

Research Paper

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

Khatereh Manafi¹, Mazyar Azadbeh^{1*}

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

Received:

Revised:

Accepted:

Use your device to scan and read the article online



DOI:

Keywords: 3000 and 5000 series aluminium alloys, Semi Dispersion Treatment, impact strength, morphology, metastable phases

Abstract

Introduction: Recent studies have shown that in 3000 and 5000 series aluminum alloys metastable phases are present that their size and morphology change with a semi dispersion treatment. Nevertheless, there 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 test was carried out at room temperature according to ASTM 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/cm²). Meanwhile, the impact strength of the reference sample (after extrusion and without semi dispersion treatment) is 55 (J/cm²). The change 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, Mazyar Azadbeh, The variations, with temperature, of the morphology of metastable phases in 3000 & 5000 Aluminium alloys, Quarterly Journal of New Materials. 2021; 12 (44): 1-12.

*Corresponding author: Mazyar 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 $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$, and orthorhombic type $Al_6(Fe, Mn)$. In alloys with high Si, dispersoid $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ particles are present, but $Al_6(Fe, Mn)$ will not precipitate. In alloys with low Si, $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ 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. Mg_2Si 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 Mg_2Si phases are formed in 5xxx alloys, so that Mg_2Si intermetallic is dominant. In this alloy [6]. The type of dispersed particles varies with composition and heat treatment. At low temperatures in quasi-stable two-phase aluminium-manganese binary alloys, $Al_{12}Mn_{12}$ Mn and Al_7Mn are formed, bcc and orthorhombic structures, respectively. At higher temperatures, the equilibrium phase in aluminium-manganese alloys 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

dispersoid particles of simple cubic type $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ phase. Iron may replace manganese in both $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ and Al_6Mn 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 intermetallic particles of $Al_6(Fe, Mn)$ started to fragment. 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 $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ and Mg_2Si 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-heat-treatable 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 be 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 sheet-like 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]. Intermetallics 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 textures, recrystallized 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 dispersive spectroscopy (EDS). Metallography of the cross-section of the samples was accomplished by grinding P600-P2500, electropolishing (40 ml ethanol and 10 ml perchloric acid), and electroetching by Barker solution (2 ml HBF₄ and 100 ml distilled water).

The metallographic images were prepared using an optical microscope (OLYMPUS PMG3, 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 are two colors. Gray particles 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 dispersoids, Table 3, the number of dispersoids has increased with the increase of semi aging temperature, so that in the condition (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 500°C/1h), 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. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 500°C/1h) 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°C/8h+Q in w+ semi aging at 500°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 finer grains, which indicates recrystallization, formed. At (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w + semi aging at 500°C/1h), in the research work [13], the presence of intermetallic particles in aluminium-iron-manganese 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 well-developed 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 dispersoids 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. at 600°C/8h+Q in w +semi aging at 500°C/1h). 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. Probably, recrystallization 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.

- ۳۱۵ **Ethical Considerations compliance** ۳۲۵ Manufacturing and producing of Aluminium
۳۱۶ **with ethical guidelines** ۳۲۶ profile: Mazyar Azadbeh
۳۱۷ The cooperation of the participants in the ۳۲۷ Design of experiments: Mazyar Azadbeh
۳۱۸ present study was voluntary and ۳۲۸ Performing tests: Khatereh Manafi
۳۱۹ accompanied by their consent. ۳۲۹ Data analysis and results: Mazyar Azadbeh,
۳۲۰ Khatereh Manafi
۳۲۱ **Funding** ۳۳۱ Supervision and final writing: Mazyar
۳۲۲ No funding. ۳۳۲ Azadbeh, Khatereh Manafi
۳۲۳ ۳۳۳
۳۲۴ **Authors' contributions** ۳۳۴ **Conflicts of interest**
۳۳۵ The authors declared no conflict of interest.

مقاله پژوهشی

تغییر مورفولوژی فازهای ناپایدار در آلیاژهای ۳۰۰۰ و ۵۰۰۰ آلومینیم با دما

خاطره منافی^۱، مازیار آزادیه^{۲*}

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

۲- استاد، مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران

چکیده

تاریخ دریافت:

تاریخ دآوری:

تاریخ پذیرش:

مقدمه: مطالعات اخیر وجود فازهای ناپایدار در آلیاژهای آلومینیم سری ۳۰۰۰ و ۵۰۰۰ 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 ریزش 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.

از دستگاه خود برای اسکن و خواندن

مقاله به صورت آنلاین استفاده کنید



روش: با اکستروژن گرم بیلت ۴ اینچی، که با ذوب و ریخته گری قوطی آلومینیمی مستعمل نوشیدنی تهیه شده بود، پروفیلی با سطح مقطع مستطیلی ۱۰×۲۰ میلی متر بدست آمد، که نمونه‌های آزمون ضربه چارپی با برش سیم از آن استخراج شد. سپس "عملیات شبه رسوبی" شامل شبه محلول‌سازی در ۶۰۰°C/8h و سپس کوئنچ شدن در آب و در ادامه شبه پیرسازی در دماهای ۳۰۰، ۴۰۰ و ۵۰۰°C به مدت زمان ۱ ساعت انجام شد. آزمون ضربه مطابق استاندارد ASTM E23-06 در دمای محیط انجام شد.

یافته‌ها: با افزایش دمای شبه پیرسازی از ۳۰۰ تا ۵۰۰°C، استحکام ضربه از ۷۳ تا ۸۷ (J/cm²) افزایش یافته است. در حالیکه استحکام ضربه نمونه پس از اکستروژن و بدون عملیات بعدی (یعنی نمونه مرجع) ۵۵ (J/cm²) است. این تغییرات در استحکام ضربه در نتیجه تغییر در مورفولوژی و توزیع رسوب‌ها با دمای شبه پیرسازی است. رسوب‌ها در این آلیاژها از نوع مکعبی $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ ، نوع اورتومبیک $Al_6(Fe, Mn)$ و Mg_2Si هستند.

DOI:

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 ۵۰۰°C است.

واژه‌های کلیدی:

مکانیزم شکست بگونه‌ای است که در سطح شکست نمونه مرجع دیپل‌های با دهانه‌ی درشت و با گوشه‌های نسبتاً تیز به قطر میانگین ۹/۶۱ میکرومتر و در نمونه‌ی شبه پیرسازی شده در دمای ۵۰۰°C دیپل‌های ریز و با گوشه‌های نسبتاً گردتر به قطر میانگین ۵/۳۹ میکرومتر مشاهده می‌شود که مشابه همین اتفاق فازهای ناپایدار در زمینه ریز شده‌اند. احتمالاً تبلور مجدد در این دما موجب کوچک شدن دیپل‌ها شده است.

آلیاژهای آلومینیم سری ۳۰۰۰ و ۵۰۰۰، عملیات شبه رسوبی، استحکام ضربه، مورفولوژی، فازهای ناپایدار

* نویسنده مسئول: مازیار آزادیه

نشانی: دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند، تبریز، ایران.

تلفن: ۹۸-۴۱۳۳۴۵۹۴۵۲+

پست الکترونیکی: azadbeh@sut.ac.ir

- ۵ مقدمه
- ۶ قوطی آلومینیومی در اوایل دهه ۱۹۷۰ معرفی شد. در ابتدا عموم مردم
- ۷ قوطی‌های آلومینیومی را به عنوان یک محصول دور ریختنی تلقی
- ۸ می‌کردند. با این حال، در اواخر دهه ۱۹۷۰، بازیافت قوطی‌های
- ۹ آلومینیومی شروع به کار کرد زیرا صنعت و عموم مردم، مزیت زیست
- ۱۰ محیطی و اقتصادی بازیافت را دریافتند (۱). قوطی‌های مستعمل
- ۱۱ نوشیدنی آلومینیومی از دو سری آلیاژ آلومینیوم، بدنه اصلی و پایه از آلیاژ
- ۱۲ ۳۰۰۴ با ترکیب شیمیایی $Al\ 97.8\%, Mn\ 1.2\%, Mg\ 4.5\%$ و
- ۱۳ سر از آلیاژ ۵۱۸۲ با ترکیب شیمیایی $Al\ 95.2\%, Mn\ 0.35\%, Mg\ 4.5\%$ ساخته می‌شوند (۲).
- ۱۴
- ۱۵ آلیاژهای آلومینیوم سری ۳xxx یکی از پرکاربردترین آلیاژهای آلومینیوم
- ۱۶ کارشده تجاری به دلیل شکل پذیری عالی و مقاومت به خوردگی بالا
- ۱۷ در صنعت معماری و بسته بندی هستند. آلیاژهای آلومینیوم سری ۳xxx
- ۱۸ به طور کلی توسط کارسختی تقویت می‌شوند در نتیجه به عنوان
- ۱۹ آلیاژهای عملیات حرارتی ناپذیر طبقه بندی می‌شوند. اخیراً، مطالعات
- ۲۰ متعددی نشان داده‌اند که مقدار معقول ذرات پراکنده می‌تواند در طول
- ۲۱ عملیات حرارتی در آلیاژهای سری ۳xxx رسوب کند (۳).
- ۲۲ در آلیاژهای تجاری سری ۳xxx که شامل منگنز، آهن و میزان
- ۲۳ مشخصی سیلیسیم دارند، دو نوع غالب از ذرات پراکنده، نوع مکعبی
- ۲۴ $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ نوع اورتورمبیک $Al_6(Fe, Mn)$
- ۲۵ هستند. در آلیاژی با میزان سیلیسیم زیاد ذرات پراکنده $\alpha -$
- ۲۶ $Al(Fe, Mn)Si$ به عنوان فاز پایدار هستند و ذرات پراکنده
- ۲۷ $Al_6(Fe, Mn)$ رسوب نخواهد کرد. در آلیاژی با میزان سیلیسیم
- ۲۸ کمتر فاز $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ در دماهای پایین در طول حرارت
- ۲۹ دادن رسوب خواهد کرد اما در دماهای بالا $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$
- ۳۰ حل خواهد شد و $Al_6(Fe, Mn)$ به عنوان فاز پایدار رسوب خواهد
- ۳۱ کرد. همچنین فاز Mg_2Si به مقدار جزئی حضور دارد (۴،۵).
- ۳۲ آلیاژهای سری ۵xxx آلیاژ (آلومینیوم منیزیم) هستند. آلیاژهای $Al-$
- ۳۳ Mg سری ۵xxx به دلیل استحکام بالاتر از آلیاژهای آلومینیوم سری
- ۳۴ ۳xxx در ته قوطی نوشیدنی استفاده می‌شود. علاوه بر این، آلیاژهای
- ۳۵ سری ۵xxx به دلیل داشتن نسبت استحکام بالا به وزن، مقاومت بهتر
- ۳۶ در برابر خوردگی در کاربردهای خودرو
- ۳۷ مانند تابلوهای بدنه داخلی و قطعات ساختاری استفاده زیادی دارد.
- ۳۸ پدیده دندانه دار شدن تنش تسلیم که به عنوان اثر پورتوین لوشاتلیه
- ۳۹ شناخته شده است در این سری آلیاژها مشاهده شده است. در این سری
- ۴۰ آلیاژها فازهای $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ و Mg_2Si تشکیل
- ۴۱ میشوند ترکیب بین فلزی Mg_2Si غالب است (۶).
- ۴۲ نوع ذرات پراکنده با ترکیب و عملیات حرارتی متفاوت است. در دماهای
- ۴۳ پایین در آلیاژهای دوتایی آلومینیوم-منگنز دو فاز شبه پایدار
- ۴۴ Al_7Mn و $Al_{12}Mn$ تشکیل می‌شود که به ترتیب ساختار bcc و
- ۴۵ ارتورمبیک را دارند. در دماهای بالاتر فاز تعادل در آلیاژهای آلومینیوم-
- ۴۶ منگنز، فاز اورتورمبیک Al_6Mn است. اضافه شدن آهن و سیلیسیم
- ۴۷ میزان حلالیت منگنز را در زمینه آلومینیوم کاهش می‌دهد و از طرفی
- ۴۸ رسوب ذرات پراکنده حاوی منگنز را تسریع می‌بخشد. سیلیسیم علاقه
- ۴۹ مند به رسوب ذرات پراکنده از نوع مکعبی ساده که فاز $\alpha -$
- ۵۰ $Al(Fe, Mn)Si$ است می‌باشد. آهن ممکن است در هر دو فاز
- ۵۱ $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ و Al_6Mn جایگزین منگنز شود.
- ۵۲ هنگامیکه نسبت منگنز/آهن بالا باشد، فاز $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$
- ۵۳ دارای ساختار کریستالی مکعبی ساده است، در حالی که برای مقادیر
- ۵۴ بالاتر آهن، ممکن است فاز به ساختار کریستالی bcc تغییر کند (۷).
- ۵۵ به دلیل حلالیت کم آهن در آلومینیوم و تغییر پذیری ترکیب شیمیایی
- ۵۶ قوطی نوشیدنی،
- ۵۷ $Al_6(Fe, Mn)$ با لبه‌های صاف (تیز و بدون انحناء) در طول انجماد
- ۵۸ تشکیل می‌شود، که این مورفولوژی موجب افزایش تمرکز تنش شده و
- ۵۹ خواص مکانیکی را کاهش می‌دهد (۸). Warmuzek و همکاران (۹)
- ۶۰ بیان کردند که عملیات حرارتی پیرکردن یک روش مفید برای تبدیل
- ۶۱ این نوع رسوب است در حالیکه همزمان مورفولوژی آن را تغییر می‌دهد.
- ۶۲ در طول عملیات رسوبی، ذرات بین فلزی درشت $Al_6(Fe, Mn)$
- ۶۳ شروع به تکه تکه شدن می‌کنند، به خصوص زمانی که آلیاژ در دمای بالا
- ۶۴ (۴۲۵ درجه سانتی‌گراد) تحت عملیات قرار گرفته است. ذرات
- ۶۵ $Al_6(Fe, Mn)$ پس از عملیات در دمای ۳۰۰ درجه سانتی‌گراد به
- ۶۶ مدت ۴۸ ساعت همچنان به شکل خط چینی با شاخه‌های بزرگ بودند،
- ۶۷ در حالیکه شاخه‌ها پس از عملیات در ۴۲۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴۸
- ۶۸ ساعت به قسمت‌هایی جدا شده تقسیم شدند. تنها تغییرات جزئی در
- ۶۹ بین فلزات $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ و Mg_2Si به دلیل اندازه
- ۷۰ کوچک و کسر حجم کم مشاهده شد. هنگامی که آلیاژ در دمای ۳۵۰
- ۷۱ و ۳۷۵ درجه سانتی‌گراد، که نزدیک به دمای رسوب ذرات پراکنده است،
- ۷۲ رسوب مداوم ذرات پراکنده‌های ریز غالب بوده و هیچ درشت شدن قابل
- ۷۳ توجهی مشاهده نشد. ذرات پراکنده ریز وقتی در دمای ۳۵۰ درجه
- ۷۴ سانتی‌گراد و در دمای ۳۷۵ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴۸ ساعت تحت
- ۷۵ عملیات قرار گرفته است، به طور یکنواخت در زمینه توزیع می‌شوند.
- ۷۶ اندازه متوسط ذرات پراکنده پس از ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد به مدت ۴۸
- ۷۷ ساعت (۴۶ نانومتر) کوچکتر از ۳۷۵ درجه سانتی‌گراد برای ۴۸ ساعت
- ۷۸ (۶۱ نانومتر) است، اما کسر حجمی پس از ۳۷۵ درجه سانتی‌گراد برای
- ۷۹ ۴۸ ساعت بسیار بالاتر (۲/۹۵ vol.%) نسبت به دمای ۳۵۰ درجه
- ۸۰ سانتی‌گراد به مدت ۴۸ ساعت (۰/۷۸ vol.%) بود که ریزسختی بالاتر
- ۸۱ مشاهده شده در ۳۷۵ درجه سانتی‌گراد را توضیح می‌دهد (۳).
- ۸۲ نوع، اندازه و توزیع ذرات پراکنده تشکیل شده در طی همگن سازی
- ۸۳ تأثیرات شدیدی بر رفتار تغییر شکل، رفتار تبلور مجدد و خصوصیات
- ۸۴ مکانیکی آلیاژهای آلومینیوم سری ۳xxx عملیات حرارتی ناپذیر ($Al-$
- ۸۵ $Mn-Fe-Si$) دارند (۴).
- ۸۶ در طول عملیات حرارتی، اندازه ذرات پراکنده با افزایش دما و زمان
- ۸۷ نگهداری در طول همگن شدن رشد می‌کند. نسبت ابعادی (Aspect
- ۸۸ ratio) ذرات با افزایش دما افزایش می‌یابد، هنگامیکه آلیاژ تا ۵۳۰
- ۸۹ درجه سانتی‌گراد حرارت داده می‌شود نسبت ابعادی ذرات شروع به
- ۹۰ کاهش می‌کند. از تکامل اندازه و تکامل چگالی عددی ذرات پراکنده
- ۹۱ می‌توان نتیجه‌گیری کرد که فرآیند رسوب دادن عمدتاً توسط
- ۹۲ جوانه زنی و رشد کنترل می‌شود (۱۰).

- ۹۳ در رابطه با مورفولوژی رسوبات در تحقیقی گزارش شده که در شروع
- ۹۴ رسوبگذاری دمای ۳۵۰ درجه سانتی‌گراد، ذرات پراکنده تقریباً مکعبی
- ۹۵ شکل هستند. با افزایش دما، ذرات پراکنده به شکل‌های مستطیل و
- ۹۶ ورقه‌ای مانند تغییر می‌یابند، هنگامیکه آلیاژ تا ۶۰۰ درجه سانتی‌گراد
- ۹۷ حرارت داده شود، ذرات پراکنده بزرگ بشقابی و میله‌ای مانند در
- ۹۸ مابین ذرات پراکنده $\alpha - Al(Fe, Mn)Si$ تشکیل می‌شوند که به
- ۹۹ عنوان فاز $Al_6(Fe, Mn)$ تشخیص داده شده اند (۱۱).
- ۱۰۰ ترکیبات بین فلزی^۱ در آلیاژهای آلومینیمی تاثیر قابل توجهی در
- ۱۰۱ توسعه ریزساختار و خواص در طول
- ۱۱۱

مواد و روش تحقیق

- ۱۱۲
- ۱۱۴ ماده مورد استفاده در این تحقیق آلیاژ آلومینیم ثانویه، حاصل از بازیافت
- ۱۱۵ قوطی آلومینیمی مستعمل نوشیدنی^۲ که آلیاژ سری ۳۰۰۰ و ۵۰۰۰ است
- ۱۱۶ می‌باشد که ترکیب شیمیایی آلیاژ توسط آزمون آنالیز به روش
- ۱۱۷ اسپکترومتري نشری تعیین گردید و در جدول ۱ آورده شده است. بدین
- ۱۱۸ منظور ابتدا مقدار معینی قوطی مستعمل نوشیدنی جمع آوری و ذوب
- ۱۱۹ شده و سپس در بیلتی با سطح مقطع دایره‌ای به قطر ۴ اینچ ریخته شده
- ۱۲۰ و بعد از آن به روش اکستروژن گرم که شرایط آن فرآیند در جدول ۲
- ۱۲۱ ارائه شده است، به پروفیلی با سطح مقطع مستطیلی ۱۰×۲۰ میلی متر
- ۱۲۲ تبدیل شد. نمونه‌های آزمون ضربه چارپی از این پروفیل در جهت
- ۱۲۳ اکستروژن با برش سیم استخراج شد که تصویر شماتیک آن در شکل
- ۱۲۴ ۱ آورده شده است. شیار نمونه با تیغه استاندارد (SCHNADT, K20,
- ۱۲۵ R=0.250 mm, $\angle=45^\circ$, Di=22.0 mm, De=76.0
- ۱۲۶ mm، ساخت کشور سوئیس) نصب شده به دستگاه فرز (ایزو ۴۰ کله
- ۱۲۷ گاوی، ساخت کشور روسیه) طبق استاندارد ASTM E23-06 ایجاد
- ۱۲۸ شد، که تصویر نمونه ها پس از ایجاد شیار در شکل ۲ نشان داده شده
- ۱۲۹ است. سپس "عملیات شبه رسوبی" بر روی آنها صورت گرفت، عبارتی
- ۱۳۰ در 600°C/8h شبه محلول سازی در کوره با نرخ گرمایش
- ۱۳۱ 10°C/min و سپس در آب کوئنچ شده و در ادامه در دماهای ۳۰۰،
- ۱۳۲ ۴۰۰ و ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد به مدت زمان ۱ ساعت در کوره با نرخ
- ۱۳۳ گرمایش 10°C/min شبه پیرسازی شدند و سپس نمونه‌ها در آب در
- ۱۳۴ دمای محیط سریع سرد شدند. برای هر کدام از دماهای شبه پیرسازی
- ۱۵۶
- ۳ نمونه‌ای آزمایشی در نظر گرفته شد و میانگین نتایج استحکام ضربه برای آنها گزارش شده است.
- آزمون ضربه چارپی توسط دستگاه ضربه Roell Asmler مدل Zwick/RKP300 در دمای محیط صورت گرفت، سپس توسط کولیس تغییرات عرضی (TD) در راستای عمود بر جهت اکستروژن (ND) سطح شکست اندازه گیری شد. پس از تعیین بیشینه عرض پس از آزمون ضربه و با داشتن عرض اولیه، مقدار انبساط جانبی^۳ مطابق شکل ۳، محاسبه شد. سطح شکست نمونه‌ها توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی SEM مدل Cam Scan MV2300 Czech و آنالیز EDS بررسی شد. متالوگرافی سطح مقطع نمونه‌ها در ابتدا سمباده زنی توسط ورق سمباده استاندارد از مش ۶۰۰-۲۵۰۰ انجام شد و سپس الکتروپولیش توسط محلول (۴۰ میلی لیتر اتانول و ۱۰ میلی لیتر پرکلریک اسید) در ولتاژ ۱۰ ولت، زمان ۳۰ ثانیه و جنس کاتد فولاد زنگ نزن) و الکترواچ توسط محلول بارکر (۲ میلی لیتر HBF₄ و ۱۰۰ میلی لیتر آب مقطر) در ولتاژ ۳۰ ولت، زمان ۱۰ ثانیه الی ۳ 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^۴ 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.

۱۵۷

۱۵۸

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده

Elements	Al	Si	Mn	Mg	Fe
wt. %	>96.861	0.720	0.670	1.100	<0.001

^۳ Lateral expansion

^۱ Intermetallics

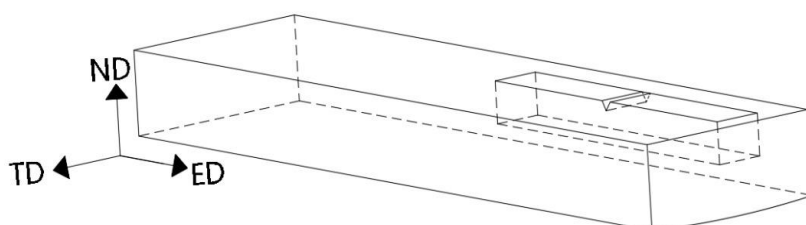
^۴ Aspect ratio

^۲ Used Beverage Cans

جدول ۲- شرایط فرآیند اکستروژن

دمای پیشگرم بیلِت (°C)	دمای ابزار اکستروژن (°C)	نسبت اکستروژن (area of billet/area of shape)	فشار اکستروژن (MN)	سرعت رم (mm/s)
۴۰۰	۴۰۰	۱۲	۵/۹	۳

۱۶۰



شکل ۱- تصویر شماتیک نمونه آزمون ضربه چارپی که در جهت اکستروژن تهیه شده است، جهت‌های (ED، ND و TD) به ترتیب (جهت اکستروژن^۱، عمود بر جهت اکستروژن^۲ و جهت عرضی^۳) می‌باشند.

۱۶۱

۱۶۲

۱۶۳

۱۶۴



شکل ۲- نمونه های آزمون ضربه چارپی پس از استخراج از پروفیل و ایجاد شیار

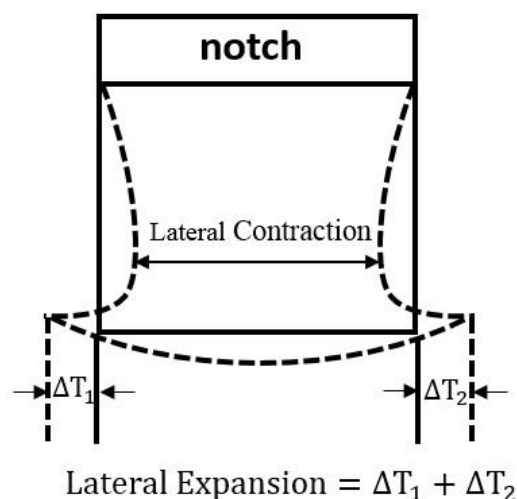
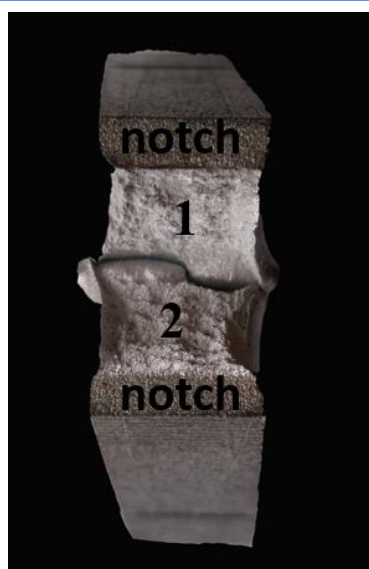
۱۶۵

۱۶۶

۱۶۷

۱۶۸

^۱ Extrusion Direction^۲ Normal Direction^۳ Transverse Direction



شکل ۳- نحوه اندازه‌گیری انبساط جانبی پس از آزمون ضربه چارپی

۱۶۹

نتایج و بحث

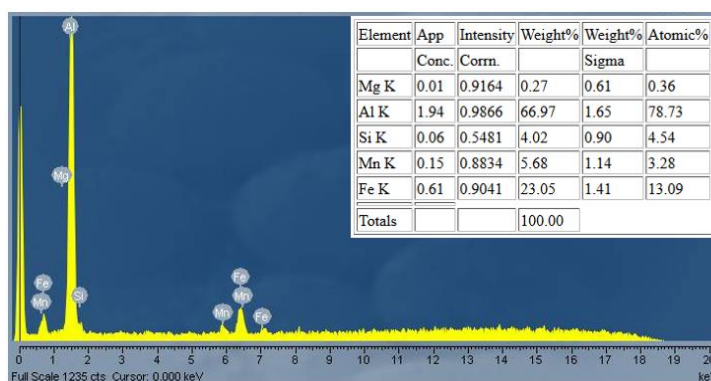
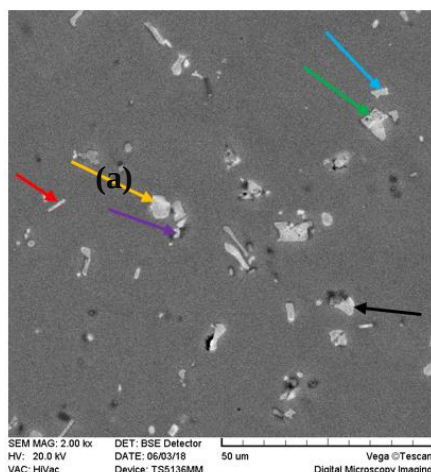
۱۷۰

بررسی ریزساختاری

۱۷۱

آنالیز نقطه‌ای EDS مشاهده می‌شود که اکثر ذرات دو رنگ هستند به عنوان مثال فلش (a) از دو قسمت روشن و خاکستری تشکیل شده است، ذرات تیره‌تر $Al_6(Fe, Mn)$ و ذرات روشن‌تر $Al(Fe, Mn)Si$ هستند و ذرات Mg_2Si به رنگ سیاه هستند که به دلیل سایز خیلی کوچک و کسر حجمی کم به خوبی قابل تشخیص نیستند، مطالعات انجام گرفته در مورد رنگ و مورفولوژی این ذرات بیشتر بحث کرده است (۳،۵،۱۱).

۱۷۲ تصویر BSE SEM از سطح مقطع نمونه پس از اکستروژن و بدون
۱۷۳ عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع) در زیر ارائه شده است. وجود ذرات
۱۷۴ پراکنده یا رسوب‌ها جزو ویژگی ذاتی ماده است. در شکل ۴ این ذرات
۱۷۵ در شکل‌های مختلف از جمله کروی spherical، گرد Round،
۱۷۶ زاویه دار Angular، مکعبی Cubic، میله‌ای Rod و ورقه‌ای
۱۷۷ Plate و بلوکی شکل block با علامت فلش مشخص شده‌اند.
۱۷۸ آنالیز نقطه‌ای از ذرات شکل آورده شده است. طبق تصویر SEM و



شکل ۴- آنالیز نقطه‌ای از ذرات مشخص شده در نمونه مرجع - (پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی)

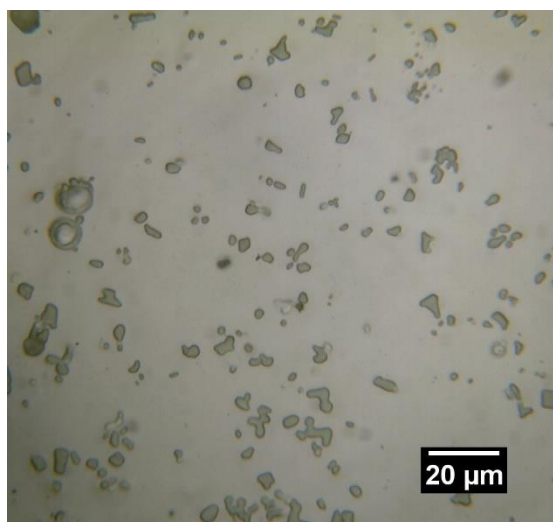
۱۸۷

Dispersoids

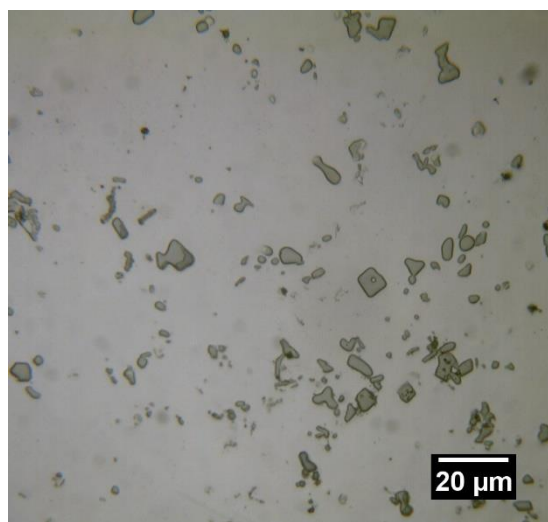
سانتی‌گراد موجب شده که ریزترین رسوبات (حداقل از بین شرایط آزمایشی در این تحقیق) بدست آید. همچنین با افزایش دمای شبه پیرسازی شکل رسوبات از چند وجهی نسبتاً منظم به میله‌ای و گرد تبدیل شده و در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد غالباً کروی می‌باشند. تغییر مورفولوژی، حذف شدن گوشه‌های تیز و هم‌چنین ریز شدن و توزیع 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 هم‌چنین دما و زمان شبه پیرسازی) باشد.

طبق تصاویر سطح مقطع الکتروپولیش شده قبل از شکل ۵
مشاهده می‌شود 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
 $Al_6(Fe, Mn)$ هستند. با انجام عملیات شبه رسوبی تحت
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 ۵۰۰ درجه

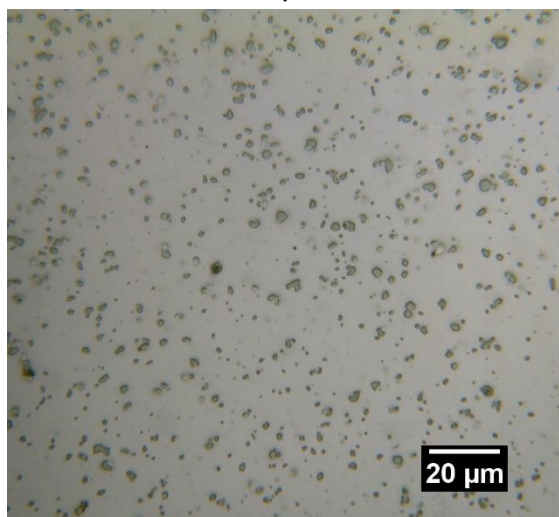
۱۸۸
۱۸۹
۱۹۰
۱۹۱
۱۹۲
۱۹۳
۱۹۴
۱۹۵
۱۹۶



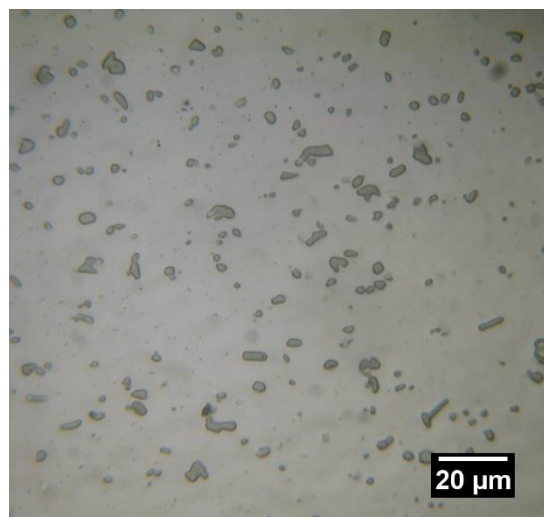
ب



الف



د



ج

شکل ۵- تصویر سطح مقطع الکتروپولیش شده نمونه‌ها بترتیب در شرایط:

(الف) پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع)،

عملیات شبه رسوبی تحت پارامترهای: (ب) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 300°C/1h).

(ج) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 400°C/1h) و

(د) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 500°C/1h)

عملیات حرارتی رسوبی نشان می‌دهد که در همه شرایط غیر از شکل ۵ د نمودار هیستوگرام نسبتاً وسیع است. با افزایش دمای شبه پیرسازی، توزیع به طرف چپ حرکت می‌کند و اندازه نمودار هیستوگرام باریک‌تر شده و نسبت ابعادی ذرات به عدد ۱ نزدیک‌تر هست (شکل ۵ د) و کروی شدن رسوبات را تایید می‌کند که توزیع یکنواخت‌تر و ریزتری از رسوبات را دارد. پس در این شرایط رسوبها به عنوان مواعی در برابر رشد و گسترش ترک عمل می‌کنند و باعث افزایش انرژی ضربه جذب شده می‌شوند.

۲۰۸ طبق جدول ۳ ملاحظه می‌شود که تعداد رسوبها با افزایش دمای شبه پیرسازی افزایش یافته است بطوریکه در شرایط (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 500°C/1h) بیشترین تعداد رسوبها طبق شکل ۵ د کاملاً مشهود است، از طرفی میزان اندک کاهش در صد سطح تصویر شده در این شرایط به دلیل ریزتر شدن رسوبات است که شکل کره کمترین نسبت سطح به حجم را در بین دیگر اشکال دارد، در واقع با ریزتر و کروی شدن میزان مساحت کمتری را اشغال می‌کنند. همچنین طبق شکل ۶ نمودار هیستوگرام که توزیع نسبت ابعادی رسوبات در شرایط مختلف

۲۲۵

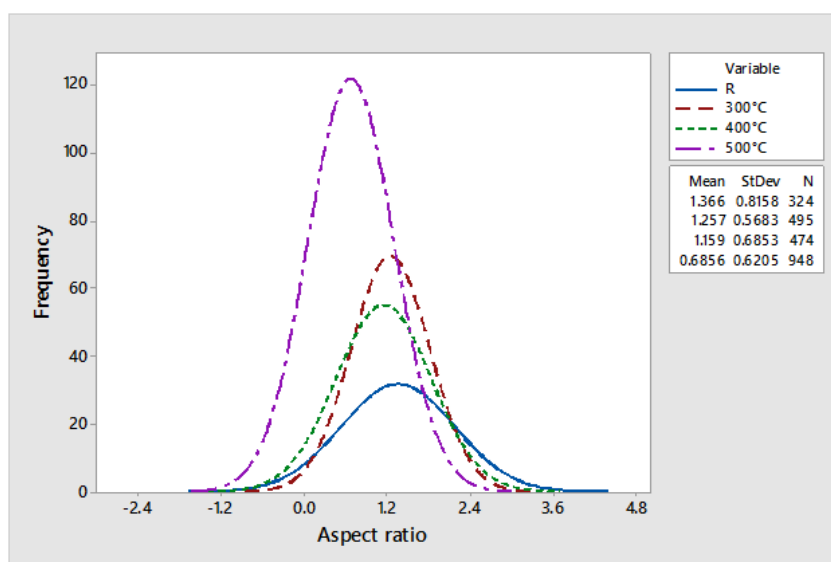
جدول ۳- ذرات شمارش شده و درصد سطح تصویر شده رسوبها در شرایط پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع) و بعد از عملیات شبه رسوبی در دماهای مختلف شبه پیرسازی برای تصاویر شکل ۵

نمونه	تعداد رسوبات شمارش شده ^۱ در سطح مقطع تصویر متالوگرافی (قبل از چ)، ۱۰۰۰ میکرومتر مربع	درصد سطح تصویر شده ^۲ (area fraction)
نمونه مرجع	۲۵۰	۸/۴۱
(Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w +semi aging at 300°C/1h)	۳۸۳	۸/۸۴
(Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w +semi aging at 400°C/1h)	۳۲۷	۹/۲۷
(Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w +semi aging at 500°C/1h)	۳۸۹	۹/۰۵

^۱ این تعداد در واقع میانگین تعداد این رسوبات از ۶ تصویر متالوگرافی (قبل از چ) است که تصویر ارائه شده در اینجا یکی از آنهاست.

^۲ میانگین مساحت اشغال شده توسط رسوبات از ۶ تصویر سطح مقطع تصویر متالوگرافی (قبل از چ)

۲۲۶



شکل ۶- نمودار مقایسه ای هیستوگرام نسبت ابعاد در شرایط الف) (یا همان R) پس از اکستروژن و

بدون عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع)، عملیات شبه رسوبی تحت پارامترهای:

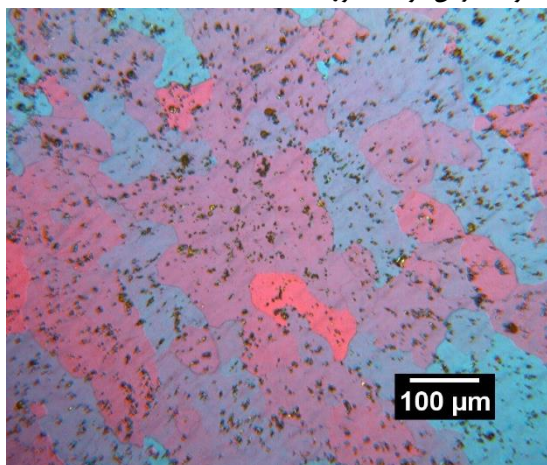
ب) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 300°C/1h)

ج) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 400°C/1h) و

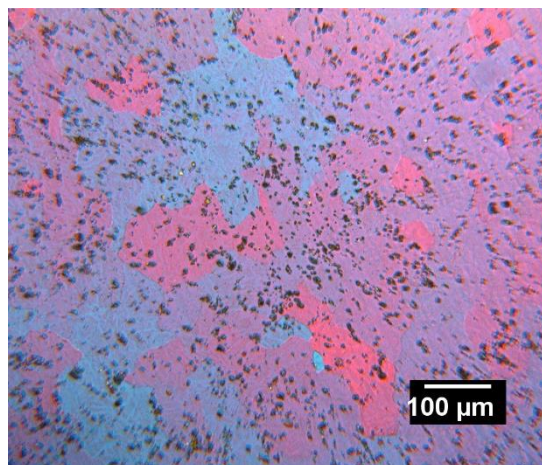
د) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 500°C/1h)

۲۲۷

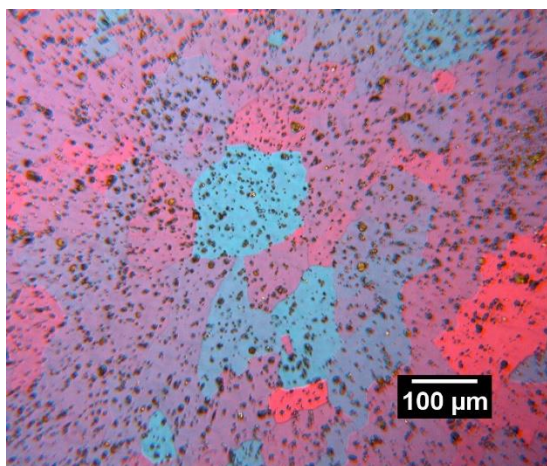
ناجایی‌ها می‌شوند از آنجایی که مرزدانه‌ها مناطق پرانرژی محسوب می‌شوند طبق اتم‌سفر کاترل حضور پیوسته ذرات در مرزدانه‌ها باعث کاهش خواص مکانیکی می‌شود. همچنین با افزایش دمای شبه پیرسازی شکل‌گیری دانه‌های ریزتری در شکل ۷ مشاهده است که می‌تواند تبلور مجدد^۱ را بیان کند. در کار تحقیقاتی صورت گرفته (۱۳) همین موضوع مطرح شده است که حضور ذرات بین فلزی^۲ در آلیاژهای آلومینیوم- آهن- منگنز به جوانه زنی تبلور مجدد کمک می‌کند. در اینجا ریز دانه شدن آلومینیوم به رخ دادن تبلور مجدد در این شرایط نسبت داده شده است که ریز شدن فازهای ناپایدار و توزیع یکنواخت‌تر آن موجب تبلور مجدد شده است.



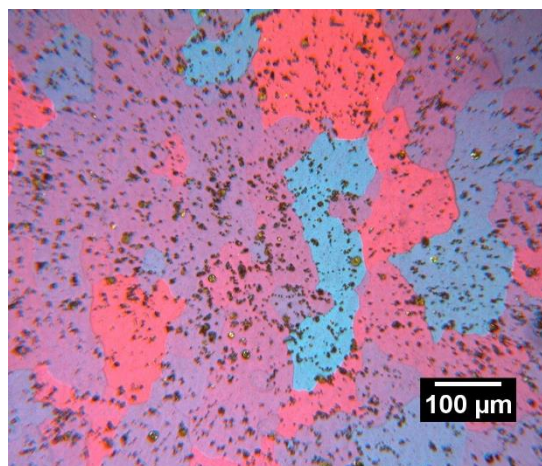
ب



الف



د



ج

شکل ۷- تصویر سطح مقطع الکترواچ شده نمونه‌ها بترتیب در شرایط

الف) پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع)،

عملیات شبه رسوبی تحت پارامترهای: ب) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 300°C/1h).

ج) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 400°C/1h) و

د) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 500°C/1h)

خواص مکانیکی

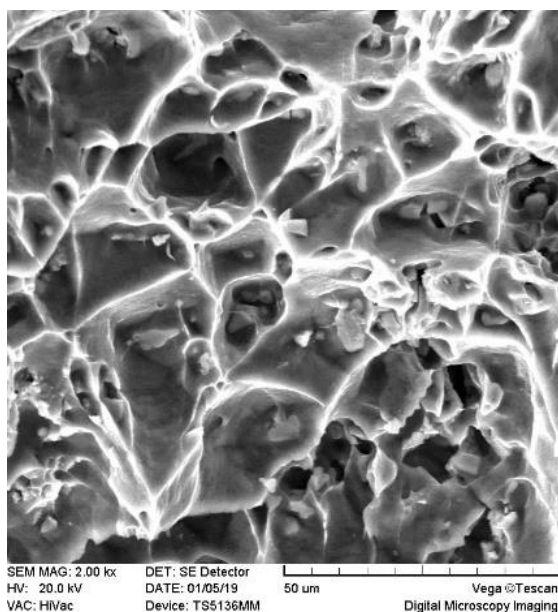
۲۴۷

^۲ Intermetallic particles

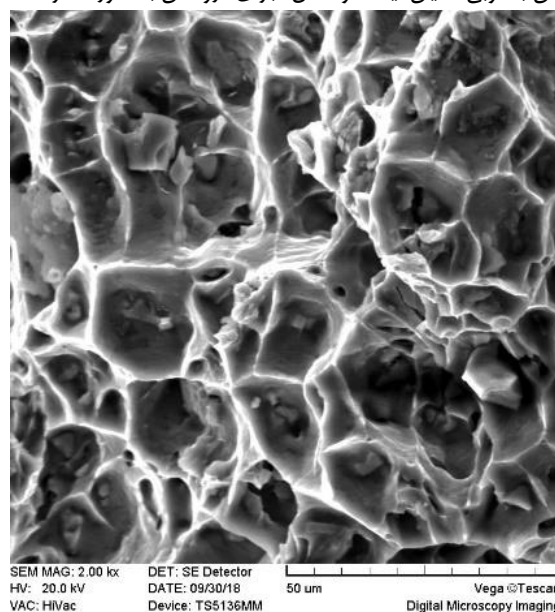
^۱ recrystallization

تغییر یافته است، همچنین تشکیل Micro neck نیز مشهود است. نهایتاً در دمای شبه پیرسازی ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد دیمل‌ها نسبت به قبل عمیق‌تر شده بطوریکه دیواره دیمل‌ها چندین لایه ضخیم‌تر دیده می‌شود (well-developed dimples) که با پیکان در شکل ۸ د مشخص شده است، همچنین اجزای درون دیمل‌ها نیز به صورت گرد تغییر شکل داده‌اند و دیمل‌ها ریزتر شده و همچنین دهانه دیمل‌ها با گوشه‌های نسبتاً گردتر است که با پیکان دوطرفه در شکل ۸ د نشان داده شده است. تشکیل هر Micro neck باعث به تأخیر انداخته شدن شکست می‌شود در واقع باعث تغییر شکست از Transgranular به Intergranular می‌شود و به موجب این تغییر، استحکام ضربه‌ای افزایش می‌یابد.

۲۴۸ شکل ۸ سطح شکست نمونه‌ها را در شرایط پس از اکستروژن و بدون
۲۴۹ عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع) و بعد از عملیات شبه رسوبی نشان
۲۵۰ می‌دهد. در همه تصاویر سطح شکست با دیمل‌هایی همراه است و
۲۵۱ مناطق برشی^۱ به‌خوبی نمایان هست. شکست داکتیل یا نرم با حضور
۲۵۲ دیمل‌هایی که از تشکیل و بهم پیوستن میکروحفره‌ها روی سطح
۲۵۳ شکست نمونه، بسته به حالت تنش به شکل‌های هم‌محور یا بیضوی
۲۵۴ می‌باشد، مشخص می‌گردد. در نمونه مرجع اجزای درون دیمل‌ها
۲۵۵ درشت‌تر و در شکل‌های چند وجهی با گوشه‌های تیز همچنین دیمل‌ها
۲۵۶ با دهانه‌ی درشت و با گوشه‌های نسبتاً تیز می‌باشند. در شرایط ب میزان
۲۵۷ اجزای درون دیمل‌ها کاهش یافته است و دیمل‌ها اندکی خمیده
۲۵۸ شده‌اند همچنین بصورت جزئی تشکیل Micro neck مشهود است.
۲۵۹ در شکل ۸ ج که دمای شبه پیرسازی ۴۰۰ درجه سانتی‌گراد است،
۲۶۰ دیمل‌ها طولی‌تر شده‌اند (elongated dimples) بطوریکه
۲۶۱ عمقشان به‌خوبی نمایان نیست و شکل اجزای درونشان به صورت گرد

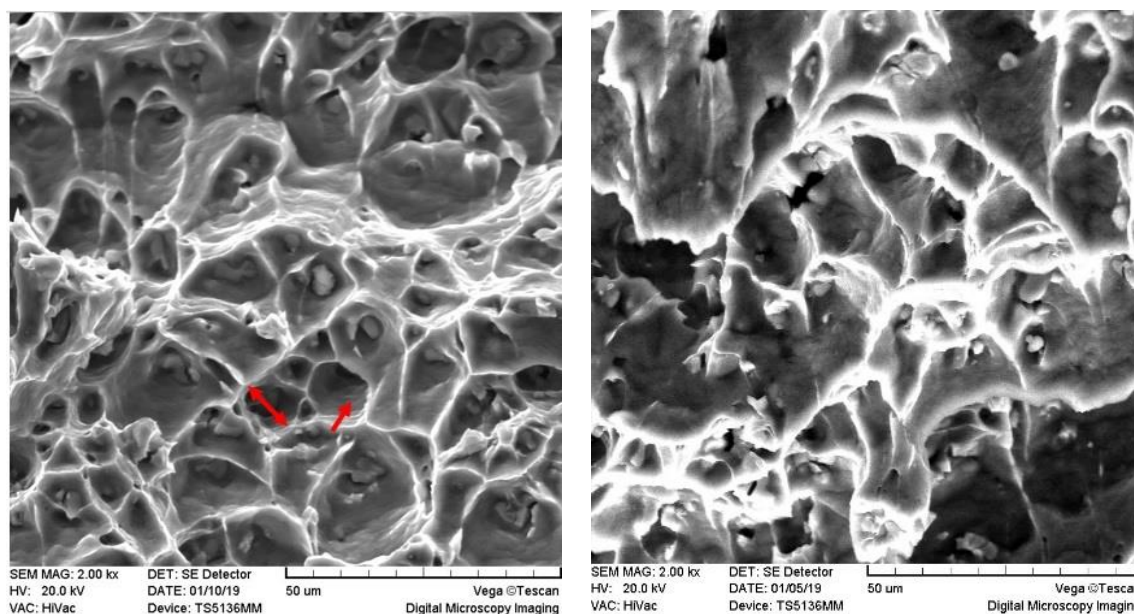


ب



الف

^۱ Tear ridge



د

ج

شکل ۸- تصویر SEM سطح شکست نمونه‌ها بترتیب در شرایط

(الف) پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی (نمونه مرجع)،

عملیات شبه رسوبی تحت پارامترهای: (ب) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 300°C/1h).

(ج) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 400°C/1h) و

(د) (Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w+ semi aging at 500°C/1h)

۲۷۴

- ۲۷۵ با انجام عملیات شبه پیرسازی مناسب می‌توان فازهای ناپایدار ریزتری
 ۲۷۶ را در زمینه یافت که بطور با یکنواختی بیشتری در زمینه توزیع شده‌اند.
 ۲۷۷ این رده آلیاژها در محدوده دمای ۳۰۰ تا ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد آنیل
 ۲۷۸ می‌شوند (۳). که اگر به گونه‌ای در مرحله تبلور مجدد فرآیند متوقف
 ۲۷۹ شود ساختار دانه ریزتری حاصل خواهد شد. از آنجائیکه در این تحقیق
 ۲۸۰ در دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد مورفولوژی شکست بصورت دیپل‌های
 ۲۸۱ بخوبی توسعه یافته هستند و تغییر به اینگونه مورفولوژی با اصلاح
 ۲۸۲ ساختار بصورت دانه ریز امکان پذیر است بنابراین این حدس قوت
 ۲۸۳ می‌یابد که در این محدوده دمای تبلور مجدد اتفاق افتاده است که به
 ۲۸۴ تبع آن نیز فازهای ناپایدار ریزتر شده و توزیع یکنواخت تری خود گرفته
 ۲۸۵ است.

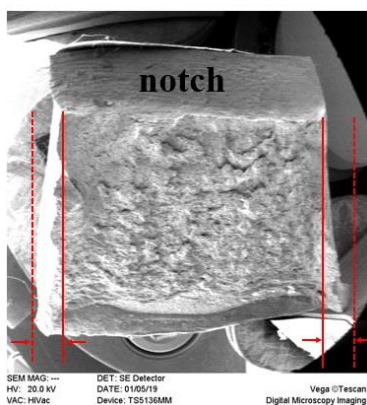
۲۸۶ مقدار انرژی ضربه نمونه پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی
 (نمونه مرجع) و نمونه‌های بعد از عملیات شبه رسوبی در جدول ۴ آورده
 ۲۸۷ شده است، ملاحظه می‌شود با افزایش دمای مرحله شبه پیرسازی،
 ۲۸۸ میانگین انرژی ضربه در حال افزایش است و در دمای ۵۰۰ درجه
 ۲۸۹ سانتی‌گراد بیشترین مقدار خود را دارد، در واقع انرژی ضربه، مقدار انرژی
 ۲۹۰ لازم برای آغاز و گسترش ترک می‌باشد. افزایش مستقیم میانگین
 ۲۹۱ انرژی ضربه با دمای پیرسازی می‌توان نتیجه گرفت که تافنس
 ۲۹۲ ضربه‌ای^۱ روی داده است، قطعه در مقابل ترک مقاوم‌تر شده است به
 ۲۹۳ عبارتی داکتیل‌تر شده و شکست نرم با جذب مقدار انرژی زیادی همراه
 ۲۹۴ می‌باشد.

جدول ۴- میانگین انرژی ضربه جذب شده در شرایط پس از اکستروژن و بعد از عملیات شبه رسوبی در دماهای مختلف شبه پیرسازی

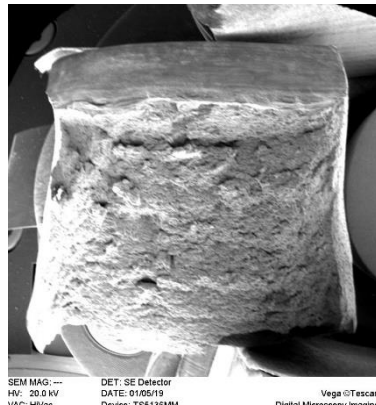
میانگین انرژی ضربه جذب شده (J/cm^2)	نمونه
55 ± 1	نمونه مرجع
72 ± 8	(Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w +semi aging at 300°C/1h)
75 ± 3	(Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w +semi aging at 400°C/1h)
87 ± 5	(Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w +semi aging at 500°C/1h)

^۱ Impact toughness

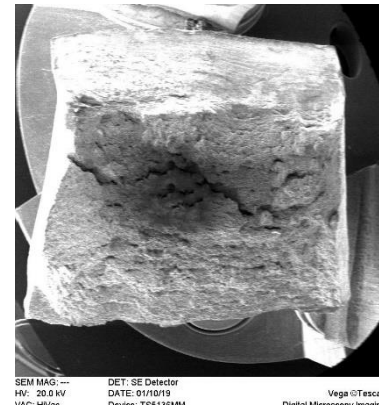
- ۲۹۷ تصویر میکروسکوپ الکترونی روبشی از سطح شکست نمونه‌ها در سه
 ۲۹۸ شرایط عملیات شبه رسوبی در شکل ۹ آورده شده است که معرف
 ۲۹۹ شکست نرم است، ملاحظه می‌شود قسمت پایین اندکی انبساط داشته
 ۳۰۰ است، مشخص شده در شکل ۹ که بیانگر (Lateral expansion)
 ۳۰۱ می‌باشد، انبساط جانبی به‌عنوان مقیاسی از
- ۳۰۲ انعطاف‌پذیری نمونه است. هنگامیکه فلز نرم شکسته می‌شود، قطعه
 ۳۰۳ آزمایشی قبل از شکستن، تغییر شکل می‌یابد، گوشه‌ها در وجه فشرده
 ۳۰۴ شدن نمونه به بیرون انبساط می‌یابد. تغییرات انرژی ضربه و انبساط
 ۳۰۵ جانبی با دمای شبه پیرسازی در شکل ۱۰ نشان داده شده است.



(Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w + semi aging at 300°C/1h)

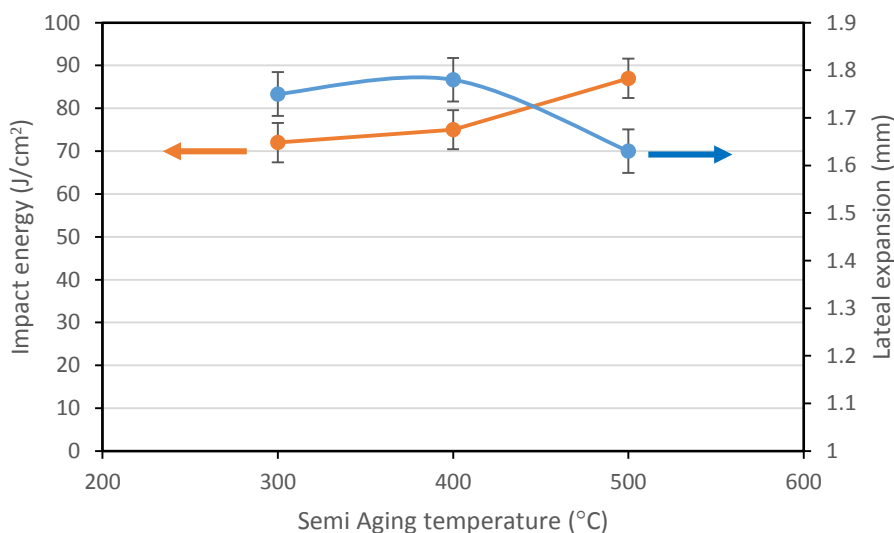


(Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w + semi aging at 400°C/1h)



(Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w + semi aging at 500°C/1h)

شکل ۹- 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.



شکل ۱۰- نمودار تغییرات انرژی ضربه جذب شده و تغییرات انبساط جانبی در برابر دمای شبه پیرسازی

- ۳۱۱ علیرغم اینکه آلیاژهای آلومینیم سری ۳۰۰۰ و ۵۰۰۰ به آلیاژهای
 ۳۱۲ عملیات حرارتی ناپذیر مصطلح شده‌اند، گویی عملیات شبه رسوبی شامل
 ۳۱۳ مراحل شبه انحلال، کوئنچ در آب و شبه پیرسازی می‌تواند تعداد و
 ۳۱۴ مورفولوژی فازهای ناپایدار این آلیاژها را که عمدتاً $Al_6(Fe, Mn)$

۳۱۵	می‌باشند تغییر دهد. به گونه‌ای که با افزایش دمای شبه پیرسازی	۳۲۵	عمیق‌تر (well-developed dimples)، و همچنین
۳۱۶	عملیات شبه رسوبی از ۳۰۰ تا ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد مرحله به مرحله	۳۲۶	دیمپل‌های ریز با گوشه‌های نسبتاً گردتر و با میانگین قطر ۵/۳۹
۳۱۷	مورفولوژی از حالت چند وجهی نسبتاً منظم و مکعبی به شکلی تقریباً	۳۲۷	میکرومتر نسبت به بقیه دیده می‌شود که این خود متناسب با ریز شدن
۳۱۸	گرد و ریزتر با توزیعی یکنواخت تغییر یافته و منجر به بهبود خواص	۳۲۸	فازهای ناپایدار در زمینه می‌باشد. احتمالاً تبلور مجدد در این دما دلیلی
۳۱۹	مکانیکی از جمله استحکام ضربه‌ای به میزان ۵۸٪ نسبت به نمونه‌ی	۳۲۹	بر ریز شدن فازهای ناپایدار نیز باشد.
۳۲۰	پس از اکستروژن و بدون عملیات شبه رسوبی می‌شود که مقدار بسیار	۳۳۰	انبساط جانبی در همه سطح شکست نمونه‌ها مشهود است که بیانگر
۳۲۱	قابل توجهی می‌باشد.	۳۳۱	شکست نرم می‌باشد، که میزان آن تقریباً در همه شرایط یکسان
۳۲۲	توزیع یکنواخت‌تر از ذرات در شرایط	۳۳۲	می‌باشد.
۳۲۳	(Quasi Solut. at 600°C/8h+Q in w +semi aging at	۳۳۳	
۳۲۴	500°C/1h) حاصل شده است. از طرفی در همین شرایط دیمپل‌های		
۳۳۴			
۳۳۵	ملاحظات اخلاقی پیروی از اصول اخلاق پژوهش	۳۴۶	انجام آزمایشها: خاطره منافی
۳۳۶	همکاری مشارکت‌کنندگان در تحقیق حاضر به صورت داوطلبانه و با	۳۴۷	تحلیل داده‌ها و نتایج: مازیار آزادبه، خاطره منافی
۳۳۷	رضایت آنان بوده است.	۳۴۸	نظارت و نگارش نهایی: مازیار آزادبه، خاطره منافی
۳۳۸		۳۴۹	
۳۳۹	حامی مالی	۳۵۰	تعارض منافع
۳۴۰	این پژوهش با هزینه شخصی نویسندگان و حمایت مالی دانشگاه	۳۵۱	بنابر اظهار نویسندگان، مقاله حاضر فاقد هرگونه تعارض منافع بوده
۳۴۱	صنعتی سهند از پروژه‌ی کارشناسی ارشد انجام شده است.	۳۵۲	است.
۳۴۲		۳۵۳	
۳۴۳	مشارکت نویسندگان	۳۵۴	
۳۴۴	طراحی موضوع و تولید پروفیل آلومینیومی: مازیار آزادبه		
۳۴۵	طراحی آزمایشها: مازیار آزادبه		

References

- Schlesinger ME. Aluminium Recycling. CRC Press; 2006.doi: 10.1201/9781420006247
- AlSaffar KA, Bdeir LMH. Recycling of Aluminium Beverage Cans. Journal Eng Dev. 2008;12:157-63.ISSN 1813-7822
- 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
- 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
- Huang HW, Ou BL, Tsai CT. Effect of homogenization on recrystallization and precipitation behavior of 3003 aluminium alloy. Mater Trans. 2008;49(2):250-9. doi:10.2320/matertrans.MRA2007615
- Wen W, Zhao Y, Morris JG. The effect of Mg precipitation on the mechanical properties of 5xxx aluminium alloys. Mater Sci Eng A. 2005;392(1-2):136-44. doi:10.1016/j.msea.2004.09.059
- 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
- Carrasco C, Inzunza G, Camurri C, Rodríguez C, Radovic L, Soldera F, et al. Optimization of mechanical

- properties of Al-metal matrix composite produced by direct fusion of beverage cans. *Mater Sci Eng A*. 2014;617:146–55.doi: 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 on the precipitation behavior of dispersoids in DC-cast AA3003 alloy during heating and homogenization. *Acta Mater*. 2003;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:10.1007/978-3-319-48228-6_129
12. Merchant HD, Morris JG, Hodgson DS. Characterization of intermetallics in aluminium alloy 3004. *Mater Charact*. 1990;25(4):339–73.doi: 10.1016/1044-5803(90)90062-O
13. 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