

The Effect of Aging and High Pressure Torsion Sequences on the Properties of Al7075 Alloy

Bardia Behmardi sharifabad¹, Mahmoud Abbasi², Mostafa Ketabchi³

Introduction

High-pressure torsion (HPT) is one of the most effective severe plastic deformation (SPD) techniques for refining the microstructure and reducing the grain size of metallic materials. In this process, a specimen is subjected to a high compressive pressure while simultaneously undergoing torsional deformation. The combined action of compressive loading and torsional strain introduces an extremely large plastic deformation, leading to significant microstructural refinement and consequent improvements in the mechanical properties. One of the objectives of this research is to investigate the effect of the processing sequence of aging treatment and high-pressure torsion on the microstructure and mechanical properties of AA7075 aluminum alloy. Specifically, the microstructure and mechanical properties of specimens that are first aged and subsequently processed by HPT will be compared with those of specimens that are first processed by HPT and then subjected to aging treatment. This comparative study aims to clarify the influence of the processing sequence on the evolution of microstructure and the resulting mechanical performance of the alloy.

Materials and Methods

Sheets of AA7075 aluminum alloy with a thickness of 3 mm were used as the starting material. Circular discs with a diameter of 10 mm were fabricated from the sheets using wire electrical discharge machining (wire-EDM). After cleaning, the specimens were divided into two groups: (i) solution-treated, aged, and subsequently processed by high-pressure torsion (designated as SAH), and (ii) solution-treated, processed by high-pressure torsion, and subsequently aged (designated as SHA). The solution treatment was carried out by heating the specimens in an electric heat-treatment furnace at 480 °C for 1 h, followed by water quenching. Artificial aging was performed at 120 °C for 24 h. High-pressure torsion was conducted using a quasi-constrained HPT facility (Fig. 1). The lower anvil rotated at a speed of 1 rpm, while a compressive pressure of 6 GPa and 5 revolutions were applied during processing. After HPT, disc-shaped specimens with a diameter of 10 mm and a thickness of approximately 1 mm were obtained.

The mechanical properties of the processed specimens were evaluated by uniaxial tensile testing. Owing to the limited specimen dimensions, miniature tensile specimens were

employed. The crosshead speed during the tensile test was 1 mm/min. Vickers microhardness measurements were performed using a load of 100 gf with a dwell time of 10 s.

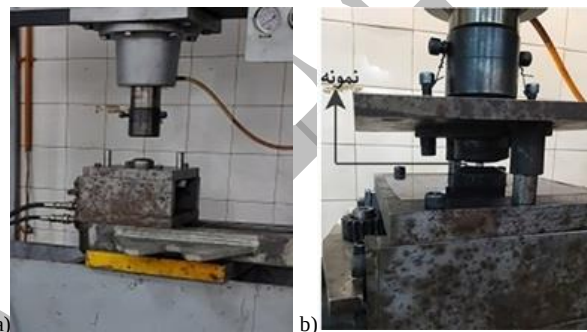


Fig. 1 a) The set used to perform the HPT process, b) The set of dies used to perform the HPT process

Results and discussion

Figures 2a and 2b present the transmission electron microscopy (TEM) images of the microstructures of the SAH and SHA specimens, respectively. The images clearly reveal the ultrafine grains together with dark particles, which are attributed to $MgZn_2$ (η -phase) precipitates. As can be observed, both processing routes produced an ultrafine-grained microstructure with average grain sizes below 100 nm. The average grain size was approximately 65 nm for the SHA specimen and 78 nm for the SAH specimen. Previous studies have identified dynamic recovery and dynamic recrystallization as the primary mechanisms responsible for grain refinement during HPT [1]. During HPT, the specimen experiences an extremely large shear strain. Since dislocation density increases with increasing plastic strain, the imposed deformation results in a rapid multiplication of dislocations. According to Rosochowski [2], as the dislocation density increases, dislocations of opposite signs annihilate each other to reduce the system's free energy, while dislocations with the same sign rearrange on different crystallographic planes to form low-angle subgrain boundaries with misorientation angles below 15° within the original coarse grains. With continued deformation, the misorientation across these subgrain boundaries gradually increases until they transform into high-angle grain boundaries. Consequently, the original grains are

¹ PhD student, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran.

² Corresponding author, Associate Prof., Department of Materials and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran. Email: m.abbasi@aut.ac.ir

³ Professor, Department of Materials and Metallurgical Engineering, Amirkabir University of Technology, Tehran.

subdivided into ultrafine grains, leading to a refined microstructure. This grain refinement mechanism is commonly referred to as continuous dynamic recrystallization.

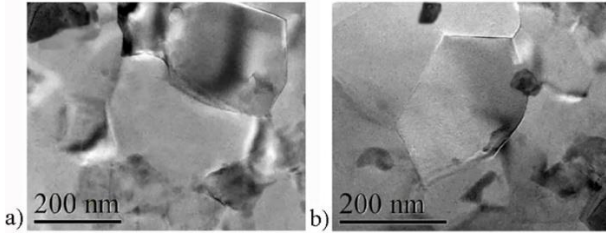


Fig. 2 TEM images of the studied specimens, a) SAH and b) SHA.

An important observation from Fig. 2 is the difference in the size and distribution of the $MgZn_2$ (η -phase) precipitates between the SAH and SHA specimens. As shown, the SHA specimen contains finer precipitates with a more homogeneous distribution throughout the microstructure. Grain boundaries and high-energy defects, such as dislocation intersections and dislocation tangles, are preferential nucleation sites for precipitation during aging. Since the SHA specimens were first subjected to HPT, they possessed an ultrafine-grained microstructure with a high grain boundary volume fraction and a large number of high-energy defects prior to aging. Consequently, the subsequent aging treatment provided numerous preferential nucleation sites for the formation of η precipitates, resulting in a high number density of fine, uniformly distributed precipitates. In contrast, in the SAH specimens, aging was performed before HPT processing, when the density of preferential nucleation sites was considerably lower. As a result, precipitation occurred at fewer nucleation sites, promoting the formation of coarser precipitates with a lower number density. Figure 3 presents the X-ray diffraction (XRD) patterns of the SAH and SHA specimens. The diffraction peaks corresponding to the aluminum matrix and the $MgZn_2$ (η -phase) precipitates are clearly observed in both specimens. It is evident that the diffraction intensity of the η -phase peaks is higher for the SAH specimen than for the SHA specimen. This difference can be attributed to the larger size and higher diffraction volume of the η precipitates in the SAH specimen.

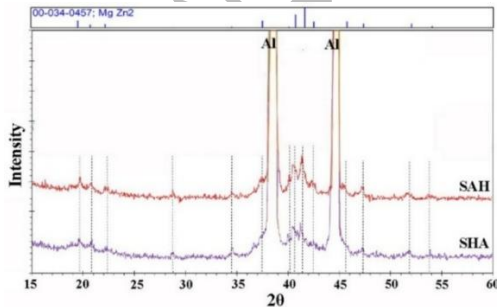


Fig. 3 X-ray diffraction patterns of the SAH and SHA specimens.

The engineering stress–strain curves of the SAH and SHA specimens are presented in Fig. 4a. The hardness distribution along the radius for SAH and SHA specimens are also depicted

in Fig. 4b. As shown, both the yield strength and ultimate tensile strength as well as hardness of the SHA specimen are higher than those of the SAH specimen. The superior strength and hardness of the SHA specimen can be attributed to the greater resistance to dislocation motion within its microstructure. In general, an increase in the density and effectiveness of obstacles to dislocation movement restricts dislocation glide, thereby enhancing the strength and hardness of the material. As discussed in relation to Fig. 2, the η -phase precipitates in the SHA specimen are finer and more uniformly distributed, whereas those in the SAH specimen are relatively coarser and more widely spaced. For a given precipitate volume fraction (f), reducing the precipitate size (a) decreases the interparticle spacing (λ), as expressed by Eq. 1. According to the Orowan–Ashby strengthening mechanism (Eq. 2), a smaller interparticle spacing increases the resistance to dislocation bypass, thereby resulting in a greater strengthening effect ($\Delta\sigma$) [3].

$$\lambda = \frac{4(1-f)a}{f} \quad (1)$$

$$\Delta\sigma = \frac{0.13Gb}{\lambda} \ln \frac{a}{b} \quad (2)$$

In Eq. (2), b and G denote the Burgers vector and the shear modulus of the material, respectively.

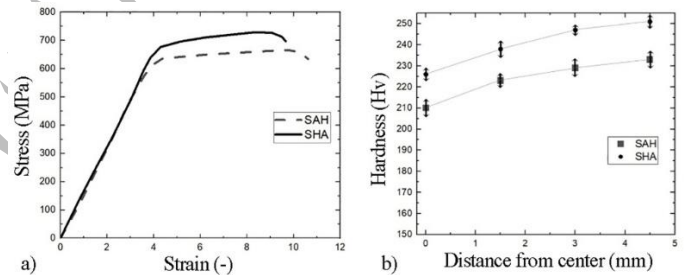


Fig. 4 a) Engineering stress-strain curve of SAH and SHA specimens. b) Hardness changes with distance from center for SAH and SHA specimens.

Conclusion

In SHA samples, due to the priority of torsion under high pressure, many preferential sites for precipitates formation are created. This leads to a more uniform distribution of precipitates in SHA samples compared to SAH samples. That is, precipitates in SHA samples are smaller in size and closer together. The more uniform distribution of precipitates in SHA samples increased the hardness and strength of these samples compared to SAH samples.

References

- [1] M. Abbasi, B. Bagheri Vanani, M.R. Mehraban Dehaghani, M. Mohammadkhah, S. Klinge, "Influence of the Nano-structuring by High-Pressure Torsion on the Microstructure, Mechanical Properties of Mild Steel Weld Samples Fabricated by GMAW," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 142, pp. 6453–6470, 2026.
- [2] A. Rosochowski, *Severe Plastic Deformation Technology*, Scotland: Whittles Publishing, 2017.
- [3] G.E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, New York: McGraw-Hill, 1988.

تأثیر توالی‌های پیرسازی و پیچش تحت فشار بالا بر

خواص آلومینیوم ۷۰۷۵

بردیا بهمردی شریف آباد^۱، محمود عباسی^۲، مصطفی کتابچی^۳

چکیده- در این پژوهش، اثر توالی فرآیندهای پیچش تحت فشار بالا (HPT) و پیرسازی بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ مطالعه شد. قطعات تهیه شده از فلز Al7075 در دو حالت محلول جامد-پیرسازی-پیچش تحت فشار بالا شده (SAH) و محلول جامد-پیچش تحت فشار بالا-پیرسازی شده (SHA) تحت عملیات حرارتی و مکانیکی قرار گرفتند. به منظور شناسایی فازها از آزمون XRD و برای بررسی تغییرات رفتار مکانیکی نمونه‌ها از آزمون سختی و کشش تک‌محوری استفاده شد. نتایج نشان داد اندازه دانه در نمونه‌های SHA (۶۵ نانومتر) کمتر از اندازه دانه در نمونه‌های SAH (۷۸ نانومتر) بود. همچنین نتایج نشان داد که توزیع رسوبات (MgZn₂) در نمونه‌های SHA یکنواخت‌تر از توزیع آنها در نمونه‌های SAH بود. نمونه‌های SHA سختی و استحکام بالاتری از خود نشان دادند. استحکام نهایی کشش نمونه SHA به میزان حدود ۷۴۰ MPa و در مورد نمونه SAH به حدود ۶۷۰ MPa رسید. در واقع با انجام پیچش تحت فشار بالا، ساختار به شدت ریز دانه می‌شود. در نتیجه مکان مرجع برای تشکیل رسوبات در حین پیرسازی بیشتر می‌شود، که این موضوع توزیع یکنواخت‌تر رسوبات و در نتیجه افزایش سختی و استحکام را به دنبال دارد.

کلمات کلیدی: آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵، پیچش تحت فشار بالا، پیرسازی، خواص مکانیکی، ریزساختار

The Effect of Aging and High Pressure Torsion Sequences on the Properties of Al7075 Alloy

Bardia Behmardi sharifabad, Mahmoud Abbasi, Mostafa Ketabchi

Abstract- This study investigates the impact of the sequence of high-pressure torsion (HPT) processes and subsequent aging on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloy 7075. Samples of Al7075 underwent heat treatment and mechanical processing under two different conditions: solid solution-aging-high-pressure torsion (SAH) and solid solution-high-pressure torsion-aging (SHA). Phase identification was conducted using X-ray diffraction (XRD), while hardness and uniaxial tensile tests were performed to evaluate mechanical behavior variations. The findings revealed that the grain size for SHA samples was smaller (65 ± 3 nm) compared to SAH samples (78 ± 3 nm). Furthermore, the distribution of precipitates (MgZn₂) in SHA samples was more homogeneous than in SAH samples, leading to enhanced hardness and strength in the SHA samples. The ultimate tensile strength reached 740 ± 10 MPa for SHA samples, whereas SAH samples achieved approximately 670 ± 10 MPa. Overall, high-pressure torsion contributed to a significantly finer microstructure, increasing the preferred sites for precipitate formation during aging, which in turn resulted in improved hardness and strength due to more uniform precipitate distribution.

Keywords: High pressure torsion, Al7075 alloy, mechanical properties, Microstructure, Aging

^۱ دانشجوی دکتری، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران

^۲ نویسنده مسئول، دانشیار، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران. آدرس پست الکترونیکی: m.abbasi@aut.ac.ir

^۳ استاد، دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، تهران

سسین و هوریتا [۱۰] ریزساختار و تغییر خواص مکانیکی آلیاژ ریختگی Al-Fe 2%wt را پس از پیچش تحت فشار بالا در دمای اتاق و سپس پیرسازی مصنوعی در دمای ۱۰۰ و ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد مطالعه کردند. آن‌ها دریافتند با انجام پیرسازی بر روی قطعه پیچش تحت فشار بالا شده، با تشکیل رسوب‌های نانو اندازه در ساختار، استحکام کششی نهایی تا ۷۰۰ MPa افزایش می‌یابد، در حالی که میزان درصد افزایش طول نمونه‌ها کاهش یافت. در برخی آلیاژهای Al-Zn-Mg اعمال تغییر شکل پلاستیک شدید به وسیله پرسکاری زاویه‌ای با مقاطع یکسان^۳ (ECAP)، سبب ایجاد دانه‌های فوق‌ریز به کمک ذرات رسوبی η شد. این رسوب‌ها که در زمینه آلیاژ و در امتداد صفحه‌های (۱۱۰) جوانه می‌زنند، به‌وسیله نایجایی‌ها بریده شده و به ذرات ریزتری تبدیل و در امتداد صفحه‌های فعال (۱۱۱) قرار می‌گیرند و در نتیجه باعث افزایش استحکام آلیاژ می‌شوند [۱۱].

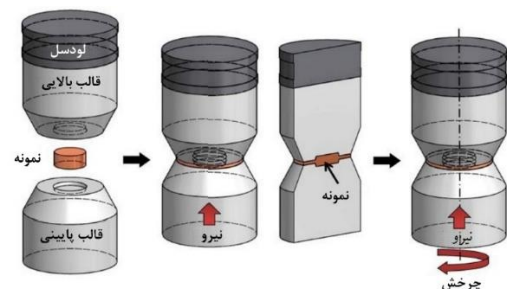
آئوبا و همکاران [۱۲] تأثیر پیرسازی طبیعی به مدت طولانی (۲ سال) و همچنین پیرسازی مصنوعی (دمای ۳۹۳ کلین به مدت تقریبی ۷ ساعت) بر خواص مکانیکی و ریزساختار آلیاژهای آلومینیوم ۷۰۷۵ که آهنگری چند جهته^۳ (MDF) شده بودند، را بررسی کردند. نتایج نشان داد که پیری طبیعی و مصنوعی باعث افزایش قابل توجهی در استحکام می‌شود، با این حال تعداد رسوب‌ها در نمونه‌های تحت پیرسازی طبیعی کمتر از نمونه‌های تحت پیرسازی مصنوعی بود. اثر ترکیبی فرآیند پرسکاری زاویه‌ای با مقاطع یکسان (ECAP) و فرآیند پیرسازی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ در شرایط مختلف شامل، پیرسازی قبل از ECAP، پیرسازی بعد از ECAP و پیرسازی در حین ECAP (انجام ECAP در دمای بالای دمای اتاق) توسط شاعری و همکاران [۱۳] بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ بررسی شد. نتایج نشان داد که اندازه دانه‌ها بعد از چندین پاس انجام فرآیند ECAP به حدود ۵۰۰ نانومتر رسید و پیرسازی در حین ECAP در دمای ۳۹۳ کلین حداکثر خواص مکانیکی را فراهم کرد. نتایج بررسی آنها نشان داد که انجام فرآیند ECAP، سرعت رسوب گذاری (رسوبات MgZn₂) را شدت می‌بخشد.

ژانگ و همکاران [۱۴] اثر فرآیند پیرسازی در دمای ۳۵۳ کلین به مدت ۲۰ دقیقه بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ که ابتدا تحت تغییرشکل پلاستیک شدید ترکیبی شامل ECAP و کله‌زنی سرد قرار گرفته بود را بررسی کردند. ترکیب این فرایندها سبب افزایش استحکام تا محدوده ۶۸۰ MPa و افزایش سختی تا ۲۱۹ ویکرز شد. بررسی آنها نشان داد که اثر هم‌افزای کار سختی ناشی از تغییرشکل پلاستیک شدید و استحکام‌دهی ناشی از رسوب در اثر پیرسازی منجر به خواص بسیار مناسب می‌شود. اندازه رسوبات مشاهده شده در ساختار پس از تغییرشکل و پیرسازی در محدوده ۶۰ نانومتر گزارش شد.

اوه و همکاران [۱۵] به بررسی تأثیر دما در فرآیند پیچش تحت فشار بالا بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پرداختند. پیچش تحت فشار بالا در دمای ۳۷۳ کلین و فشار ۶ GPa در تعداد دوره‌های مختلف انجام شد. نتایج بررسی‌ها نشان داد که با افزایش دما در حین فرآیند پیچش تحت فشار بالا نفوذ عناصر محلول افزایش یافته و رسوبات درشت‌تری در زمینه آلومینیوم شکل می‌گیرد. همچنین اندازه دانه با افزایش دما، زیاده‌تر شد. ونگ و همکاران [۱۶] با فشرده‌سازی ذرات پودر آلومینیوم ۷۰۷۵ و کاربید B₄C از طریق پیچش تحت فشار بالا به ماده کامپوزیتی دست یافتند و سپس با اعمال عملیات حرارتی پیرسازی تغییرات ساختار و خواص مکانیکی را بررسی کردند. نتایج بررسی آنها نشان داد که با اعمال پیچش تحت فشار بالا اندازه ذرات کاربید از ۱۹ میکرومتر به حدود ۷ میکرومتر کاهش یافت و با انجام پیرسازی ذرات رسوب فاز η (MgZn₂) در ساختار شکل گرفتند. با انجام پیرسازی سختی به میزان ۵۴٪ افزایش یافت (۲۲۳ HB) و استحکام کششی به میزان ۶۵۸ MPa افزایش یافت.

فرآیند پیچش تحت فشار بالا^۱ (HPT) یکی از انواع فرآیندهای تغییر شکل پلاستیک شدید است که منجر به بهسازی ریزساختار و کاهش اندازه دانه می‌گردد. در این فرآیند، نمونه در حالی که تحت فشار بالا قرار دارد، تحت پیچش نیز قرار می‌گیرد. این موضوع، سبب تغییر شکل شدید نمونه و به تبع آن تغییر در ریزساختار و خواص مکانیکی آن می‌شود [۱]. در شکل ۱، طرح شماتیک فرآیند پیچش تحت فشار بالا نمایش داده شده است. در این روش نمونه بین دو قالب بالایی و پایینی قرار گرفته و هم‌زمان با تنش فشاری بسیار بالا (در گستره گیگاپاسکال)، با چرخش قالب پائین، نمونه تحت تأثیر کرنش برشی و تغییر شکل پلاستیک شدید قرار می‌گیرد. بنابراین نیروهای اصطکاک سطحی، دیسک را به‌وسیله کرنش برشی به‌گونه‌ای شکل می‌دهند که دیسک تحت شرایط شبه هیدرواستاتیک فشاری تغییر شکل یابد [۲]. سری ۷۰۰۰ آلیاژهای آلومینیوم (آلیاژهای Al-Zn-Mg و Al-Zn-Mg-Cu) جزء انواع آلیاژهای عملیات حرارتی‌پذیر آلومینیوم است که خواص آن‌ها با انجام عملیات پیرسازی تغییر می‌یابد. این آلیاژها، کاربرد زیادی در صنایع نظامی، اتومبیل و هوافضا دارند [۳]. در عملیات پیرسازی، قطعه ابتدا، آنیل محلولی شده و سپس دمای آن تا دمای محیط کاهش می‌یابد. در ادامه، قطعه در محدوده دمای پیرسازی برای مدت معین که زمان پیرسازی نامیده می‌شود، قرار می‌گیرد [۴]. انجام این فرآیند، سبب تولید رسوب‌های مختلف در ساختار می‌شود. از موضوعات مورد توجه محققین، بررسی اثر عملیات حرارتی مختلف از جمله پیرسازی بر ساختار قطعات تغییرشکل پلاستیک شدید یافته می‌باشد [۵، ۶].

ژاکوب و همکاران [۷] اثر فرآیند پیرسازی بر ساختار فولاد مارایجینگ گرید ۲۵۰ که پیچش تحت فشار بالا شده بود بررسی کردند. مطالعات آنها نشان داد که سرعت تحولات مربوط به پیرسازی در نمونه پیچش تحت فشار بالا شده بیشتر از نمونه پیچش تحت فشار بالا نشده بود. همچنین مقادیر سختی و استحکام نهایی کشش پس از پیرسازی برای نمونه پیچش تحت فشار بالا شده به ترتیب ۴۱٪ و ۷۰٪ بیشتر از نمونه پیچش تحت فشار بالا نشده بود. آنها این موضوع را به چگالی بالاتر نایجایی‌ها و سوزن‌های مارتنزیتی ریزتر در ساختار قطعات پیچش تحت فشار بالا شده نسبت دادند که به عنوان محل‌های مرجح برای رسوب‌گذاری در حین پیرسازی عمل می‌نمایند. لی و همکاران [۸] اثر فرآیند پیچش تحت فشار بالا دمای محیط (فشار ۶ GPa و تعداد دور ۵) بر رفتار پیرسازی آلیاژ منیزیم Mg-Y-Nd-Gd-Zr را مطالعه نمودند. بررسی آنها نشان داد که با انجام پیچش تحت فشار بالا، دما و زمان مورد نیاز برای رسیدن به سختی بیشینه طی فرآیند پیرسازی، کاهش می‌یابد و همچنین دانه‌ها با انجام پیرسازی تا دمای ۲۵۰ °C در نمونه پیچش تحت فشار بالا شده، رشد قابل ملاحظه‌ای پیدا نکردند. لی و همکاران [۹] در مطالعه خود بر رفتار پیرسازی ثانویه آلیاژ Mg-Zn-Y که پیرسازی اولیه و پیچش تحت فشار بالا شده بود، دریافتند که پیچش تحت فشار بالا سبب تسریع فرآیند پیرسازی ثانویه شد.



شکل ۱- طرح شماتیک فرآیند پیچش تحت فشار بالا [۶].

³ Multi-directional forging

¹ High pressure torsion

² Equal channel angular pressing

با استفاده از روش سعی و خطا و نتایج گزارش شده در مقالات؛ میزان مناسب فشار (۶ GPa) و تعداد دور (۵) در فرآیند پیچش تحت فشار بالا تعیین شد. پس از انجام پیچش تحت فشار بالا، نمونه‌های دیسکی شکل با ضخامت یک میلی‌متر و قطر ۱۰ میلی‌متر به دست آمدند.

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ مورد استفاده در پژوهش حاضر (درصد وزنی).

Zn	Cr	Mg	Mn	Cu	Fe	Ti	Si	Al
5.6	0.23	2.5	0.1	1.6	0.4	0.08	0.3	Bal



الف



ب

شکل ۲- الف- مجموعه استفاده شده جهت انجام فرآیند پیچش تحت فشار بالا ب- مجموعه قالب استفاده شده جهت انجام فرآیند پیچش تحت فشار بالا و نمونه که در داخل قالب قرار گرفته است.

جهت بررسی تغییرات ریزساختار از میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) مدل Philips XL30 مجهز به آشکارساز پراش انرژی اشعه ایکس (EDX) استفاده شد. آماده‌سازی نمونه‌ها شامل سنباده‌زنی تا سنباده ۳۰۰۰ و پولیش کاری با محلول آلومینا (با ذرات ۰/۱ میکرون) بود. برای حکاکی جهت بررسی دانه‌بندی نمونه‌ها از محلول اچ کلر^۱ شامل (۱۹۰ میلی‌لیتر آب مقطر، ۵ میلی‌لیتر HNO₃، ۴ میلی‌لیتر HCl و ۲ میلی‌لیتر HF) استفاده شد. جهت تعیین اندازه دانه از نرم افزار ImageJ استفاده شد. همچنین به منظور شناسایی فازهای موجود در ریزساختار از دستگاه XRD مدل Philips X-Pert Pro استفاده شد. جهت بررسی خواص مکانیکی نمونه‌ها از آزمون کشش تک محوری استفاده شد. به دلیل کوچکی قطعات، از نمونه‌های مینیاتوری جهت آزمون کشش استفاده شد. نمونه‌های آزمون کشش با استفاده از روش وایرکات و طبق طرح شماتیک نمایش داده شده در شکل ۳، از قطعات پیچش تحت فشار بالا شده تهیه شدند. قطر سیم ماشین وایرکات از جنس برنج ۰/۲ میلی‌متر بود و همچنین بیشینه مقدار جریان ۳ آمپر، ولتاژ ۸۰ ولت، مدت زمان روشن بودن پالس ۰/۷ μs، مدت زمان خاموش بودن پالس ۲۵ μs و سرعت تغذیه سیم ۶ m/min در فرآیند وایرکات انتخاب شد. دستگاه کشش مورد استفاده، دستگاه ساخت شرکت سنتام و مدل ۱۵ تن بود. سرعت حرکت فک دستگاه در آزمون

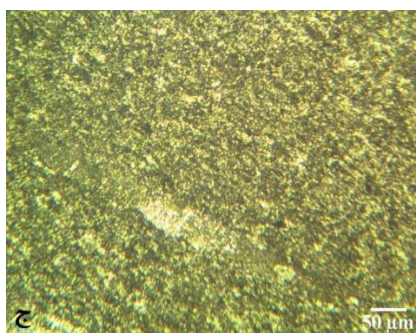
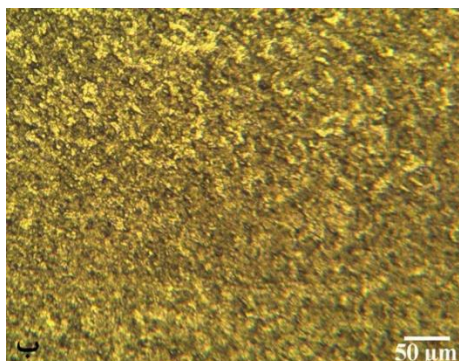
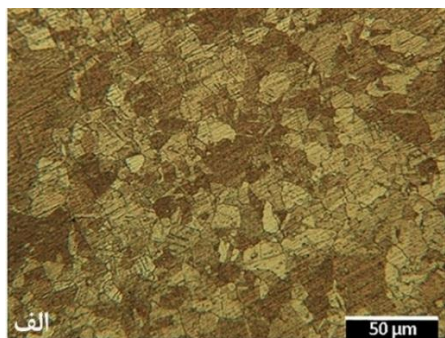
در آلیاژ عملیات حرارتی‌پذیر ۷۰۷۵، عملیات انحلالی و پیرسخت کردن به همراه تغییر شکل پلاستیک شدید به وسیله ECAP توانست استحکامی معادل ۷۰۰ MPa را ایجاد نماید [۱۶]. بطور کلی ترکیب ایجاد چگالی بالای نابجایی به وسیله تغییر شکل پلاستیک شدید و همچنین رسوب مناطق GP دلیل افزایش در استحکام آلیاژهای آلومینیوم پیرسختی‌پذیر شناخته شده است [۱۶-۱۷]. ژانگ و همکاران [۱۸]، به بررسی اثر دما در فرآیند پیچش تحت فشار بالا پرداختند. نمونه‌ها از آلیاژ Al-Zn-Mg-Cu در دو دمای مختلف شامل دمای محیط و دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد پیچش تحت فشار بالا شدند. نتایج نشان داد که اندازه دانه در نمونه‌های پیچش تحت فشار بالا یافته در دمای محیط، کم‌تر و چگالی نابجایی‌ها بیش‌تر از دسته دیگر نمونه‌ها بود. اگر چه برای دسته دوم نمونه‌ها، تجزیه فازی بیش‌تری رخ داده و جدایش اتم‌های مس و منیزیم در مرز دانه‌ها بیش‌تر بود. لی و همکاران [۱۹] به بررسی اثر عملیات پیچش تحت فشار بالا و عملیات پیرسازی بعدی بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ پرداختند. نتایج نشان داد که با انجام پیچش تحت فشار بالا، اندازه دانه به میزان زیادی تا حد ۲۵۰ نانومتر کاهش و استحکام کششی نهایی تا میزان ۶۰۰ MPa افزایش یافت. این استحکام پس از انجام پیرسازی بر روی قطعه، تا ۷۴۵ MPa رسید که علت آن را به تشکیل رسوب‌های بسیار ریز در ساختار در طول پیرسازی نسبت دادند. فریتسچ و واگنر [۲۰] ابتدا عملیات پیرسازی طبیعی را بر آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ اعمال نمودند و سپس قطعه به دست آمده را تحت پرسکاری زاویه‌ای با مقاطع یکسان قرار دادند. با مطالعه ریزساختار مشاهده نمودند که رسوب‌های ایجاد شده در مرحله پیرسازی سبب تسریع ریزشدن دانه‌ها در فرآیند پرسکاری شدند.

با توجه به موارد اشاره شده، یکی از موارد تحقیق، بررسی تاثیر توالی عملیات‌های پیرسازی و پیچش تحت فشار بالا بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ است. در این تحقیق، ریزساختار و خواص مکانیکی نمونه‌های پیرسازی و سپس پیچش تحت فشار بالا شده با خواص نمونه‌ها در حالت پیچش تحت فشار بالا شده و سپس پیرسازی شده مورد مقایسه قرار می‌گیرد.

۲- روش انجام کار

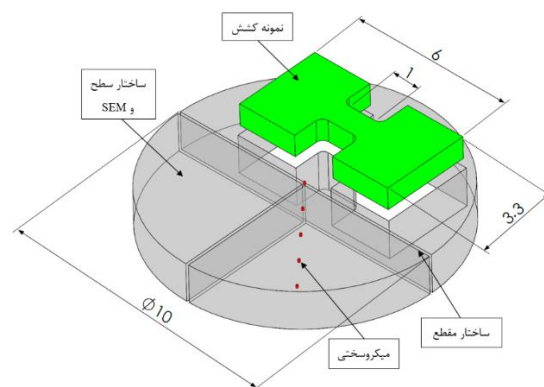
ورق آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ با ترکیب شیمیایی ارائه شده در جدول ۱ و با ضخامت ۳ میلی‌متر از شرکت جهان آلومینیوم تهیه شد. از ورق مورد اشاره، قطعات مدور با قطر ۱۰ میلی‌متر توسط روش وایرکات بریده شد. قطعات سپس با استفاده از الکل روغن‌زدایی و گریس‌زدایی شدند و سطوح آن‌ها از هر گونه پلیسه، پاک شد. نمونه‌ها در دو دسته، نمونه‌های محلول‌جامد سازی شده + پیرسازی شده + پیچش تحت فشار بالا شده (معرفی شده با نماد SAH) و نمونه‌های محلول‌جامد سازی شده + پیچش تحت فشار بالا شده + پیرسازی شده (معرفی شده با نماد SHA) تحت عملیات حرارتی و مکانیکی قرار گرفتند. عملیات محلول‌سازی شامل حرارت دادن نمونه در کوره الکتریکی عملیات حرارتی در دمای ۴۸۰°C به مدت یک ساعت و سپس کوئنچ در آب بود. فرآیند پیرسازی در دمای ۱۲۰°C و برای مدت ۲۴ ساعت انجام شد. سیکل عملیات حرارتی استفاده شده بر اساس مرجع [۲۱] انتخاب شد. روش پیچش تحت فشار بالای به کار گرفته شده از نوع شبه مقید می‌باشد. نیروی محرکه موتور هیدرولیکی از طریق یک یاتاقان کف‌گرد به نیمه پایین قالب انتقال یافته و این قالب با سرعت ۱ دور بر دقیقه می‌چرخد. قالب‌های به کار گرفته از جنس فولاد VCN200 است که پس از عملیات حرارتی، دارای سختی در حدود ۵۸ راکول سی هستند. بر روی هر یک از نیمه‌های قالب، حفره‌ای به قطر ۱۰ میلی‌متر و ارتفاع ۰/۵ میلی‌متر توسط روش اسپارک ایجاد شده بود. میزان تناژ مورد استفاده در عملیات، در حدود ۴۰ تن بود که از طریق دستگاهی با تناژ پرس ۳۰۰ تن اعمال شد. در شکل ۲، شکل قالب و تجهیزات مورد استفاده نمایش داده شده است. پیچش تحت فشار بالا در دمای محیط انجام شد.

کشش ۱ mm/min بود. سختی‌سنجی با استفاده از دستگاه ساخت شرکت کوپا پژوهش و با به‌کارگیری روش میکروسختی‌سنجی ویکرز بر طبق استاندارد ASTM E384 انجام شد. در آزمون سختی‌سنجی، نیرو ۱۰۰ گرم و زمان توقف ۱۰ ثانیه بود. جهت اطمینان از صحت مقادیر سختی، مقدار سختی برای هر موقعیت ۳ بار تکرار شد و در قسمت نتایج، مقدار میانگین سختی برای هر موقعیت مکانی گزارش شده است.



شکل ۴- الف- تصویر ریزساختار مربوط به نمونه مورد مطالعه پس از محلول‌سازی جامد ب- ریزساختار مربوط به نمونه SHA ج- ریزساختار مربوط به نمونه

در شکل ۵-الف و ۵-ب تصاویر میکروسکوپ الکترون عبوری مربوط به ریزساختار نمونه‌های SHA و SAH نمایش داده شده است. در این تصاویر دانه‌ها و همچنین ذرات سیاه رنگ که متناسب به ذرات رسوب $MgZn_2$ (ذرات η) هستند، نمایانگر هستند (آنالیزهای انجام شده برای تشخیص این رسوبات در قسمت‌های بعدی اشاره شده است). همان‌طور که مشاهده می‌شود اندازه دانه برای نمونه‌های SAH و SHA کمتر از ۱۰۰ نانومتر بوده، برای نمونه SHA، ۶۵ نانومتر و برای نمونه SAH، ۷۸ نانومتر می‌باشد. محققین مهمترین دلیل کاهش اندازه دانه با انجام پیچش تحت فشار بالا را بازیابی و تبلور مجدد دینامیکی اشاره کرده‌اند [۳ و ۵]. انجام پیچش تحت فشار بالا، کرنش برشی زیادی را بر قطعه اعمال می‌نماید. از آنجا که رابطه مستقیمی بین کرنش و چگالی نابجایی‌ها وجود دارد با افزایش کرنش در قطعه، چگالی نابجایی به سرعت زیاد می‌شود. روسوچوووسکی [۲۲] بیان داشته است که با افزایش تعداد نابجایی‌های مختلف، با هدف کاهش انرژی آزاد در ساختار، نابجایی‌های مختلف‌العلامه یکدیگر را حذف و نابجایی‌های موافق‌العلامه در صفحات مختلف کریستالی زیر یکدیگر قرار می‌گیرند و تشکیل مرزهای فرعی کم زاویه (با زاویه عدم انطباق کمتر از ۱۵ درجه) را در درون دانه‌های بزرگتر ساختار می‌دهند. در ادامه فرآیند و با افزایش زاویه عدم انطباق در مرزهای فرعی، مرزهای فرعی به مرزهای اصلی تبدیل شده و در نتیجه ساختار، فوق ریزدانه می‌شود. این مکانیزم تحت عنوان تبلورمجدد دینامیکی شناخته می‌شود. در شکل ۶، نظم یافتن نابجایی‌ها به منظور تشکیل مرزدانه در نمونه پیچش تحت فشار بالا یافته، نمایش داده شده است.



شکل ۳- تصویر شماتیک نمونه آزمون کشش تهیه شده از قطعات HPT شده؛ در شکل همچنین مکان هندسی مناطقی که جهت اندازه‌گیری سختی و بررسی ریزساختار استفاده شدند، نمایش داده شده است (ابعاد بر حسب میلی‌متر است).

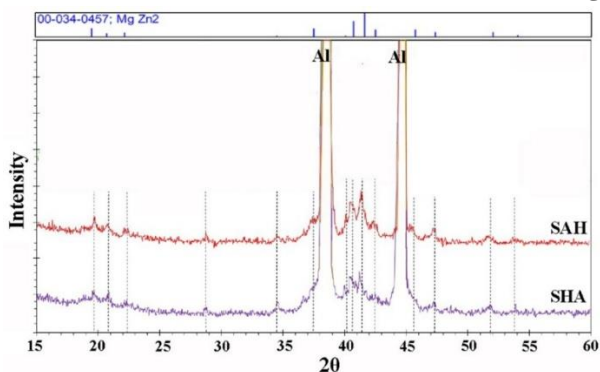
۳- نتایج و بحث

۳-۱- ریزساختار

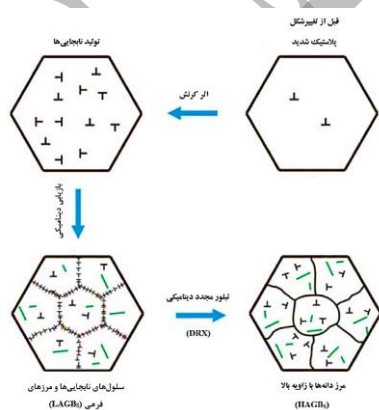
تصویر میکروسکوپ نوری تهیه شده از ریزساختار آلیاژ ۷۰۷۵ پس از محلول‌سازی در شکل ۴-الف نمایش داده شده است. همچنین تصویر میکروسکوپ نوری تهیه شده از ریزساختار مربوط به نمونه‌های SHA و SAH به ترتیب در تصاویر ۴-ب و ۴-ج نمایش داده شده‌اند. همان‌طور که مشاهده می‌شود اندازه دانه برای نمونه پس از محلول‌سازی در حدود ۲۴ میکرومتر می‌باشد، در حالی که اندازه دانه برای نمونه‌های SHA و SAH به دلیل کوچکی در تصاویر به وضوح مشخص نیست.

که شدت پیک مربوط به رسوبات η در نمونه SAH بیشتر از شدت آن در مورد نمونه SHA است. این موضوع را می‌توان به اندازه بزرگ‌تر ذرات η در ساختار نمونه SAH نسبت داد. احمد و همکاران [۲۵] دریافتند که با افزایش اندازه ذرات رسوب، شدت پیک‌ها در آزمون XRD افزایش می‌یابد. در پژوهش‌های صورت گرفته توسط ژانو و همکاران [۲۶] و کاردوسو و همکاران [۲۷] عنوان شده است، پیک‌های عریض در زاویه ۲۰ حدود ۲۰ درجه مربوط به مناطق GP و پیک‌های ضعیفی (پیک‌های موجود در زوایای $20 < 39^\circ$) که مکان آن‌ها کمی پایین‌تر از پیک‌های فاز هگزگونال η است مربوط به فاز نیمه پایدار و هگزگونال η' می‌باشد.

همان‌طور که در شکل ۵ نیز مشاهده می‌شود توزیع رسوبات η در نمونه SHA یکنواخت‌تر و با اندازه کوچک‌تر است. همان‌طور که بیان شد با انجام پیچش تحت فشار بالا تعداد بسیار زیادی نابجایی در ساختار تولید می‌شود. طبق یافته مارکوشو و همکاران [۲۸] چگالی نابجایی‌ها در ساختار فلز آلومینیوم با انجام پیچش تحت فشار بالا تا حدود $8 \times 10^{14} \frac{1}{cm^2}$ افزایش می‌یابد. از سوی دیگر، افزایش انرژی ماده در واحد طول یک نابجایی به میزان ۱ eV گزارش شده است [۲۹]. لذا وقتی تعداد نابجایی افزایش می‌یابد، انرژی ماده زیاد می‌شود. در این حالت، نابجایی‌ها، با هدف کاهش انرژی آزاد ماده نظم یافته و تشکیل مرزهای فرعی ابتدا با زاویه کم^۱ (LAGBs) و در ادامه مرزهای با زاویه زیاد^۲ (HAGBs) را می‌دهند که نقشی همانند مرزهای اصلی ایفا می‌نمایند [۳۰]. در شکل ۸، طرح شماتیک تشکیل مرزهای فرعی نمایش داده شده است.



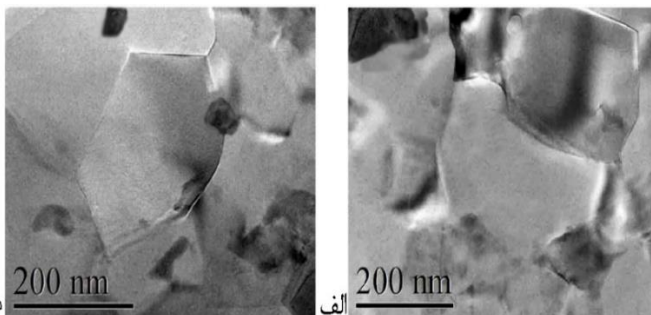
شکل ۷- نتایج تفرق اشعه X (XRD) مربوط به نمونه‌های SAH و SHA.



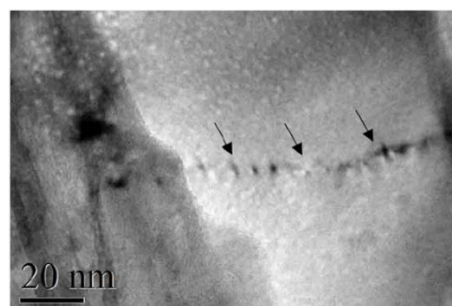
شکل ۸- شماتیک فرآیند تبلور مجدد دینامیکی و تشکیل دانه‌های فوق ریز در حین HPT [۲۶].

۳-۲- آزمون سختی سنجی

تغییرات سختی در راستای شعاع برای مقطع نمونه‌های SAH و SHA در شکل ۹ ارائه شده است. با توجه به شکل مشاهده می‌شود که برای هر دو نمونه با افزایش



شکل ۵- تصاویر میکروسکوپ الکترون عبوری از نمونه‌های الف- SAH و ب- SHA.



شکل ۶- نمایش نظم گرفتن نابجایی‌ها و تشکیل مرزهای فرعی.

در توجیه اندازه دانه کوچک‌تر نمونه SHA در قیاس با نمونه SAH می‌توان به نقش رسوبات و پیچش تحت فشار بالا اشاره کرد. در نمونه SAH، پس از پیرسازی، رسوبات تشکیل می‌شوند که تحرک نابجایی‌ها و تولید آنها در حین فرآیند پیچش تحت فشار بالا را می‌کاهند. در حالیکه در نمونه SHA، پیچش تحت فشار بالا بر نمونه فاقد ذرات رسوب انجام می‌شود و تحرک و تولید نابجایی‌ها شدت بیشتری دارد. این موضوع شدت تبلور مجدد بیشتر در نمونه‌های SHA نسبت به نمونه‌های SAH را در پی داشته و ریزدانه‌های بیشتری را سبب می‌شود.

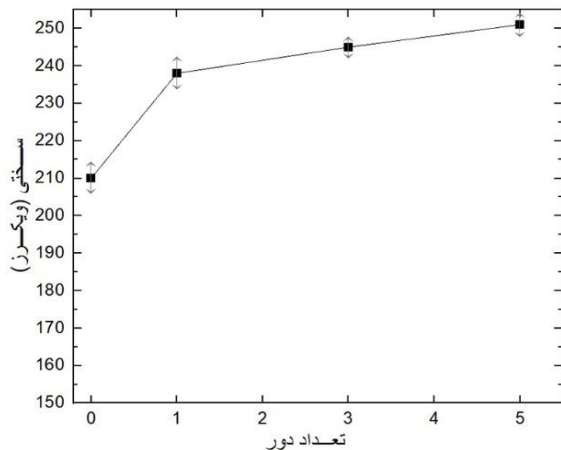
نکته مهم در شکل ۵، اندازه و نحوه توزیع ذرات رسوب $MgZn_2$ (η) در نمونه‌های SAH و SHA است. مرزهای دانه و مکان‌های پرانرژی مانند نقاط تقاطع و تجمع نابجایی‌ها از جمله مکان‌های مرجح برای تشکیل رسوبات در حین پیرسازی هستند [۲۳]. نمونه SHA که ابتدا در اثر پیچش تحت فشار بالا ریزدانه شده است، وقتی تحت تاثیر پیرسازی قرار می‌گیرد، به دلیل جزء حجمی بالای مرزدانه‌ها و همچنین نقاط پرانرژی پر تعداد به دلیل تقاطع نابجایی‌ها، مکان‌های مرجح برای تشکیل ذرات رسوب زیادی خواهند داشت. در این صورت، رسوبات کوچک و با تعداد زیاد در ساختار شکل خواهد گرفت. در حالی که برای نمونه‌ای که ابتدا پیرسازی می‌شود به دلیل حضور کمتر مکان‌های مرجح تشکیل رسوب، رسوبات بزرگ‌تر و با تعداد کمتری در ساختار شکل می‌گیرد. در شکل ۵-الف و ۵-ب توزیع و اندازه ذرات رسوب نمایش داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در نمونه SHA ذرات رسوب کوچک‌تر و توزیع یکنواخت‌تری دارند.

مورد دیگر که می‌توان در نظر داشت افزایش دما در حین فرآیند پیچش تحت فشار بالا است. انجام تغییر شکل پلاستیک شدید نه تنها کار مکانیکی را سبب می‌شود بلکه به دلیل اثر اصطکاک، سبب تولید حرارت می‌شود. دمای حین فرآیند HPT را محققین تا حدود $130^\circ C$ پیش‌بینی نموده‌اند [۲۴]. این افزایش دما در حین پیچش تحت فشار بالا به مدت محدود ۵ دقیقه (سرعت چرخش ۵ دور بر دقیقه و تعداد دور ۵) می‌تواند به عنوان عامل محرک در تشکیل ذرات رسوب کوچک نقش ایفا کند. در شکل ۷، آنالیز XRD مربوط به نمونه‌های SAH و SHA ارائه شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود در این نمونه‌ها، پیک‌های مربوط به آلومینیوم و ذرات رسوب $MgZn_2$ (η) مشاهده می‌شوند. در شکل مشاهده می‌شود

^۱ Low angle grain boundary

^۲ High angle grain boundary

یافته است. با افزایش دور، همان طور که قبلا نیز بیان شد چگالی نابیایی ها افزایش می یابد و در نتیجه ریزدانه گی به دلیل پدیده تبلور مجدد دینامیکی بیشتر می شود.

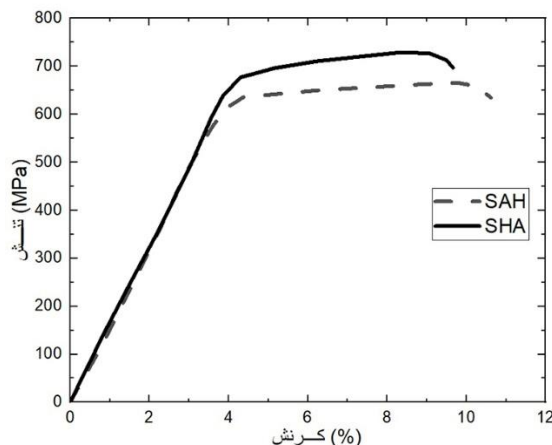


شکل ۱۰- تغییرات سختی بر حسب تعداد دور در نقطه $f=4.5$ برای نمونه SHA.

۳-۳- آزمون کشش

منحنی های تنش-کرنش مهندسی نمونه های SHA و SHA در شکل ۱۱ نمایش داده شده است. همان طور که مشاهده می شود استحکام تسلیم و نهایی مربوط به نمونه SHA بیشتر از مقدار آنها در رابطه با نمونه SAH است. اگرچه، میزان درصد افزایش طول نمونه SAH به میزان محدود بیشتر از نمونه SHA است. بیشتر بودن استحکام در نمونه SHA را می توان به موانع بیشتر در مسیر حرکت نابیایی ها در ساختار نسبت داد. به طور کلی با افزایش موانع حرکت نابیایی ها و در نتیجه تردد کمتر نابیایی ها، ماده استحکام بیشتری از خود نشان می دهد. با توجه به شکل ۵، رسوبات η در ساختار نمونه SHA به صورت ذرات ریز و پراکنده هستند اما در ساختار نمونه SAH به صورت ذرات درشت و دور از یکدیگر قرار دارند. در یک جزء حجمی مشخص از ذرات رسوب (f)، با کاهش اندازه ذرات رسوب (a)، فاصله بین ذرات (رابطه ۴) [۲۳] کاهش می یابد و بر طبق بیان اووروان-اشبی (رابطه ۳)، استحکام افزایش بیشتری می یابد.

$$\lambda = \frac{4(1-f)a}{f} \quad (4)$$



شکل ۱۱- منحنی تنش-کرنش مهندسی برای نمونه های SHA و SAH.

در مباحث مطرح شده به نقش عوامل مختلف استحکام دهی اشاره شد. به طور کلی، در آلیاژهای مستعد پیرسازی که تحت فرآیند پیچش تحت فشار بالا قرار می گیرند، افزایش سختی و استحکام معمولاً حاصل برهم کنش همزمان چندین مکانیزم استحکام دهی، شامل استحکام دهی ناشی از افزایش چگالی نابیایی ها، ریزدانه شدن شدید ساختار و استحکام دهی رسوبی است. سهم نسبی هر یک از این مکانیزم ها به عواملی نظیر میزان کرنش اعمالی در فرآیند HPT، دمای فرآیند،

فاصله از مرکز، سختی به تدریج افزایش یافته است. در توجیه می توان گفت که با توجه به شرایط کرنشی در قطعات پیچش تحت فشار بالا یافته، مقدار کرنش بر حسب فاصله شعاعی از مرکز تغییر می یابد. بیشترین مقدار کرنش در نواحی دور از مرکز و کمترین مقدار کرنش در مرکز ایجاد می شود. مقدار کرنش برشی معادل (۷) در هر نقطه از مقطع قطعه ای که پیچش تحت فشار بالا بر آن اعمال می گردد، از رابطه ۱ به دست می آید:

$$\gamma = \frac{2\pi r N}{\sqrt{3}t} \quad (1)$$

که t ، r و N به ترتیب معرف فاصله از مرکز، ضخامت و تعداد دور در فرآیند پیچش تحت فشار بالا می باشند [۳۱]. بر طبق این رابطه، کرنش برشی نسبت مستقیم با r و N دارد. نقاط نزدیک به محیط قطعه بیشترین فاصله را از مرکز دارند، لذا بیشترین مقدار کرنش برشی در ناحیه نزدیک به محیط اعمال می شود. با توجه به آن که بین میزان کرنش و چگالی نابیایی ها که تولید می شوند ارتباط مستقیم وجود دارد ($\gamma = b\rho x$) [۲۳]، با افزایش فاصله از مرکز، چگالی نابیایی ها افزایش می یابد. با افزایش چگالی نابیایی ها، با توجه به آنکه تردد نابیایی ها سخت تر می شود، سختی افزایش می یابد. طبق رابطه ۲ [۲۳]، استحکام (و سختی) (σ) با افزایش چگالی نابیایی (ρ)، افزایش می یابد.

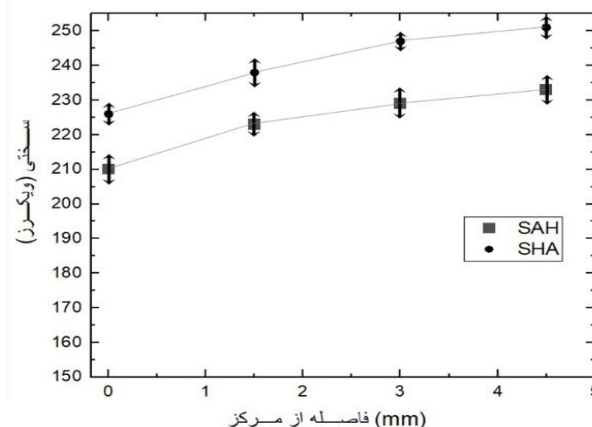
$$\sigma = \sigma_0 + \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (2)$$

همچنین از آنجا که با افزایش فاصله از مرکز (r)، چگالی نابیایی ها زیاد می شود، می توان انتظار داشت شدت تبلور مجدد و ریزدانه گی با افزایش فاصله از مرکز شدت یابد که این موضوع نیز می تواند خود افزایش سختی با افزایش فاصله از مرکز را به دنبال داشته باشد.

نکته قابل توجه در شکل ۹، سختی بالاتر نمونه SHA در مقایسه با سختی نمونه SAH در نقاط مختلف می باشد. همچنین با احتساب میانگین مقادیر سختی نقاط مختلف، مقدار میانگین سختی برای نمونه SHA و SAH به ترتیب در حدود 242 ± 6 و 220 ± 7 بود. سختی بالاتر نمونه SHA را می توان به توزیع بهتر ذرات رسوب η در نمونه SHA نسبت داد. به طور کلی حضور رسوبات از عوامل افزایش دهنده استحکام و سختی هستند. طبق رابطه ۳ اووروان-اشبی [۲۳]، افزایش استحکام ناشی از حضور رسوبات وابسته به فاصله بین ذرات رسوب (λ) است.

$$\Delta \sigma = \frac{0.13 G b}{\lambda} \ln \frac{a}{b} \quad (3)$$

هر چه فاصله بین ذرات رسوب، کوچکتر باشد و ذرات توزیع بهتری داشته باشند به نحوی که از آلوده شدن آنها اجتناب شده باشد، سختی بیشتری حاصل می شود. در رابطه فوق، a اندازه شعاع ذرات رسوب، b اندازه بردار برگرز و G مدول برشی ماده است.

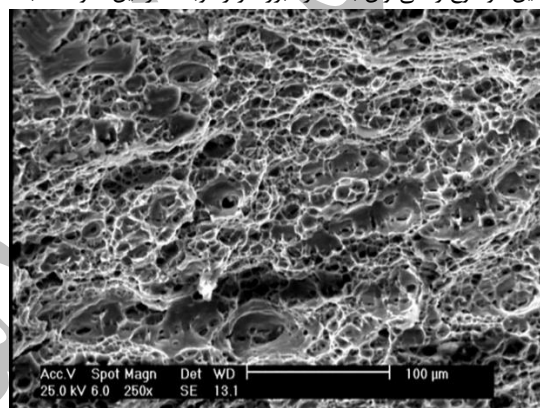


شکل ۹- تغییرات سختی بر حسب فاصله از مرکز برای نمونه های SHA و SAH.

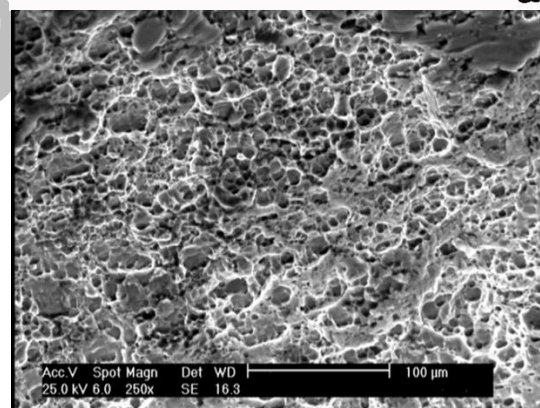
در شکل ۱۰، مقادیر میانگین سختی مربوط به نقطه با $f=4.5$ میلی متر برای نمونه های SHA به ازای تعداد دورهای مختلف فرآیند پیچش تحت فشار بالا ارائه شده است. همانگونه که مشاهده می شود با افزایش تعداد دور، میزان سختی افزایش

شرایط عملیات حرارتی و ریزساختار اولیه ماده وابسته است. تعیین کمی سهم هر یک از این مکانیزم‌ها مستلزم اندازه‌گیری مستقل پارامترهای ریزساختاری مرتبط، از جمله اندازه دانه، چگالی نابجایی، اندازه و کسر حجمی رسوبات و همچنین به‌کارگیری مدل‌های تحلیلی متناظر با هر مکانیزم استحکام‌دهی است.

سطح شکست نمونه‌های SAH و SHA بعد از پایان آزمون کشش در شکل ۱۲ ارائه شده است. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، سطح شکست هر دو نمونه‌ها، مشخصات سطح شکست نرم که شامل حضور خلل و فرج در سطح می‌باشد، دارا می‌باشد. در فرآیند شکست نرم، طی تغییرشکل ابتدا حفرات در قطعه بوجود می‌آیند و در ادامه با رشد حفرات، ریزترک‌ها ایجاد و با اتلاف ریزترک‌ها، ترک در قطعه بوجود آمده و در نهایت قطعه می‌شکند. مکان‌های قفل نابجایی‌ها و همچنین رسوبات، از مکان‌های مرجح برای تشکیل حفرات هستند که در این میان، حفرات تشکیل شده در مکان رسوبات، درشت‌تر هستند [۲۳]. با توجه به تعداد بیشتر حضور رسوبات در ساختار نمونه SHA می‌توان انتظار داشت تعداد حفرات بیشتری تشکیل شده و شکست زودتری را نسبت به نمونه SAH داشته باشیم. در شکل ۱۲ همچنین اندازه بزرگتر حفرات برای نمونه SAH نسبت به نمونه SHA مشاهده می‌شود که این موضوع را می‌توان به اندازه بزرگتر رسوبات در این نمونه نسبت داد.



الف



ب

شکل ۱۲- سطح شکست نمونه های الف- SAH و ب- SHA

نتیجه‌گیری

اثر تقدم و تاخر دو فرآیند پیرسازی و پیچش تحت فشار بالا بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۷۵ محلول‌جامد سازی شده مورد بررسی قرار گرفت. بعضی از نمونه‌ها (SAH) پس از محلول‌جامد سازی شدن، ابتدا پیرسازی و سپس پیچش تحت فشار بالا شدند و دسته دیگر از نمونه‌ها (SHA) پس از محلول‌جامد سازی شدن، ابتدا پیچش تحت فشار بالا شده و سپس تحت پیرسازی قرار گرفتند. نتایج نشان داد که:

۱- در نمونه‌های SHA به دلیل تقدم پیچش تحت فشار بالا، تعداد زیاد مکان‌های مرجح برای تشکیل رسوب ایجاد می‌شود. این موضوع توزیع یکنواخت‌تر رسوبات در نمونه‌های SHA نسبت به نمونه‌های SAH را به همراه دارد.

۲- توزیع یکنواخت‌تر رسوبات در نمونه‌های SHA توزیعی از رسوبات با اندازه کوچک‌تر و در فاصله نزدیک‌تر به یکدیگر نسبت به نمونه‌های SAH را سبب می‌شود.

۳- توزیع یکنواخت‌تر رسوبات در نمونه‌های SHA سبب افزایش سختی و استحکام این نمونه‌ها نسبت به نمونه‌های SAH شد. اگرچه، درصد افزایش طول به میزان محدودی کاهش یافت.

۴- استفاده از فرآیندهای تغییرشکل پلاستیک شدید مانند پیچش تحت فشار بالا، پیش از مرحله پیرسازی می‌تواند سبب بهبود خواص مکانیکی شود؛ این موضوع پتانسیل قابل‌توجهی برای کاربرد در صنعت دارد.

واژه‌نامه

a	شعاع ذرات رسوب
b	اندازه بردار برگرز
f	جزء حجمی ذرات رسوب
G	مدول برشی ماده
N	تعداد دور در فرآیند پیچش تحت فشار بالا
r	فاصله المان تا وسط دیسک
t	ضخامت
γ	کرنش برشی
λ	فاصله بین ذرات رسوب
σ	تنش
ECAP	پرسکاری زاویه ای با مقاطع یکسان
EDX	پراش انرژی اشعه ایکس
HAGB	مرز دانه زاویه زیاد
HPT	پیچش تحت فشار بالا
LAGB	مرز دانه زاویه کم
MDF	آهن‌گری چند جهته
SAH	نمونه محلول جامد- پیچش تحت فشار بالا شده
SHA	نمونه محلول جامد- پیچش تحت فشار بالا و سپس پیرسازی شده

مراجع

- [1] M. Abbasi, B. Bagheri Vanani, M.R. Mehraban Dehaghani, M. Mohammadkhah, S. Klinge, "Influence of the Nano-structuring by High-Pressure Torsion on the Microstructure, Mechanical Properties of Mild Steel Weld Samples Fabricated by GMAW," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 142, pp. 6453-6470, 2026.
- [2] B. Bagheri Vanani, M. Abbasi, A. Abdollahzadeh, M. Mohammadkhah, S. Klinge, "High-pressure torsion on nanocomposite produced by multi-pass friction stir process (MP-FSP): microstructure evolution and wear behaviors," *Journal of Materials research and Technology*, vol. 39, pp. 7095-7109, 2025.
- [3] M. Moghaddam, a. Zarei-Hanzaki, M.H. Pishbin, A.H. Shafieizad, V.B. Oliveira, "Characterization of the Microstructure, Texture and Mechanical Properties of 7075 Aluminum Alloy in Early Stages of Severe Plastic Deformation," *Materials Characterization*, vol. 119, pp. 137-147, 2016.
- [4] A. Sverdlin, *Handbook of Aluminum 1: Physical Metallurgy and Processes*, New York: Marcel Dekker, 2003.
- [5] A. Ghosh, M. Ghash, "Effect of Heat Treatment and Severe Plastic Deformation on Microstructure and Texture Evolution of 7075 Alloy," *Materials Today Communications*, vol. 33, pp. 5239-5242, 2020.
- [6] K. Wang, et al., "Synergetic Effects of High-Pressure Torsion and Heat Treatment on the Microstructure Evolution and Mechanical Properties of B4C/7075Al Composites," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 1039, In press, 2025.
- [7] K. Jacob, D. Yadav, S. Dixit, A. Hohenwarter, B. N. Jaya, "High Pressure Torsion Processing of Maraging Steel 250: Microstructure and Mechanical Behavior Evolution," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 802, pp. 1-13, 2021.
- [8] Y. Li, C. Qu, J. Wang, R. Xu, "Exceptional Aging Hardening Behavior of Nanocrystalline Mg-Y-Nd-Gd-Zr Alloy Prepared by High Pressure Torsion," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 813, pp. 324-329, 2020.

- [20] M.F. Wagner, S. Fritsch, "On the Effect of Natural Aging prior to Low Temperature ECAP of a High-Strength Aluminum Alloy," *Metals*, vol. 63, pp. 1-10, 2018.
- [21] J.R. Davis, *ASM Specialty Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys, Heat Treating*, Ohio: ASM International, 1998.
- [22] A. Rosochowski, *Severe Plastic Deformation Technology*, Scotland: Whittles Publishing, 2017.
- [23] G.E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, New York: McGraw-Hill, 1988.
- [24] K. Edalati, R. Miresmaeili, Z. Horita, H. Kanayama, R. Pippan, "Significance of Temperature Increase in Processing by High-Pressure Torsion," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, pp. 7301-7305, 2011.
- [25] S. Ahmad et al., "Experimental Studies on Mechanical Properties of AL7075/TiO₂ Metal Matrix Composite and its Tribological Behavior," *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 30, pp. 8539-8552, 2024.
- [26] Y. Zhao, X. Liao, R.Z. Valiev, Y.T. Zhu, "Structures and Mechanical Properties of ECAP Processed 7075 Al Alloy upon Natural Aging and T651 Treatment," *MRS Online Proceedings Library (OPL)*, 821, 2004.
- [27] K.R. Cardoso, D.N. Travessa, W.J. Botta, J.R. Jorge, "High Strength AA7050 Al Alloy Processed by ECAP: Microstructure and Mechanical Properties," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 528, pp. 5804-5811, 2011.
- [28] M.V. Markushev, E.V. Aytokratova, S.V. Krymskiy, V.V. Tereshkin, O.Sh. Sitdikov, "Effect of HPT Straining and further Natural Aging on the Structure and Hardness of Aluminum Alloy 1965 with Nanosized TM aluminides," *Letters on Materials*, vol. 4s, pp. 463-468, 2022.
- [29] D. Hull, D.J. Bacon, *Introduction to Dislocations*, New York: Elsevier, 2011.
- [30] M. Abbasi, M. Givi, A. Ramazani, "Friction Stir Vibration Processing: a New Method to Improve the Microstructure and Mechanical Properties of Al5052/SiC Surface Nanocomposite Layer," *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 100, pp. 1463-1473, 2019.
- [31] S. Lee, K. Watanabe, K. Matsuda, Z. Horita, "Low-Temperature and High-Strain-Rate Superplasticity of Ultrafine-Grained A7075 Processed by High Pressure Torsion," *Materials Transactions*, vol. 59, pp. 1341-1347, 2018.
- [9] Y. Li, J. Wang, X. Liu, Y. Man, R. Xu, "Accelerated and Enhanced Aging Hardening Response of the Pre-aged and HPT-Processed Mg-Zn-Y Alloy by HAADF-STEM," *Materials Letters*, vol. 261, pp. 445-4452, 2020.
- [10] J.M. Cubero-Sesin, Z. Horita, "Age Hardening in Ultrafine-Grained Al-2 pct Fe Alloy Processed by High-Pressure Torsion," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 46, pp. 2614-2624, 2015.
- [11] R. Pippan, S. Scheriau, A. Taylor, M. Hafok, A. Hohenwarter, A. Bachmaier, "Saturation of Fragmentation during Severe Plastic Deformation," *Annual Review of Materials Research*, vol. 40, pp. 319-343, 2010.
- [12] T. Aoba, M. Kobayashi, H. Miura, "Effects of Aging on Mechanical Properties and Microstructure of Multi-Directionally Forged 7075 Aluminum Alloy," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 700, pp. 220-225, 2017.
- [13] M.H. Shaeri, M.T. Salehi, S.H. Seyyedein, M.R. Abutorabi, J.K. Park, "Microstructure and Mechanical Properties of Al7075 Alloy Processed by Equal Channel Angular Pressing Combined with Aging Treatment," *Materials & Design*, vol. 57, pp. 250-257, 2014.
- [14] J. Zhang, et al., "Enhanced Mechanical Properties in 7075 Al Alloy Fasteners Processed by Post ECAP-CU Aging," *Materials Today Communications*, vol. 45, In press, 2025.
- [15] J. Oh, et al., "Mechanical Properties and Microstructural Evolution of High-Pressure Torsion-Processed Al7075 Alloy at Elevated Temperatures," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 835, pp. 142-153, 2022.
- [16] W.J. Kim, J.K. Kim, H.K. Kim, J.W. Park, Y.H. Jeong, Y.H., "Effect of Post Equal-Channel-Angular-Pressing Aging on the Modified 7075 Al Alloy Containing Sc," *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 450, pp. 222-228, 2008.
- [17] S. Lee, M. Furukawa, Z. Horita, T.G. Langdon, "Developing a Superplastic Forming Capability in a Commercial Aluminum Alloy without Scandium or Zirconium Additions," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 342, pp. 294-301, 2003.
- [18] Y. Zhang, et al., "Strengthening Mechanisms in an Ultrafine-Grained AlZnMgCu Alloy Processed by High Pressure Torsion at Different Temperatures," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 752, pp. 223-232, 2019.
- [19] S. Lee, K. Tazoe, I.F. Mohamed, Z. Horita, "Strengthening of AA7075 Alloy by Processing with High-Pressure Sliding (HPS) and Subsequent Aging," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 628, pp. 56-61, 2015.

نسخه خطی
از کتاب
تفسیر