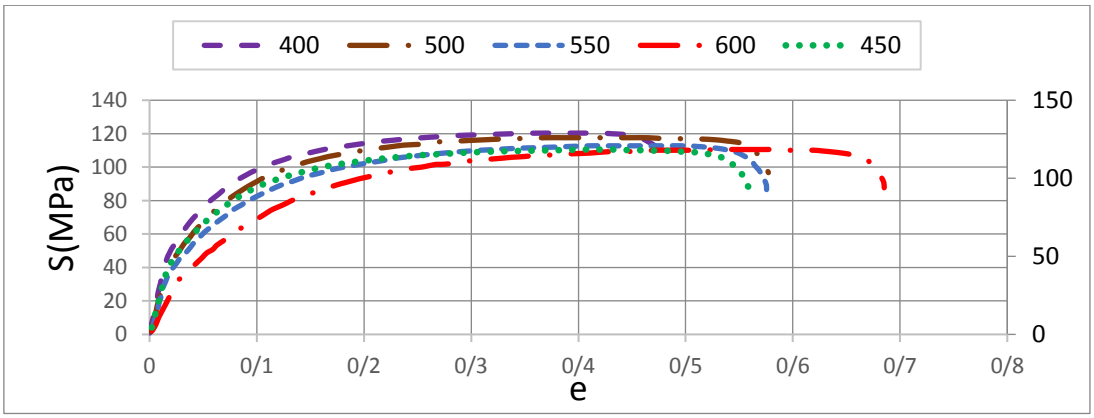
شکل ۸ نمودار تنش ـ کرنش آلیاژ آلومینیوم۸۰۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلی‌متر آنیل‌شده در دماهای مختلف در راستای نورد

جدول ۳ مقادیر تنش و کرنش در دماهای مختلف: الف) در راستای نورد، ب) عمود بر نورد، ج) ۴۵ درجه نسبت به نورد

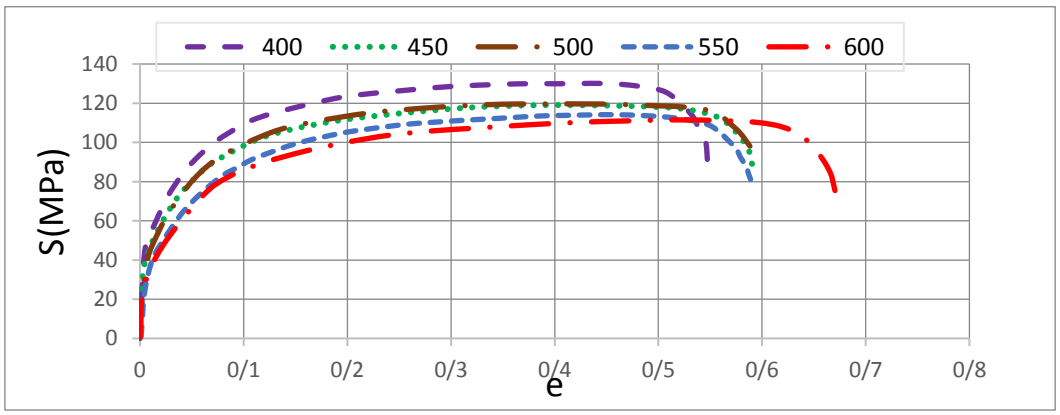
الف					
دما (°C)	۴۰۰	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۶۰۰
استحکام کششی (مگا پاسکال)	۱۲۰ ± ۲/۱	۱۲۵ ± ۱/۸	۱۲۵ ± ۲/۴	۱۱۸ ± ۲/۷	۱۱۰ ± ۲/۷
کرنش	۰/۵ ± ۰/۰۲	۰/۵۳ ± ۰/۰۱	۰/۵۶ ± ۰/۰۲	۰/۵۷ ± ۰/۰۲	۰/۶۸ ± ۰/۰۳

ب					
دما (°C)	۴۰۰	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۶۰۰
استحکام کششی (مگا پاسکال)	۱۱۸ ± ۱/۹	۱۱۷ ± ۲/۱	۱۱۷ ± ۲/۵	۱۱۳ ± ۲/۴	۱۰۸ ± ۲/۶
کرنش	۰/۴۷ ± ۰/۰۴	۰/۵۶ ± ۰/۰۲	۰/۵۶ ± ۰/۰۱	۰/۵۷ ± ۰/۰۴	۰/۶۸ ± ۰/۰۱

ج					
دما (°C)	۴۰۰	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۶۰۰
استحکام کششی (مگا پاسکال)	۱۲۹ ± ۲/۱	۱۲۰ ± ۲/۲	۱۲۰ ± ۲/۷	۱۱۴ ± ۲/۵	۱۱۱ ± ۲/۵
کرنش	۰/۵۵ ± ۰/۰۱	۰/۵۸ ± ۰/۰۴	۰/۵۹ ± ۰/۰۴	۰/۵۹ ± ۰/۰۲	۰/۷۴ ± ۰/۰۳



(الف)

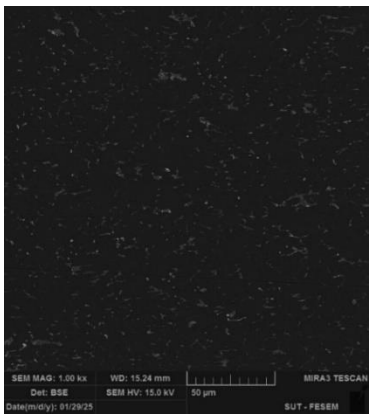


(ب)

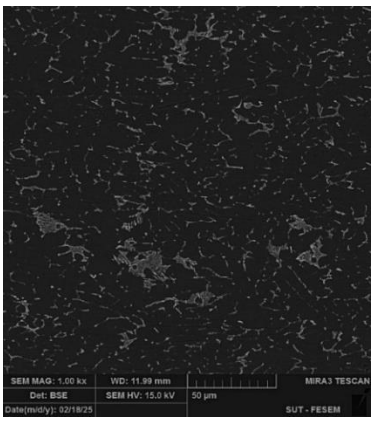
شکل ۹ نمودار تنش ـ کرنش آلیاژ آلومینیوم۸۰۱۱ در ضخامت ۴/۵ میلی‌متر در دماهای مختلف: الف) عمود بر راستای نورد، ب) ۴۵ درجه نسبت به راستای نورد

جدول ۴ شاخص ناهمسانگردی ورق آلیاژ۸۰۱۱ در دماهای مختلف

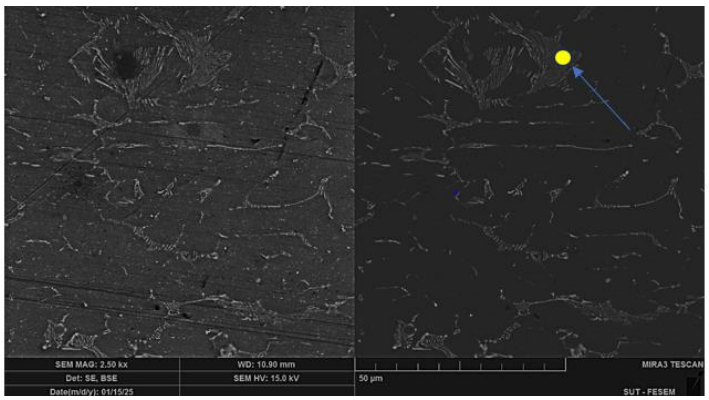
دما (°C)	۴۰۰	۴۵۰	۵۰۰	۵۵۰	۶۰۰
شاخص ناهمسانگردی (استحکام کششی)٪	۶/۹	۴	۴	۳/۴	۳
شاخص ناهمسانگردی (درصد ازدیاد طول نسبی)٪	۱۲/۷	۱۰/۱	۷/۵	۵/۹	۳/۳

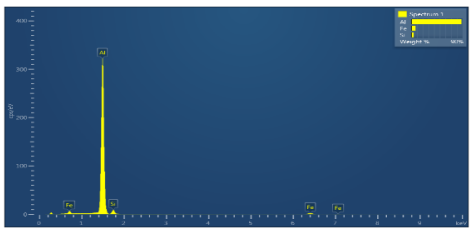


(الف)



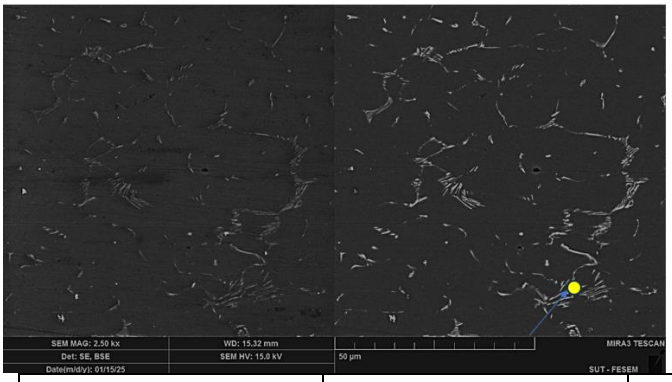
(ب)

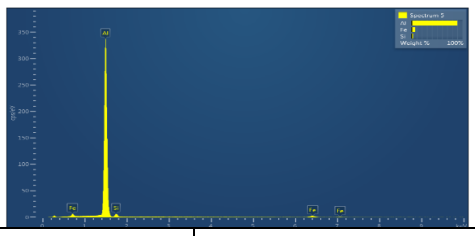




Element	Al	Si	Fe
Wt%	87.91	2.17	9.92

(ج)





Element	Al	Si	Fe
Wt%	91.33	1.65	7.12

(د)

شکل ۱۰ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از نمونه: الف) در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، ب)۴۰۰ درجه سانتی‌گراد، ج) بزرگ‌نمایی بالاتر و نتایج آنالیز EDS در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، (د) بزرگ‌نمایی بالاتر و نتایج آنالیز EDS در دمای ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد

ریزتر و کروی‌تر شدن ترکیبات بین‌فلزی در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد موجب کاهش تمرکز تنش، بهبود سازگاری مکانیکی ذرات با زمینه آلومینیوم و افزایش شکل‌پذیری ورق می‌شود. بنابراین، نتایج SEM و EDS به طور همزمان نشان می‌دهند که افزایش دمای آنیل منجر به توزیع یکنواخت‌تر ترکیبات بین‌فلزی و در نهایت بهبود خواص مکانیکی آلیاژ ۸۰۱۱ می‌گردد.

نتیجه‌گیری

۱. در این پژوهش، تأثیر عملیات آنیل بر ریزساختار، ترکیبات بین‌فلزی، سینتیک تبلور مجدد و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۸۰۱۱ تولیدشده به روش ریخته‌گری دوغلتکی و نورد سرد با کاهش سطح مقطع ۴۳ درصد بررسی شد. نتایج نشان داد دمای آنیل نقش اصلی در کنترل تبلور مجدد و بهبود خواص مکانیکی آلیاژ دارد.

۲. بررسی ریزساختار نشان داد در دماهای ۳۰۰ و ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد تنها فرایند بازیابی رخ می‌دهد، در حالی که تبلور مجدد از حدود ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد آغاز می‌شود. با افزایش دما تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد، ساختار به طور کامل تبلور مجدد می‌یابد و دانه‌های یکنواخت‌تر و هم‌محور تشکیل می‌شوند؛ بنابراین ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد به عنوان دمای بهینه آنیل تعیین شد.

۳. تحلیل سینتیک تبلور مجدد با مدل JMAK نشان داد توان آورامی در محدوده ۱ تا ۲ قرار دارد و با افزایش دما افزایش می‌یابد. این موضوع بیانگر فعال‌تر شدن جوانه‌زنی و رشد دانه‌ها در دماهای بالاتر است.

۴. نتایج SEM و EDS نشان داد فازهای بین‌فلزی غنی از آهن در سیستم Al–Fe–Si با افزایش دمای آنیل ریزتر، کروی‌تر و یکنواخت‌تر می‌شوند. نفوذ بیشتر سیلیسیم در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد موجب اصلاح مورفولوژی و کاهش اندازه این ذرات می‌شود و تمرکز تنش را کاهش می‌دهد.

۵. نتایج آزمون کشش نشان داد با افزایش دمای آنیل، از استحکام تسلیم و استحکام کششی کاسته می‌شود اما ازدیاد طول افزایش می‌یابد. بیشترین شکل‌پذیری و کمترین ناهمسانگردی در دمای ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد مشاهده شد که ناشی از تکمیل تبلور مجدد و یکنواخت شدن ریزساختار است.

۶. نتایج آزمایش جریان گردابی نشان داد تغییرات امپدانس کویل با فرایندهای بازیابی و تبلور مجدد همبستگی مناسبی دارد. تطابق نتایج این روش با مشاهدات ریزساختاری و کسر تبلور مجدد، قابلیت آن را به عنوان یک روش غیر مخرب برای پایش تحولات ریزساختاری آلیاژ ۸۰۱۱ تأیید کرد.

واژه‌نامه

آنیل	Annealing
آزمون جریان گردابی	Eddy Current Testing
ازدیاد طول	Elongation
استحکام تسلیم	Yield Strength
استحکام کششی نهایی	Ultimate Tensile Strength (UTS)
امپدانس کویل	Coil Impedance
بازیابی	Recovery
توان آورامی	Avrami Exponent
تبلور مجدد	Recrystallization
ترکیبات بین‌فلزی	Intermetallic Compounds
چگالی نابه‌جایی	Dislocation Density
جوانه‌زنی	Nucleation
رشد دانه	Grain Growth
ریزساختار	Microstructure
ریخته‌گری دوغلتکی	Twin-Roll Casting (TRC)
سینتیک تبلور مجدد	Recrystallization Kinetics
شاخص ناهمسانگردی	Anisotropy Index
شکل‌پذیری	Ductility
طیف‌سنجی پراکندگی انرژی	Energy Dispersive Spectroscopy (EDS)
کارسختی	Work Hardening
کسر تبلور مجدد	Recrystallized Fraction
مرز دانه	Grain Boundary
مدل جانسون ـ مهل ـ آورامی ـ کولموگروف	Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK) Model
میکروسکوپ الکترونی روبشی	Scanning Electron Microscopy
ناهمسانگردی	Anisotropy
نورد سرد	Cold Rolling
دانه هم‌محور	Equiaxed Grain

انرژی ذخیره‌شده تغییر شکل
Stored Deformation Energy
کروی شدن ذرات
Particle Spheroidization

تقدیر و تشکر

مراجع

[1] M. Aghaie-Hafri, "Formability of AA8011 Aluminum Alloy Sheet in Homogenized and Unhomogenized Conditions," *Materials Science*, pp. 646–664, 2004. [Online]. Available: https://doi.org/10.1023/B:JMSC.0000044884.25589.9b

[2] Y. Birol, "Response to Annealing Treatment of a Twin-Roll Cast Thin Al–Fe–Mn–Si Strip," *Materials Processing Technology*, vol. 209, pp. 506–510, 2009. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.02.019

[3] M. Cieslar, M. Slamova, M. Hajek, and J. Vesely, "Effect of Thermomechanical Pretreatment on Mechanical Properties of Modified Al–Mn–Fe–Si Based Alloys," *Materials Science Forum*, vols. 567–568, pp. 325–328, 2008. [Online]. Available: https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.567-568.325

[4] F. J. Humphreys and M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, 2nd ed. Amsterdam: Elsevier, 2004. [Online].

[5] L. Zhang, S. Wang, A. Dong, and L. Damoah, "Removal of Iron from Aluminum: A Review," *Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review*, vol. 33, no. 2, pp. 99–157, 2012. [Online]. Available: https://doi.org/10.1080/08827508.2010.542211

[6] P. J. Shull, *Nondestructive Evaluation: Theory, Techniques and Applications*. New York: Marcel Dekker, 2002. [Online].

[7] *Aluminium and Aluminium Alloys—Chemical Composition and Form of Wrought Products—Part 3: Chemical Composition and Form of Product*, DIN EN 573-3, 2009. [Online].

[8] P. N. Kalu and D. R. Waryoba, "A JMAK-Microhardness Model for Quantifying the Kinetics of Restoration Mechanisms in Inhomogeneous Microstructure," *Materials Science and Engineering A*, vol. 464, pp. 68–75, 2007. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.01.124

[9] P. G. Showman, *Phase Transformation in Metals*. New York: McGraw-Hill, 1969. [Online].

[10] Y. Zeng, D. Song, and Y. Yang, "Influence of Heating Rate on the Recrystallization Temperature of Al–Mg Alloy," *Materials Research and Technology*, pp. 933–944, 2022. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.044

[11] M. P. Anderson, D. J. Srolovitz, G. S. Grest, and P. S. Sahni, "Computer Simulation of Grain Growth—I. Kinetics," *Acta Metallurgica*, vol. 32, no. 5, pp. 783–791, 1984. [Online].

[12] Y. B. Chun, S. L. Semiatin, and S. K. Hwang, "Monte Carlo modeling of microstructure evolution during the static recrystallization of cold-rolled, commercial-purity titanium," *Acta Materialia*, vol. 54, no. 14, pp. 3673–3689, 2006. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.03.055

[13] M. J. Sablik, "Modeling the Effect of Grain Size and Dislocation Density on Hysteretic Magnetic Properties in Steels," *Applied Physics*, vol. 89, pp. 5610–5613, 2001. [Online]. Available: https://doi.org/10.1063/1.1359167

[14] C. Shi and Y. Wu, "Effect of Annealing Temperature on Microstructure and Properties of 8011 Cold-Rolled Sheet," *Materials Science and Engineering A*, vol. 612, no. 3, pp. 165–175, 2019. [Online]. Available: https://doi.org/10.1088/1757-899X/612/3/032165

[15] J. Wang, X. Zhou, G. Thompson, J. Hunter, and Y. Yuan, "Near-surface microstructure on twin-roll cast 8906 aluminum alloy," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 46, no. 6, pp. 2688–2695, 2015. [Online]. Available: https://doi.org/10.1007/s11661-015-2877-5

[16] Y. Birol, "Recrystallization of twin-roll cast Al–Fe–Si foil stock processed without homogenization," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 488, no. 1, pp. 112–116, 2009. [Online]. Available: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2009.08.135