Research Paper

The variations, with temperature, of the morphology of metastable phases in 3000 & 5000 Aluminium alloys

Khatereh Manafi¹, Maziyar Azadbeh^{2*}

1-Faculty of Material Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran

2. Faculty of Material Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran

Received:2024/11/20Revised:2025/04/05Accepted:2025/04/05	Abstract Introduction: : Recent studies have shown that in 3000 and 5000 series aluminum alloys metastable phases are present that their size and
Use your device to scan and read the article online	is no consensus about the temperature to achieve the highest fragmentation of metastable phase. On the whole, the size and distribution of dispersoids are dependent on the fabricating method and complementary steps. In this research, the effect of the temperature of "post treatment" on characteristic of metastable phase and improving the impact strength of the alloys as extruded was investigated.
	Methods : By hot extrusion of 4-inch billet, produced by melting and casting of used beverage aluminum cans, a profile with a rectangular cross-section of 10×20 mm was obtained. The samples wire cut from the profile. Then, "semi dispersion treatment" was done in a way, in that the samples which were quasi dissolved at 600°C for 8h followed by water quenching, and then semi aged at temperatures of 300, 400, and 500°C for 1 hour. The Charpy impact text was carried out at room tomperature according to ASTM
DOI: <u>10.71905/jnm.2025.1187746</u>	standard E23-06. Findings: The results of the Charpy impact test showed that with rising semi aging temperature from 300 to 500 °C, impact toughness increases from 72 to 87 (J/cm ²). Meanwhile, the impact strength of the reference sample (after extrusion and without semi dispersion treatment) is 55 (J/cm ²). The change
Keywords: 3000 and 5000 series aluminium alloys, Semi Dispersion Treatment, Impact strength, Morphology, Metastable phases	in impact strength is in the result of morphology change and distribution of metastable phases, which are mainly cubic $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$, orthorhombic $Al_6(Fe, Mn)$, and Mg_2Si .

Citation: Khatereh Manafi, Maziyar Azadbeh, The variations, with temperature, of the morphology of metastable phases in 3000 & 5000 Aluminium alloys, Quarterly Journal of New Materials. 2024; 15 (56): 69-87.

*Corresponding author: Maziyar Azadbeh

Address: Faculty of Material Engineering, Sahand University of Technology, Tabriz, Iran. Tell: +98-41 33 45 94 52 Email: azadbeh@sut.ac.ir

Extended Abstract

Introduction

The aluminium can was introduced in the early 1970s. In the past, people assumed aluminium cans as a discardable product. Eventually, by the late 1970s recycling of aluminium cans began in the industry [1].

Aluminium used beverage cans made of two aluminium alloys, (3004 ASTM for the main body and 5182 ASTM for the lids) with different compositions [2]. Aluminium 3xxx alloys are one of the most used commercial wrought alloys in architecture and packaging industries due to their excellent formability and high corrosion resistance. Its alloys are classified as non-heat-treatable alloys. Recently, several studies have precipitated a reasonable amount of dispersed particles during heat treatment [3]. 3xxx alloys contain manganese, iron, and certain amount of silicon. As well as the two dominant types of dispersed particles are cubic type α – Al(Fe, Mn)Si, and orthorhombic type $Al_6(Fe, Mn)$. In alloys with high Si, dispersoid $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ particles are but $Al_6(Fe, Mn)$ present. will not precipitate. In alloys with low Si, α – Al(Fe, Mn)Si particles will precipitate during heat treatment at low temperatures, but will dissolve at high temperatures and $Al_6(Fe, Mn)$ present as a stable phase. Mg₂Si is in small amounts [4,5]. 5182, is used in the bottom of beverage cans due to its higher strength than 3004 $.\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ and Mg₂Si phases are formed in 5xxx alloys, so that Mg₂Si intermetallic is dominant. In this alloy [6]. The type of dispersed particles varies with composition and heat treatment. At low temperatures in quasi-stable twophase aluminium-manganese binary alloys, Al₁₂Mn 12 Mn and Al₇Mn are formed, bcc and orthorhombic structures, respectively. At higher temperatures, the equilibrium phase aluminium-manganese allovs in is $Al_6(Fe, Mn)$ orthorhombic phase.

The addition of iron and silicon reduces the solubility of manganese in aluminium. On the other hand, accelerates the deposition of scattered particles containing manganese. Silicon is interested in the precipitation of

70

dispersoid particles of simple cubic type α – Al(Fe, Mn)Si phase. Iron may replace manganese in both $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ and Al₆Mn phases. When the Mn/Fe ratio is high, the $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ phase has a simple cubic crystal structure, while for higher amounts of Fe, the phase may change to a bcc crystal structure [7]. Due to the low solubility of Fe in aluminium and the variability of the chemical composition of beverage cans, compounds $Al_6(Fe, Mn)$ is formed with smooth edges (sharp and without curvature) during solidification, which its morphology increases stress concentration and reduces mechanical properties [8]. Warmuzek et al. [9] stated that aging heat treatment is a helpful method to transform a type of precipitate while simultaneously changes its morphology. During precipitation treatment, the coarse particles of $Al_6(Fe, Mn)$ intermetallic fragment. started to For instance, $Al_6(Fe, Mn)$ particles after treatment at 300°C for 48 hours were in the Chinese lines with large branches, while the branches were divided into parts after treatment at 425°C for 48 hours. Only minor changes were observed between the α – *Al*(*Fe*, *Mn*)*Si* and Mg₂Si due to their small size and low volume fraction. When the alloy was heated at precipitation temperature of dispersed particles, 350 and 375 °C, continuous precipitates of fine dispersoid particles prevailed. No significant coarsening was observed. Fine dispersed particles are uniformly distributed when treated at 350°C and 375°C for 48 hours. The average size of dispersed particles after 350 °C for 48 h, 46 nm, is smaller than that of 375 °C for 48 h, 61 nm. However, the volume fraction after 375 °C for 48 h (2.95 vol. %) is much higher than that of 350 °C for 48 hours (0.78 vol. %), the higher micro hardness observed at 375°C [3].

Totally, the type, size, and distribution of formed dispersoid particles during homogenization have a noticeable effect on the deformation, recrystallization behavior, and mechanical properties of non-heattreatable 3xxx aluminium alloys [4]. During homogenization heat treatment, the size of dispersed particles grows with increasing temperature and holding time. The aspect ratio of the particles increases with increasing temperature, but the alloy is heated to 530 °C, the aspect ratio of the particles starts to decrease. From the evolution of the size and the numerical density of dispersed particles, it can concluded the precipitation process is mainly controlled by nucleation [10].

The morphology of precipitates was reported in research at the beginning of precipitation temperature 350°C dispersed particles are almost cubic. As the temperature increases, the dispersed particles change to rectangular and sheetlike shapes. When the alloy is heated to 600°C, large plate-like and rod-like dispersoid particles are formed between the $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ dispersed particles, which have been detected as $Al_6(Fe, Mn)$ [11]. Intremetallics in aluminium alloys have a noticeable effect on microstructure and properties during post-casting treatment. The size, density, and distribution of intermetallic affect rolling and annealing recrystallized textures. grain size. heterogeneity, formability, and final surface [12].

In this research, in cast and extruded aluminium used beverage cans, the influence of heating at a temperature range (300-500°C) for 1 hour on morphology changes of metastable phases was investigated.

Materials and Methods

The beverage cans, which consist of 3000 and 5000 series aluminium alloys, are used as raw material in this work. Collected Used beverage cans (UBCs) were melted into a billet with a circular cross-section of 4 inches in diameter. Then, it transformed into a profile with a rectangular cross-section of 10 × 20 mm by hot extrusion. The chemical composition of this alloy, analyzed using emission spectroscopy is shown in Table 1. Charpy impact test samples were extracted from this profile by wire cutting, and the schematic image is given in Figure 1. Then, the evolution of dispersed metastable phase was investigated. In other words, the Charpy impact specimens for probable solution were heated at 600°C for 8 h at a furnace with a heating rate of 10°C/min, followed by

quenched in water at RT, and then they were semi-aged by heating at 300, 400, and 500°C for 1h at a furnace by the heating rate of 10°C/min and quenched thereof.

The Charpy impact test was performed according to the ASTM E23-06 standard using a pendulum-type test machine, Roell Asmler Zwick/RKP300 at RT. An average value of impact strength results, was reported from 3 tests. The dimension of the fracture surface was measured by a caliper in the transverse direction (TD) perpendicular to the extrusion direction (ND). The fracture surfaces were examined by scanning electron microscope (SEM: Cam Scan MV2300 Czech) coupled with energy spectroscopy dispersive (EDS). Metallography of the cross-section of the samples was accomplished by grinding P600-P2500, electropolishing (40 ml ethanol 10 ml perchloric acid), and and electroetching by Barker solution (2 ml HBF4 and 100 ml distilled water).

The metallographic images were prepared using an optical microscope (OLYMPUSPMG3, Olympus, Japan). Then, the number of dispersoids and their percentage were calculated by Image J software. Then, the histogram diagram for dispersoids was calculated by MiniTab software at different heat treatment conditions.

Findings and Discussion Microstructural investigation

Before dispersion treatment, BSE SEM images of extruded samples show dispersoids in round, angular, cubic, rod, plate, and spherical shapes. Dispersoids are inherent characteristics of these alloys. According to the SEM-EDS result, particles two colors. Gray particles are are $Al_{6}(Fe, Mn)$ brighter intermetallics, Al (Fe, Mn) Si, and minor phase of black Mg_2Si , consistent with the literature [3,5,11]. During dispersion treatment, the large and polyhedral intermetallics begin to fragment, particularly at the temperatures up to 500°C and reached the finest at 500°C.

By increasing temperature up to 500°C, the morphology of dispersoids changed from cubic to round. At 500°C, semi aging temperature, the finest dispersoids were obtained. Change in the morphology, removal of sharp corners, fineness, and homogenous distribution of intermetallics are the main reasons for increasing the impact strength.

According to the results of area fraction percentage of dispersoides, Table 3, the number of dispersoids has increased with the increase of semi aging temperature, so that in the condition (Quasi Solut_ 500), the highest number of dispersoids are evident. The histogram diagram shows the distribution of the aspect ratio of particles in different dispersion treatment conditions, except at (Quasi Solut_ 500) the histogram diagram is relatively wide. As the process temperature increases, the distribution moves to the left, the size of the histogram becomes narrower, and the aspect ratio of the particles is closer to 1 at (Quasi Solut. at $600^{\circ}C/8h+Q$ in w+ semi aging at $500^{\circ}C/1h$), confirming the spherical of the particles, which has a more uniform and finer distribution of the dispersoids. In a study, the tiny particles occupying the center of the recrystallized aluminium grains are particles [13]. The positive feature of these alloys is the presence of particles inside the grains in any condition, and they reduce the movement of dislocations according to Cottrell's atmosphere. In contrast, the continuous presence of particles in grain boundaries reduces mechanical properties. Also, with increasing the temperature, the grains, finer which indicates recrystallization, formed. At (Quasi Solut 500), in the research work [13], the presence of intermetallic particles in aluminium-ironmanganese alloys helps the nucleation of recrystallization.

Mechanical properties

The examination of the fracture surface of the samples before and after dispersion treatment shows dimples and tear areas. In the samples without dispersion treatment, the components inside dimples are larger, and in the polyhedral shapes with sharp corners, the dimples also have large openings and relatively sharp corners. By dispersion treatment at a semi aging temperature of 300°C, the number of trapped particles inside dimples decreases and the dimples are slightly bent, associated with the formation of Micro-neck. By increasing the semi aging temperature to 400°C, elongated dimples are visible, and the shape of internal components has changed to a round.

Finally, at the semi aging temperature of 500°C, the dimples become deeper and welldeveloped dimples. The formation of each micro neck causes the failure change from Transgranular to Intergranular, and due to this change, the impact strength increases. By suitable semi aging treatment, smaller metastable phases can be found in the field, which are more uniformly distributed. This alloys are annealed in the temperature range of 300 to 500°C [3]. If the process is stopped in the recrystallization stage, a finer grain structure will be obtained.

Conclusion

Although 3000 and 5000 series aluminium alloys are known as non-heat-treatable alloys, dispersion treatment, including quasi solution treatment, quenching in water, and semi aging steps can change the size and the morphology of intermetallics. By increasing the semi aging temperature from 300-500°C, the size and the morphology of dispersoids change from straight and faceted edges to globular and round, as well as finer and homogenous distribution of dispersoides are resulted. This treatment has a noticeable effect on mechanical properties, such as improvement in the impact strength by 58%. The uniform distribution of particles has been occurred in (Quasi Solut_ 500). On the other hand, fractographic observations showed well-developed dimples with more rounded corners with an average diameter of 5.39 µm at the treatment condition. recrystallization Probably, at this temperature is a reason for the collapse of intermetallic phases.

Lateral expansion is a characteristic of ductile fracture, which is approximately the same in all treatments.

Ethical Considerations compliance with ethical guidelines

The cooperation of the participants in the present study was voluntary and accompanied by their consent.

Funding

No funding.

Authors' contributions

Manufacturing and producing of Aluminium profile: Maziyar Azadbeh

Design of experiments: Maziyar Azadbeh Performing tests: Khatereh Manafi Data analysis and results: Maziyar Azadbeh, Khatereh Manafi Supervision and final writing: Maziyar Azadbeh, Khatereh Manafi

Conflicts of interest

The authors declared no conflict of interest.

مقاله پژوهشی

تغییر مورفولوژی فازهای ناپایدار در آلیاژهای 3000 و 5000 آلومینیم با دما

خاطره منافی¹، مازیار آزادبه^{2*}

1-دانش آموخته کارشناسی ارشد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران

حكنده

بران	تبريز، اب	سهند،	صنعتى	دانشگاه	مواد،	مهندسی	ستاد،	1-2	2

1403/07/30	تاريخ دريافت:
1404/01/16	تاريخ داوري:
1404/01/16	تاريخ پذيرش:

از دستگاه خود برای اسکن و خواندن

مقاله به صورت آنلاین استفاده کنید



DOI: <u>10.71905/jnm.2025.1187746</u>

واژههای کلیدی:

آلیاژهای آلومینیم سری 3000 و 5000، عملیات شبه رسوبی، استحکام ضربه، مورفولوژی، فازهای ناپایدار

مقدمه: مطالعات اخیر وجود فازهای ناپایداری در آلیاژهای آلومینیم سری 3000 و 5000 را نشان داده است که تغییر اندازه و مورفولوژی آنها با عملیات شبه رسوبی میتواند باعث تغییر خواص مکانیکی آلیاژ شود. معمولاً دمای مشخصی برای تغییر مورفولوژی و ریزشدن فازهای ناپایدار گزارش نشده است اما آنچه که مشخص است اندازه و نحوه توزیع این ذرات وابسته به روش تولید و فرآیند تکمیلی میباشد. در این تحقیق، تاثیر دمای "عملیات شبه رسوبی" بر بهبود استحکام ضربه این رده از آلیاژهای آلومینیم که با روش اکستروژن تولید شدهاند، مورد بررسی قرار گرفت. روش: با اکستروژن گرم بیلت 4 اینچی، که با ذوب و ریخته گری قوطی آلومینیمی مستعمل نوشیدنی تهیه

رویس. با السروران قرم بینک ۱ اینچی، که با توب و زیخته قری فوطی الومیتیمی مستعمل توسیدی تهیه شده بود، پروفیلی با سطح مقطع مستطیلی 20×10 میلی متر بدست آمد، که نمونههای آزمون ضربه چارپی با برش سیم از آن استخراج شد. سپس "عملیات شبه رسوبی" شامل شبه محلول سازی در C/8h°000 و سپس کوئنچ شدن در آب و در ادامه شبه پیرسازی در دماهای 300، 400 و ℃ 500 به مدت زمان 1 ساعت انجام شد. آزمون ضربه مطابق استاندارد 60-453 ASTM در دمای محیط انجام شد.

DOI: يافتهها: با افزايش دماى شبه پيرسازى از 300 تا 2° 500، استحكام ضربه از 72 تا (J/cm²) 87 افزايش 10.712 يافته است. در حاليكه استحكام ضربه نمونه پس از اكستروژن و بدون عمليات بعدى (يعنى نمونه مرجع) (J/cm²) 55 است. اين تغييرات در استحكام ضربه در نتيجهى تغيير در مورفولوژى و توزيع رسوبها با دماى شبه پيرسازى است. رسوبها در اين آلياژها از نوع مكعبى $M_2(Fe, Mn)SI - \alpha$ ، نوع اورتورمبيك 5000، ف $M_2_2SI = M_2$

نتیجهگیری: بهبود خواص مکانیکی مربوط به تغییر مورفولوژی فازهای ناپایدار از شکل چند وجهی و زاویه دار به شکل گرد و کروی ریز و توزیع همگن آنها در دمای ²500 است.

مکانیزم شکست بگونهای است که در سطح شکست نمونه مرجع دیمپلهای با دهانهی درشت و با گوشههای نسبتاً تیز به قطر میانگین 9/61 میکرومتر و در نمونهی شبه پیرسازی شده در دمای C^o 500 دیمپلهای ریز و با گوشههای نسبتاً گردتر به قطر میانگین 5/39 میکرومتر مشاهده میشود که مشابه همین اتفاق فازهای ناپایدار در زمینه ریز شدهند. احتمالاً تبلور مجدد در این دما موجب کوچک شدن دیمپل ها شده است.

« نویسنده مسئول: مازیار آزادبه

نشانی: دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران. تلفن: 4133459452+98+ پست الکترونیکی: azadbeh@sut.ac.ir

مقدمه

قوطی آلومینیومی در اوایل دهه 1970 معرفی شد. در ابتدا عموم مردم قوطی آلومینیومی در اوایل دهه 1970 معرفی شد. در ابتدا عموم مردم می کردند. با این حال، در اواخر دهه 1970، بازیافت قوطیهای آلومینیومی شروع به کار کرد زیرا صنعت و عموم مردم، مزیت زیست محیطی و اقتصادی بازیافت را دریافتند (1). قوطیهای مستعمل نوشیدنی آلومینیومی از دو سری آلیاژ آلومینیم، بدنه اصلی و پایه از آلیاژ نوشیدنی آلومینیومی از دو سری آلیاژ آلومینیم، بدنه اصلی و پایه از آلیاژ نوشیدنی آلومینیومی از دو سری آلیاژ آلومینیم، بدنه اصلی و پایه از آلیاژ نوشیدنی آلومینیومی از دو سری آلیاژ آلومینیم، بدنه اصلی و پایه از آلیاژ بر از آلیاژ 1825 با ترکیب شیمیایی ,%Mn 0.35%, Mn 0.35 Mg 4.5%

آلیاژهای آلومینیم سری 3xxx یکی از پرکاربردترین آلیاژهای آلومینیم کارشده تجاری به دلیل شکل پذیری عالی و مقاومت به خوردگی بالا در صنعت معماری و بسته بندی هستند. آلیاژهای آلومینیم سری 3xxx به طور کلی توسط کارسختی تقویت میشوند در نتیجه به عنوان آلیاژهای عملیات حرارتی ناپذیر طبقه بندی میشوند. اخیراً، مطالعات متعددی نشان دادهاند که مقدار معقول ذرات پراکنده میتواند در طول عملیات حرارتی در آلیاژهای سری 3xxx رسوب کند (3).

در آلیاژهای تجاری سری 3xxx که شامل منگنز، آهن و میزان مشخصی سیلسیم دارند، دو نوع غالب از ذرات پراکنده، نوع مکعبی $Al_6(Fe, Mn)$ مشخصی سیلسیم دارند، دو نوع غالب از ذرات پراکنده، نوع مکعبی هستند. در آلیاژهایی با میزان سیلسیم زیاد ذرات پراکنده $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ هستند. در آلیاژهایی با میزان سیلسیم زیاد زرات پراکنده راکنده Al(Fe, Mn)Si به عنوان فاز پایدار هستند و ذرات پراکنده $Al_6(Fe, Mn)$ مربوب نخواهد کرد. در آلیاژهایی با میزان سیلسیم کمتر فاز از $Al_6(Fe, Mn)Si$ ماز پایین در طول حرارت $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ با میزان سیلسیم دادن رسوب خواهد کرد اما در دماهای بالا

کرد. همچنین فاز Mg_2Si به مقدار جزئی حضور دارد (4,5). آلياژهای سری 5xxx آلياژ (آلومينيم منيزيم) هستند. آلياژهای -Al Mg سری 5xxx به دلیل استحکام بالاتر از آلیاژهای آلومینیم سری 3xxx در ته قوطی نوشیدنی استفاده می شود. علاوه بر این، آلیاژهای سرى 5xxx به دليل داشتن نسبت استحكام بالا به وزن، مقاومت بهتر خودرو كاربردهاي در خوردگی برابر د, مانند تابلوهای بدنه داخلی و قطعات ساختاری استفاده زیادی دارد. پديده دندانه دار شدن تنش تسليم كه به عنوان اثر پورتوين لوشاتليه شناخته شده است در این سری آلیاژها مشاهده شده است. در این سری آلياژها فازهای Mg_2Si وlpha-Al(Fe,Mn)Si تشکيل میشوند ترکیب بین فلزی Mg₂Si غالب است (6).

نوع ذرات پراکنده با ترکیب و عملیات حرارتی متفاوت است. در دماهای پایین در آلیاژهای دوتایی آلومینیم-منگنز دو فاز شبه پایدار مbcc و Al₁₂Mn تشکیل میشود که به ترتیب ساختار bcc و ارتورمبیک را دارند. در دماهای بالاتر فاز تعادل در آلیاژهای آلومینیم-منگنز، فاز اورتورمبیک Al₆Mn است. اضافه شدن آهن و سیلیسیم میزان حلالیت منگنز را در زمینه آلومینیم کاهش میدهد و از طرفی رسوب ذرات پراکنده حاوی منگنز را تسریع می بخشد. سیلیسیم علاقه

lpha-مند به رسوب ذرات پراکنده از نوع مکعبی ساده که فاز Al(Fe, Mn)Si است میباشد. آهن ممکن است در هر دو فاز و Al_6 Mn و $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ lpha - Al(Fe, Mn)Si هنگامیکه نسبت منگنز/آهن بالا باشد، فاز دارای ساختار کریستالی مکعبی ساده است، در حالی که برای مقادیر بالاتر آهن، ممكن است فاز به ساختار كريستالي bcc تغيير كند (7). به دلیل حلالیت کم آهن در آلومینیم و تغییر پذیری ترکیب شیمیایی تر کیبات نوشيدنى، قوطى Al₆(Fe, Mn) با لبههای صاف (تیز و بدون انحنا) در طول انجماد تشکیل می شود، که این مورفولوژی موجب افزایش تمرکز تنش شده و خواص مکانیکی را کاهش میدهد (8). Warmuzek و همکاران (9) بیان کردند که عملیات حرارتی پیرکردن یک روش مفید برای تبدیل این نوع رسوب است در حالیکه همزمان مورفولوژی آن را تغییر میدهد. در طول عملیات رسوبی، ذرات بین فلزی درشت شروع به تکه تکه شدن میکنند، به خصوص $Al_6(Fe, Mn)$ زمانیکه آلیاژ در دمای بالا (425 درجه سانتیگراد) تحت عملیات قرار گرفته است. ذرات ($Al_6(Fe, Mn)$ پس از عملیات در دمای 300 درجه سانتی گراد به مدت 48 ساعت همچنان به شکل خط چینی با شاخه های بزرگ بودند، در حالیکه شاخهها پس از عملیات در 425 درجه سانتی گراد به مدت 48 ساعت به قسمت هایی جدا شده تقسیم lpha - Al(Fe, Mn)Si شدند. تنها تغییرات جزئی در بین فلزات و Mg_2Si به دلیل اندازه کوچک و کسر حجم کم مشاهده شد. هنگامی که آلیاژ در دمای 350 و 375 درجه سانتیگراد، که نزدیک به دمای رسوب ذرات پراکنده است، رسوب مداوم ذرات پراکندههای ریز غالب بوده و هیچ درشت شدن قابل توجهی مشاهده نشد. ذرات پراکنده ریز وقتی در دمای 350 درجه سانتی گراد و در دمای 375 درجه سانتی گراد به مدت 48 ساعت تحت عملیات قرار گرفته است، به طور یکنواخت در زمینه توزیع میشوند. اندازه متوسط ذرات پراکنده پس از 350 درجه سانتی گراد به مدت 48 ساعت (46 نانومتر) کوچکتر از 375 درجه سانتی گراد برای 48 ساعت (61 نانومتر) است، اما کسر حجمی پس از 375 درجه سانتیگراد برای 48 ساعت بسیار بالاتر vol 2/95)) نسبت به دمای 350 درجه سانتیگراد به مدت 48. ساعت (vol 0/78.٪) بود که ریزسختی بالاتر مشاهده شده در 375 درجه سانتی گراد را توضیح میدهد (3).

نوع، اندازه و توزیع ذرات پراکنده تشکیل شده در طی همگن سازی تأثیرات شدیدی بر رفتار تغییر شکل، رفتار تبلور مجدد و خصوصیات مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم سری 3xxx عملیات حرارتیناپذیر (-Al Mn-Fe-Si) دارند (4).

در طول عملیات حرارتی، اندازه ذرات پراکنده با افزایش دما و زمان نگهداری در طول همگن شدن رشد میکند. نسبت ابعادی⁽ ذرات با افزایش دما افزایش مییابد، هنگامیکه آلیاژ تا 530 درجه سانتی گراد حرارت داده می شود نسبت ابعادی ذرات شروع به کاهش میکند. از تکامل اندازه و تکامل چگالی عددی ذرات پراکنده می توان نتیجه گیری کرد که فرآیند رسوب دادن عمدتاً توسط جوانه زنی و رشد کنترل می شود (10).

در رابطه با مورفولوژی رسوبات در تحقیقی گزارش شده که در شروع رسوب گذاری دمای 350 درجه سانتی گراد، ذرات پراکنده تقریباً مکعبی شکل هستند. با افزایش دما، ذرات پراکنده به شکلهای مستطیل و ورقهای مانند تغییر مییابند، هنگامیکه آلیاژ تا 600 درجه سانتی گراد حرارت داده شود، ذرات پراکنده بزرگ بشقابی و میلهای مانند در مابین ذرات پراکنده $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ میشوند که به عنوان فاز $Al_6(Fe, Mn)$ تشخیص داده شده اند (11).

مواد و روش تحقيق

ماده مورد استفاده در این تحقیق آلیاژ آلومینیم ثانویه، حاصل از بازیافت قوطي آلومينيمي مستعمل نوشيدني حكه آلياژ سرى 3000 و 5000 است می باشد که ترکیب شیمیایی آلیاژ توسط آزمون آنالیز به روش اسپکترومتری نشری تعیین گردید و در جدول 1 آورده شده است و با آنالیز شیمیایی آلیاژهای استاندارد سری 3000 و ASM 5000 مقايسه شده است(13). بدين منظور ابتدا مقدار معينى قوطى مستعمل نوشیدنی جمع آوری و ذوب شده و سپس در بیلتی با سطح مقطع دايرهاي به قطر 4 اينچ ريخته شده و بعد از آن به روش اكستروژن گرم که شرایط آن فرآیند در جدول 2 ارائه شده است، به پروفیلی با سطح مقطع مستطيلي 20×10 ميلي متر تبديل شد. نمونههاي آزمون ضربه چارپی از این پروفیل در جهت اکستروژن با برش سیم استخراج شد که تصوير شماتيک آن در شکل 1 آورده شده است. شيار نمونه با تيغه استاندارد (SCHNADT, K20, R=0.250 mm, لم = 45°, استاندارد (SCHNADT, K20, R=0.250 mm, Di=22.0 mm, De=76.0 mm، ساخت کشور سوئیس) نصب شده به دستگاه فرز (ایزو 40 کله گاوی، ساخت کشور روسیه) طبق استاندارد ASTM E23-06 ایجاد شد، که تصویر نمونه ها پس از ایجاد شیار در شکل 2 نشان داده شده است. سپس "عملیات شبه رسوبی" بر روی آنها صورت گرفت، بعبارتی در 600°C/8h شبه محلول سازی در کوره تیوپی با نرخ گرمایش C/min و بدون اعمال اتمسفر محافظ و سپس در آب کوئنچ شده و در ادامه در دماهای

-1 Aspect ratio

³-Used Beverage Cans

ترکیبات بین فلزی^۲ در آلیاژهای آلومینیمی تاثیر قابل توجهی در توسیعه ریزساختار و خواص در طول عملیات ریخته گری بعدی دارد. اندازه، چگالی و توزیع ذرات بین فلزی بر روی بافتهای نورد و آنیلی یایی محلح اندازه دانه تبلور مجدد شده، ناهمگنی، قابیلت شکل پذیری، سطح نهایی تاثیر می گذارند (12).

بنظر می رسد عملیات شبه رسوبی شامل عملیات شبه محلول سازی، سرد کردن سریع و شبه پیرسازی، منجر به تغییر خواص آلیاژ از طریق ایجاد تغییر در مورفولوژی و توزیع فازهای ناپایدار گردد. بنابراین در این تحقیق تاثیر عملیات شبه رسوبی به صورت بررسی دمای شبه پیرسازی بر تغییرات مورفولوژی و توزیع فازهای ناپایدار در بازه دمایی شبه پیرسازی (300–500 درجه سانتی گراد) و زمان ثابت 1 ساعت بر روی نمونه های آلومینیمی انجام شد.

300، 400 و 500 درجه سانتی گراد به مدت زمان 1 ساعت در کوره تیوپی با نرخ گرمایش C/min و بدون اعمال اتمسفر محافظ شبه پیرسازی شدند و سپس نمونهها در آب در دمای محیط سریع سرد شدند. برای هر کدام از دماهای شبه پیرسازی 3 نمونه ی آزمایشی در نظر گرفته شد و میانگین نتایج استحکام ضربه برای آنها گزارش شده است. در جدول 3 کدگذاری نمونه ها برحسب عملیات شبه رسوبی ارائه شده است.

آزمون ضربه چارپی توسط دستگاه ضربه Roell Asmler مدل آزمون ضربه چارپی توسط دستگاه ضربه Roell Asmler مدل Zwick/RKP300 در دمای محیط صورت گرفت، سپس توسط (ND) سطح شکست اندازه گیری شد. پس از تعیین بیشینه عرض پس از آزمون ضربه و با داشتن عرض اولیه، مقدار انبساط جانبی^۴ مطابق شکل 3، محاسبه شد. سطح شکست نمونهها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM مدل Cam Scan MV2300 Czech در ابتدا الکترونی روبشی EDS مدل Gible مطح مقطع نمونهها در ابتدا ممباده زنی توسط ورق سمباده استاندارد از مش 600 – 2500 انجام شد و سپس الکتروپولیش توسط محلول (40 میلی لیتر اتانول و 10 میلی لیتر پرکلریک اسید) در ولتاژ 10 ولت، زمان 30 ثانیه و جنس Aut فولاد زنگ نزن) و الکترواچ توسط محلول بارکر (2 میلی لیتر HBF4

-4Lateral expansion

⁻² Intermetallics

الی 3 دقیقه و جنس کاتد فولاد زنگ نزن انجام شد. درصد و تعداد رسوبها با نرم افزار Image J و با استفاده از تصاویر مقاطع متالوگرافی میکروسکوپ نوری مدل Olympus PMG3 ساخت کشور ژاپن، محاسبه شد، همچنین توزیع نسبت ابعادی^۱ برای رسوبها

در شرایط عملیات شبه رسوبی مختلف توسط نرم افزار MiniTab محاسبه شد. درصد رسوبها با مساحت تصویر شده رسوبات نسبت به مساحت تصویر متالوگرافی محاسبه شده است.

با اليازهاي الساندارد					
Elements	Al	Si	Mn	Mg	Fe
Evaluated	<96.911	0.488	0.436	0.750	1.100
3xxx-ASM	remained	0.3-1.8	0.05-1.8	0.05-1.3	0.1-1.0
5xxx-ASM	remained	0.08-0.7	0.03-1.4	0.2-5.6	0.10-0.7

جدول 1- ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده تعیین شده با روش اسپکترومتری نشری و مقایسه با آلیاژهای استاندارد

جدول2- شرايط فرآيند اكستروژن

سرعت رَم	فشار اكستروژن	نسبت اكستروژن	دمای ابزار اکستروژن	دمای پیشگرم بیلت
(mm/s)	(MN)	(area of billet/area of shape)	(°C)	(°C)
3	5/9	12	400	400



شکل 1- تصویر شماتیک نمونه آزمون ضربه چارپی که در جهت اکستروژن تهیه شده است، جهتهای (ND ،ED و TD) به ترتیب (جهت اکستروژن^۲، عمود بر جهت اکستروژن^۳ و جهت عرضی^٤) میباشند

¹ -Aspect ratio

⁴ -Transverse Direction

³ -Normal Direction

²-Extrusion Direction

۷۷

مجله مواد نوین. 1403؛ 15 (56): 87-69

۷۸



شکل 2- نمونه های آزمون ضربه چارپی پس از استخراج از پروفیل و ایجاد شیار

کد فارسی	نمونه
پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی	نمونه مرجع
اکسترود شده، $8 h$ شبه محلول سازی در $^{\circ}\mathrm{C}$ + سرد	شبه پیرسازی _300
کردن سریع در آب + $1 ext{h}$ شبه پیرسازی در $300^{\circ} ext{C}$	
اکسترود شده، $8h$ شبه محلول سازی در $^{\circ}\mathrm{C}$ + سرد	شبه پیرسازی _400
$ m 400^{\circ}C$ کردن سریع در آب + $ m 1h$ شبه پیرسازی در	
اکسترود شده، $8h$ شبه محلول سازی در $^{\circ}\mathrm{C}$ + سرد	شبه پیرسازی _500
کردن سریع در آب + $1 { m h}$ شبه پیرسازی در ${ m 500^{\circ}C}$	

جدول 3 - کدگذاری نمونه ها



شکل 3- نحوه اندازه گیری انبساط جانبی پس از آزمون ضربه چارپی

نتايج و بحث

بررسی ریزساختاری

تصویر BSE SEM از سطح مقطع نمونه پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع) در زیر ارائه شده است. وجود ذرات پراکنده یا رسوبها جزو ویژگی ذاتی ماده است. در شکل 4 این ذرات در شکلهای مختلف از جمله کروی^۲، گرد^۳، زاویه دار^۴، مکعبی^۵، میلهای²، ورقهای^۷ و بلوکی شکل^۸ می باشـند. آنالیز نقطهای از ذره مشخص شده در شکل آورده شده است. بطورکلی این ذرات در تصویر SEM به صورت دو رنگ هستند به عنوان مثال ذره مشخص شده از

دو قسمت روشن و خاکستری تشکیل شده است. بطورکلی ذرات تیرهتر (Al₆(Fe, Mn)Si و ذرات روشن تر Al₆(Fe, Mn)Si قستند و ذرات Mg₂Si به دلیل سایز خیلی هستند و ذرات مرحمی کم به خوبی قابل تشخیص نیستند، مطالعات انجام گرفته در در مورد رنگ و مورفولوژی این ذرات بیشتر بحث کرده است (3,5,11).



شکل4 – آنالیز نقطهای از ذره مشخص شده در نمونه مرجع

⁵ - Cubic	¹ -Dispersoids
⁶ - Rod	² - Spherical
⁷ -Plate	³ - Round
⁸ - Block	⁴ - Angular

طبق تصاویر سطح مقطع الکتروپولیش شده قبل اچ شکل 5 مشاهده می شود که در شرایط پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع) رسوبها درشت و اکثراً شکل هندسی منظم و بصورت مکعبی هستند که معمولاً مربوط به فاز ناپایدار منظم و بصورت مکعبی هستند که معمولاً مربوط به فاز ناپایدار شرایط مختلف مورفولوژی با شکل هندسی نسبتاً منظم و با شرایط مختلف مورفولوژی با شکل هندسی نسبتاً منظم و با گوشههای تیز تغییر کرده، بطوریکه با افزایش دمای شبه پیرسازی رسوبهای درشت به تکههای کوچکتر تبدیل شدهاند به طوریکه با افزایش دمای شبه پیرسازی تا 500 درجه سانتی گراد موجب شده که ریزترین رسوبات با اندازه 3 میکرومتر (حداقل از بین شرایط آزمایشی و با امکانات میکروسکوپیکی

بکار گرفته شده در این تحقیق) بدست آید. همچنین با افزایش دمای شبه پیرسازی شکل رسوبات از چند وجهی نسبتاً منظم به میلهای و گرد تبدیل شده و در دمای 500 درجه سانتی گراد غالباً با سطح مقطح نسبتاً دایره ای و در واقع احتمالاً کروی میباشند. تغییر مورفولوژی، حذف شدن گوشههای تیز و هم چنین ریز شدن و توزیع همگن رسوبها از دلایل عمده برای افزایش استحکام ضربهای میباشند. بنظر میرسد که احتمالاً ریز شدن و یا تغییر مورفولوژی این رسوبات وابسته به پارامترهای هر کدام از مراحل عملیات شبه رسوبی (دما و زمان شبه انحلال و هم چنین دما و زمان شبه پیرسازی) باشد.



شکل 5- تغییر مورفولوژی فازهای ناپایدار در: الف) نمونه مرجع؛ ب، ج و د) نمونه های پیرسازی شده بترتیب در دماهای 300، 400 و ℃ 500

5

ج

طبق جدول 4 ملاحظه می شود که تعداد رسوب ها با افزایش دمای شبه پیرسازی افزایش یافته است بطوریکه در شرایط (شبه پیرسازی – (500) بیشترین تعداد رسوب ها طبق شکل 5 د کاملاً مشهود است، از طرفی میزان اندک کاهش درصد مساحت سطح تصویر شده در این شرایط به دلیل ریزتر شدن رسوبات است. همچنین طبق شکل 7 نمودار هیستوگرام که توزیع نسبت ابعادی رسوبات در شرایط مختلف عملیات حرارتی رسوبی نشان می دهد که در همه شرایط غیر از شکل یرسازی، توزیع به طرف چپ حرکت می کند و اندازه نمودار هیستوگرام باریکتر شده و نسبت ابعادی ذرات به عدد 1 نزدیکتر هست (شکل یکنواخت تر و ریزتری از رسوبات را دارد. پس در این شرایط رسوب ها به عنوان موانعی در برابر رشد و گسترش ترک عمل می کنند و باعث افزایش انرژی ضربه جذب شده می شوند.

در کار تحقیقاتی صورت گرفته (14) مطرح شده است که حضور ذرات درشت بین فلزی^۱ در آلیاژهای آلومینیم- آهن- منگنز به جوانه زنی تبلور مجدد کمک می کند. ذرات درشت فازهای ناپایدار بعنوان جوانه هایی برای تبلور مجدد عمل مینمایند_و به مکانیزم ذرات درشت محرک جوانه زنی^۲) (15) معروف است (مکانیزم ذرات محرک جوانه زنی) بنابراین با این فرض مرزدانههای پرانرژی بوجود آمده درنتیجهی تبلور مجدد میتواند ذرات ناپایدار درشت را که ترد نیز میباشند برش داده و به چند تکه تقسیم کنند. در ادامه که رشد دانه اتفاق میافتد تکههای شکسته شدهی فازهای ناپایدار داخل دانههای رشد یافته قرار میگیرند و تکه از هم جدا شده مشاهده خواهد شد. در حالتی که دانه رشد میکند و در واقع پدیده استوالد رایپنینگ باعث ادغام دانهها در هم دیگر میشود، توزیعی از فازهای ریز داخل آن دانهها دیده می شود که بطور شرحاتیک در شکل 6

جدول 4- ذرات شمارش شده و درصد سطح تصویر شده رسوبها در شرایط پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع) و بعد از عملیات شبه رسوبی در دماهای مختلف شبه پیرسازی برای تصاویر شکل 5

میانگین اندازه	درصد سطح	تعداد رسوبات شمارش شده ¹ در سطح مقطع	نمونه
رسوبات	تصویر شده ²	تصویر متالوگرافی (قبل اچ)،1000	
(µm)	(area fraction)	ميكرومتر مربع، توسط نرم افزار ايمج جي	
8	8/41	250	نمونه مرجع
10	8/84	383	شبه پیرسازی _300
6	9/27	327	شبه پیرسازی _400
3	9/05	389	شبه پیرسازی _500

¹ این تعداد در واقع میانگین تعداد این رسوبات از 6 تصویر متالوگرافی (قبل اچ) است که تصویر ارائه شده در اینجا یکی از آنهاست.

² ميانگين مساحت اشغال شده توسط رسوبات از 6 تصوير سطح مقطع تصوير متالوگرافي (قبل اچ)

¹ Intermetallic particles

² Particle stimulated nucleation (PSN)

مجله مواد نوین. 1403؛ 15 (56): 87-69



شکل 6- شماتیک مراحل شکستن و ریز شدن فازهای ناپایدار در عملیات شبه رسوبی



شکل 7 - نمودار مقایسه ای هیستوگرام نسبت ابعاد در الف) نمونه مرجع؛ ب، ج و د) نمونه های پیرسازی شده بتر تیب در دماهای 300، 400 و ℃ 500

تصویر سطح مقطع الکترواچ شده نمونه ها در شکل 8 نشان داده شده است که رنگهای مختلف بیان کننده دانه ها با جهت گیری متفاوت است. در همه شرایط عملیات شبه رسوبی و همچنین در شرایط پس از اکستروژن و بدون عملیات رسوبی در تصاویر اچ شده ذرات سیاه رنگی در داخل دانه ها مشهود است که این ذرات همان فازهای ناپایدار هستند. در مطالعه ای (14) ذرات کوچکی که مرکز دانه های آلومینیمی

تبلور مجدد شده را اشغال کردهاند ذرات (Al₆(Fe, Mn هستند. درواقع می توان گفت که ویژگی مثبت این آلیاژها است که این ذرات در هر شرایطی داخل دانهها حضور دارند و باعث کاهش حرکت نابجاییها می شوند از آنجایی که مرزدانهها مناطق پرانرژی محسوب می شوند طبق اتمسفر کاترل حضور پیوسته ذرات در مرزدانهها باعث کاهش خواص مکانیکی می شد.



شکل 8- تصویر سطح مقطع الکترو اچ شده نمونهها الف) نمونه مرجع؛ ب، ج و د) نمونه های پیرسازی شده بترتیب در دماهای 300، 400 و ℃ 500

خواص مكانيكي

شکل 9 سطح مقطع شکست نمونه ها را در شرایط پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع) و بعد از عملیات شبه رسوبی نشان میدهد. در همه تصاویر سطح شکست با دیمپل هایی همراه است و مناطق برشی^۱ بهخوبی نمایان هست. شکست داکتیل یا نرم با حضور دیمپل هایی که از تشکیل و بهم پیوستن میکروحفره ها روی سطح شکست نمونه، بسته به حالت تنشی به شکل های هم محور یا بیضوی میباشد، مشخص می گردد. در نمونه مرجع اجزای درون دیمپل ها میباشد، مشخص می گردد. در نمونه مرجع اجزای درون دیمپل ها با دهانه ی درشت و با گوشه های نسبتاً تیز میباشند. در شرایط ب میزان اجزای درون دیمپل ها کاهش یافته است و دیمپل ها اندکی خمیده شده اند همچنین بصورت جزئی تشکیل Micro neck مشهود است که در تصویر مشخص شده است. در شکل 9 ج که دمای شبه پیرسازی

400 درجه سانتی گراد است، دیمپلها طویل تر شدهاند^۲ بطوریکه عمقشان به خوبی نمایان نیست و شکل اجزای درونشان به صورت گرد تغییر یافته است، همچنین تشکیل Micro neck نیز مشهود است. نهایتاً در دمای شبه پیرسازی 500 درجه سانتی گراد دیمپلها نسبت به قبل عمیق تر شده بطوریکه دیواره دیمپلها چندین لایه ضخیم تر^۳ دیده می شود که با پیکان در شکل 9 د مشخص شده است، همچنین اجزای مرون دیمپلها نیز به صورت گرد تغییر شکل دادهاند و دیمپلها ریز تر شده و همچنین دهانه دیمپلها با گوشههای نسبتاً گردتر است که با پیکان دوطرفه در شکل 9 د نشان داده شده است. تشکیل هر Micro بیکان دوطرفه در شکل 9 د نشان داده شده است. تشکیل هر Micro تغییر شکست ای Transgranular به تاخیر این تغییر، استحکام ضربه ای افزایش می بابد.

3 -Well-developed dimples

¹- Tear ridge

^{2 -}Elongated dimples



الف) نمونه مرجع؛ ب، ج و د) نمونه های پیرسازی شده بتر تیب در دماهای 300، 400 و ° 500

عملیات شبه پیرسازی مناسب میتواند منجر به توزیع فازهای ناپایدار ریز با یکنواختی بیشتری در زمینه شود. این رده آلیاژها در محدودهی دمایی 300 تا 500 درجه سانتی گراد آنیل میشوند (3). که اگر به گونهای در مرحله تبلور مجدد فرآیند متوقف شود ساختار دانه ریزتری حاصل خواهد شد. از آنجائیکه در این تحقیق در دمای 500 درجه سانتی گراد مورفولوژی شکست بصورت دیمپلهای بخوبی توسعه یافته

هستند و تغییر به اینگونه مورفولوژی با اصلاح ساختار بصورت دانه ریز امکان پذیر است بنابراین این حدس قوت مییابد که در این محدوده دمایی تبلور مجدد اتفاق افتاده است که به تبع آن نیز فازهای ناپایدار ریزتر شده و توزیع یکنواخت تری خود گرفته است.

مقدار انرژی ضربه نمونه پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع) و نمونههای بعد از عملیات شبه رسوبی در جدول 5 آورده

شده است، ملاحظه می شود با افزایش دمای مرحله شبه پیرسازی، میانگین انرژی ضربه در حال افزایش است و در دمای 500 درجه سانتی گراد بیشترین مقدار خود را دارد، در واقع انرژی ضربه، مقدار انرژی

لازم برای آغاز و گسترش ترک میباشد. افزایش مستقیم میانگین انرژی ضربه با دمای پیرسازی میتوان نتیجه گرفت که تافنس ضربهای^۱ روی داده است، قطعه در مقابل ترک مقاومتر شده است به عبارتی داکتیل تر شده و شکست نرم با جذب مقدار انرژی زیادی همراه میباشد.

جدول5- میانگین انرژی ضربه جذب شده در شرایط پس از اکستروژن و بعد از عملیات شبه رسوبی در دماهای مختلف شبه پیرسازی

میانگین انرژی ضربه جذب شده (J/cm ²)	نمونه		
55±1	نمونه مرجع		
72±8	شبه پیرسازی _300		
75±3	شبه پیرسازی _400		
87±5	شبه پیرسازی _500		

تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونهها در سه شرایط عملیات شبه رسوبی در شکل 10 آورده شده است که معرف شکست نرم است، ملاحظه میشود قسمت پایین اندکی انبساط داشته است، مشخص شده در شکل 10 که بیانگر انبساط جانبی میباشد، انبساط جانبی بهعنوان مقیاسی از انعطاف پذیری نمونه است. هنگامیکه

فلز نرم شکسته میشود، قطعه آزمایشی قبل از شکستن، تغییر شکل مییابد، گوشهها در وجه فشرده شدن نمونه به بیرون انبساط مییابد. تغییرات انرژی ضربه و انبساط جانبی با دمای شبه پیرسازی در شکل 11 نشان داده شده است.



شکل 10- تصویر SEM از سطح شکست نمونهها در شرایط عملیات شبه رسوبی در دماهای مختلف شبه پیرسازی،که تغییرات انبساط جانبی را با افزایش دمای شبه پیرسازی را نشان میدهد

¹ Impact toughness

مجله مواد نوین. 1403؛ 15 (56): 87-69



شکل11- نمودار تغییرات انرژی ضربه جذب شده و تغییرات انبساط جانبی در برابر دمای شبه پیرسازی

نتيجه گيرى

توزیع یکنواختتر از ذرات در شرایط (شبه پیرسازی _500) حاصل شده است. از طرفی در همین شرایط دیمپلهای عمیق ر و همچنین دیمپلهای ریز با گوشههای نسبتاً گردتر و با میانگین قطر 5/39 میکرومتر نسبت به بقیه دیده می شود که این خود متناسب با ریز شدن فازهای ناپایدار در زمینه می باشد. احتمالاً تبلور مجدد در این دما دلیلی بر ریز شدن فازهای ناپایدار نیز باشد.

انبساط جانبی در همه سطح شکست نمونهها مشهود است که بیانگر شکست نرم میباشد، که میزان آن تقریباً در همه شرایط یکسان میباشد.

> طراحی آزمایشها: مازیار آزادبه انجام آزمایشها: خاطره منافی تحلیل دادهها و نتایج: مازیار آزادبه، خاطره منافی نظارت و نگارش نهایی: مازیار آزادبه، خاطره منافی

تعارض منافع

بنابر اظهار نویسندگان، مقاله حاضر فاقد هرگونه تعارض منافع بوده است.

علیرغم اینکه آلیاژهای آلومینیم سری 3000 و 5000 به آلیاژهای عملیات حرارتی ناپذیر مصطلح شدهاند، گویی عملیات شبه رسوبی شامل مراحل شبه انحلال، کوئنچ در آب و شبه پیرسازی میتواند تعداد و مورفولوژی فازهای ناپایدار این آلیاژها را که عمدتاً (Re, Mn) میباشند تغییر دهد. به گونهای که با افزایش دمای شبه پیرسازی عملیات شبه رسوبی از 300 تا 500 درجه سانتی گراد مرحله به مرحله مورفولوژی از حالت چند وجهی نسبتاً منظم و مکعبی به شکلی تقریباً گرد و ریزتر با توزیعی یکنواخت تغییر یافته و منجر به بهبود خواص مکانیکی از جمله استحکام ضربهای به میزان 58% نسبت به نمونه ی پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی میشود که مقدار بسیار قابل توجهی میباشد.

ملاحظات اخلاقي پيروي از اصول اخلاق پژوهش

همکاری مشارکتکنندگان در تحقیق حاضر به صورت داوطلبانه و با رضایت آنان بوده است.

حامی مالی

این پژوهش با هزینه شخصی نویسندگان و حمایت مالی دانشگاه صنعتی سهند از پروژهی کارشناسی ارشد انجام شده است.

> مشارکت نویسندگان طراحی موضوع و تولید پروفیل آلومینیمی: مازیار آزادبه

doi:

References

1. Schlesinger ME. Aluminum Recycling. CRC Press; 2006. doi: 10.1201/9781420006247

 AlSaffar KA, Bdeir LMH. Recycling of Aluminum Beverage Cans. ournal Eng Dev.
 2008;12:157–63. ISSN 1813-7822

3.Liu K, Chen XG. Development of Al-
Mn-Mg 3004 alloy for applications at elevated
temperature via dispersoid strengthening. Mater
Des.2015;84:340–50.doi:
10.1016/j.matdes.2015.06.140

4. Li YJ, Muggerud AMF, Olsen A, Furu T. Precipitation of partially coherent α -Al(Mn,Fe)Si dispersoids and their strengthening effect in AA 3003 alloy. Acta Mater. 2012;60(3):1004–14. doi:10.1016/j.actamat.2011.11.003

5. Huang HW, Ou BL, Tsai CT. Effect of homogenization on recrystallization and precipitation behavior of 3003 aluminum alloy. Mater Trans. 2008;49(2):250–9. doi:10.2320/matertrans.MRA2007615

6. Wen W, Zhao Y, Morris JG. The effect of Mg precipitation on the mechanical properties of 5xxx aluminum alloys. Mater Sci Eng A. 2005;392(1–2):136–44. doi:10.1016/j.msea.2004.09.059

7. Muggerud AMF, Mørtsell EA, Li Y, Holmestad R. Dispersoid strengthening in AA3xxx alloys with varying Mn and Si content during annealing at low temperatures. Mater Sci Eng A. 2013;567:21–8. doi: 10.1016/j.msea.2013.01.004

8. Carrasco C, Inzunza G, Camurri C, Rodríguez C, Radovic L, Soldera F, et al. Optimization of mechanical properties of Almetal matrix composite produced by direct fusion of beverage cans. Mater Sci Eng A. 2014;617:146–55. 10.1016/j.msea.2014.08.057

9. Warmuzek M, Mrówka G, Sieniawski J. Influence of the heat treatment on the precipitation of the intermetallic phases in commercial AlMn1FeSi alloy. In: Journal of Materials Processing Technology. 2004. p. 624–32.doi:10.1016/j.jmatprotec.2004.07.125

10.Li YJ, Arnberg L. Quantitative study onthe precipitation behavior of dispersoids in DC-castAA3003 alloy during heating andhomogenization.Acta2003;51(12):3415–28.doi:10.1016/S1359-6454(03)00160-5

11. Li Y, Arnberg L. Precipitation of dispersoids in DC-cast AA3103 alloy during heat treatment. In: TMS Light Metals. 2003. p. 991–7. doi:10.1007/978-3-319-482286_129

12. Merchant HD, Morris JG, Hodgson DS. Characterization of intermetallics in aluminum alloy 3004. Mater Charact. 1990;25(4):33973.doi:10.1016/1044-5803(90)90062-O

13. Metals Handbook, Properties and Selections vol-2, 10th Edition, ASM Metals Park OH, 1990.

14. Alexander DTL, Greer AL. Nucleation of the Al6(Fe, Mn)-to- α -Al-(Fe, Mn)-Si transformation in 3XXX aluminium alloys. I. Roll-bonded diffusion couples. Philos Mag. 2004;84(28):3051–70. doi: 10.1080/14786430410001701760

15. Vladimir Aryshenskii, Fedor Grechnikov, Evgenii Aryshenskii, Yaroslav Erisov SK, MT and AK. Alloying Elements Effect on the Recrystallization Process in Magnesium-Rich Aluminum Alloy. Materials 2022;15,7062. doi: 10.3390/ma15207062.