

## Research Paper

# Tensile behavior of AZ91 alloy containing silver and under different casting conditions

Pouria Kamaei<sup>1</sup>, Mehdi Khorasanian<sup>2,\*</sup>, Seyed Reza Alavi Zaree<sup>3</sup>, Mostafa Eskandari<sup>2</sup>

1. MSc graduated of Materials Science and Engineering, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran.

2. Assistant prof. of Materials Science and Engineering, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran.

3. Associate prof. of Materials Science and Engineering, Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran.

Received: 2023/08/22

Revised: 2023/11/03

Accepted: 2023/11/05

Use your device to scan and read the article online



DOI:

[10.30495/jnm.2023.32303.2009](https://doi.org/10.30495/jnm.2023.32303.2009)

### Keywords:

AZ91 magnesium alloy, casting, chilled solidification, microstructure, Tension test.

### Abstract

The aim of the present research was to study the behavior of AZ91 magnesium alloy under cold and hot tension tests. The alloy was cast under solidification conditions with and without a chill. During the preparation of the melt, silver was added in different amounts to the melt. The uniaxial tensile test was performed at room temperature and at 120 °C on the samples with different percentages of silver and with different solidification conditions. The results showed that the presence of silver in the alloy caused a change in the morphology of the Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase and a change in the microstructure and tensile properties of the alloy. The change in the morphology of this phase has a significant effect on the mechanical properties of the alloy. This phase is a brittle phase, and along with the hexagonal crystal structure of magnesium, can deteriorate the tensile behavior of the alloy. The best tensile behavior was obtained for the sample with 0.1 wt% silver without a chill. In this sample, the Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase appeared as a dispersed phase with less continuity at the grain boundaries. When the amount of silver increased to 0.4 wt%, the tensile properties decreased significantly due to the increase of the size of this phase in the microstructure. Solidification with a chill had no positive effect on the tensile properties of the alloy at high and low temperatures.

### Introduction:

The aim of the present research was to study the behavior of AZ91 magnesium alloy under cold and hot tension tests. The alloy was cast under solidification conditions with and without a chill. During the preparation of the melt, silver was added in different amounts to the melt.

### Methods:

AZ91 specimens were produced using permanent mold casting. The raw materials were heated in the form of commercial ingots in an electric furnace, and after melting, silver was introduced into the melt in the form of commercial pure granules.

### Findings:

In Figure 3, the results of room temperature tensile tests on samples containing 0.1 wt% of silver and with different solidification conditions namely sample 1 (casting without chill at 650 °C), sample 2 (casting with chill at 750 °C) and Sample 3 (casting with chill at 850 °C) is shown.

**Citation:** Pouria Kamaei, Mehdi Khorasanian, Seyed Reza Alavi Zaree, Mostafa Eskandari, Tensile behavior of AZ91 alloy containing silver and under different casting conditions, Quarterly Journal of New Materials. 2023; 13 (50): 60-80.

\*Corresponding author: Mehdi Khorasanian

**Address:** Department of Materials Science and Engineering, Faculty of Engineering, Shahid Chamran University of Ahvaz, Ahvaz, Iran.

**Tell:** +989153870849

**Email:** m.khorasanian@scu.ac.ir

## Extended Abstract

### Introduction

The aim of the present research was to study the behavior of AZ91 magnesium alloy under cold and hot tension tests. The alloy was cast under solidification conditions with and without a chill. During the preparation of the melt, silver was added in different amounts to the melt. The uniaxial tensile test was performed at room temperature and at 120 °C on the samples with different percentages of silver and with different solidification conditions. The results showed that the presence of silver in the alloy caused a change in the morphology of the Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase and a change in the microstructure and tensile properties of the alloy. The change in the morphology of this phase has a significant effect on the mechanical properties of the alloy. This phase is a brittle phase, and along with the hexagonal crystal structure of magnesium, can deteriorate the tensile behavior of the alloy. The best tensile behavior was obtained for the sample with 0.1 wt% silver without a chill. In this sample, the Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase appeared as a dispersed phase with less continuity at the grain boundaries. When the amount of silver increased to 0.4 wt%, the tensile properties decreased significantly due to the increase of the size of this phase in the microstructure. Solidification with a chill had no positive effect on the tensile properties of the alloy at high and low temperatures.

The important point in the current research is the use of silver, which has been less discussed in previous studies. For the addition of many alloying elements, there are problems such as the possibility of oxidation, evaporation and entering into the slag. Also, many alloying elements must be added to the melt in a compound form, while in this study, silver was added to the melt in the form of pure granules. As a noble element, silver shows less tendency to form chemical and intermetallic compounds, and in this regard, it has good stability during the preparation of the melt and casting. Such characteristics made it possible that in the

present research, casting have done without the need of a controlled atmosphere. In many similar researches, high temperature tensile properties have been investigated in a temperature range where creep mechanisms are active, but in this research, the temperature is not so high and the temperature range is lower, and the aim is to investigate the tensile behavior at high temperature without incidence of creep. In most of the studies related to the mechanical behavior of the AZ91 alloy, grain size has been the most important parameter studied, while in this research, the importance and the role of the β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> phase as a brittle phase in the alloy and the effect of this phase on the tensile properties of the alloy is emphasized. It should be mentioned that the microstructures, chemical composition and elemental analysis of the phases in the alloy have been published in another article written by the present authors.

### Findings and Discussion

In Figure 3, the results of room temperature tensile tests on samples containing 0.1 wt% of silver and with different solidification conditions namely sample 1 (casting without chill at 650 °C), sample 2 (casting with chill at 750 °C) and Sample 3 (casting with chill at 850 °C) is shown. As can be seen in Figure 3, it is clear that the tensile behavior of AZ91 with 0.1 wt% silver dropped after solidification with chill. The results show that the sample containing 0.1 wt% silver and cast at 650 °C has the best tensile properties among all the samples with solidification without chill.

pouring at 850 °C with chilling has improved the tensile properties compared to the sample cast at 750 °C. In order to explain the mechanical performance of the discussed samples, it is necessary to examine the microstructure of the samples to explain their mechanical performance. Figure 4 shows the microstructure of the samples cast in different conditions in the present study ... .

### Conclusion

- Adding silver to the molten AZ91 alloy changed the microstructure and mechanical properties of the alloy.
- When silver was added to AZ91, the  $Mg_{17}Al_{12}$  phase morphology changed from fine grain boundary networks to coarse and thick precipitates with less continuity.
- The reduction of  $\beta$ -phase continuity led to improvement of the tensile properties at room and high temperatures.
- In the cold tensile test of the samples containing 0.1 wt% silver, the yield and tensile strengths were the highest for the sample cast at 650 °C, and chilling reduced these values. As the pouring temperature increased, the strength values increased slightly. The fracture strain values were the highest for the sample produced

by pouring at 850 °C. The results of the hot tensile test were almost the same.

... .

### **Ethical Considerations compliance with ethical guidelines**

### **Funding**

### **Authors' contributions**

The authors confirm their responsibility for the following: study conception and design, data collection, analysis and interpretation of results, and manuscript preparation.

### **Conflicts of interest**

The authors declare no conflict of interest.

## مقاله پژوهشی

## رفتار کششی آلیاژ AZ91 حاوی نقره و تحت ریخته‌گری با شرایط مختلف

پوریا کمایی<sup>۱</sup>، مهدی خراسانیان<sup>۲\*</sup>، سید رضا علوی زارع<sup>۳</sup>، مصطفی اسکندری<sup>۲</sup>

۱. دانش‌آموخته کارشناسی ارشد گروه مهندسی مواد، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

۲. استادیار گروه مهندسی مواد، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

۳. دانشیار گروه مهندسی مواد، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران

## چکیده

هدف از پژوهش حاضر، مطالعه رفتار آلیاژ منیزیم AZ91 در آزمون کشش سرد و گرم بود. برای این منظور، آلیاژ مذکور در شرایط انجمادی همراه با مبردگذاری و بدون مبردگذاری ریخته‌گری شد. در حین آماده‌سازی مذاب، عنصر نقره در مقادیر مختلف به مذاب اضافه گردید. آزمون کشش تک‌محوری در دمای اتاق و در دمای ۱۲۰ درجه سانتیگراد بر روی نمونه‌های آلیاژی با درصد‌های مختلف نقره و با شرایط انجمادی متفاوت انجام گرفت. نتایج نشان داد که حضور نقره در آلیاژ سبب تغییر در مورفولوژی فاز  $Mg_{17}Al_{12}$  و تغییر در ریزساختار و خواص کششی آلیاژ شد. ریزساختار و مورفولوژی رسوبات توسط میکروسکوپ نوری مورد مطالعه قرار گرفت. همچنین سطح شکست آلیاژ پس از آزمون کشش توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی بررسی شد. تغییر در مورفولوژی این فاز بر خواص مکانیکی آلیاژ اثر قابل ملاحظه‌ای دارد. این فاز یک فاز ترد و شکننده بوده و می‌تواند در کنار ساختار بلوری هگزگونال منیزیم سبب تضعیف رفتار کششی آلیاژ گردد. بهترین رفتار کششی برای نمونه با ۰.۱ wt% نقره بدون مبردگذاری به دست آمد. در این نمونه فاز  $Mg_{17}Al_{12}$  به صورت پراکنده و با پیوستگی کمتر در مرز دانه ظاهر شد. هنگامی که مقدار نقره به ۰.۴ wt% افزایش یافت، خواص کششی به دلیل افزایش اندازه رسوبات این فاز در ریزساختار کاهش قابل ملاحظه‌ای یافت. انجماد همراه با مبرد اثر مثبتی بر خواص کششی آلیاژ در دماهای بالا و پایین نداشت.

**مقدمه:** در پژوهش حاضر، اثر افزودن نقره به عنوان عنصر آلیاژی همراه با تغییر در شرایط انجماد با و بدون استفاده از مبردگذاری بر ریزساختار و خواص کششی آلیاژ AZ91 با استفاده از آزمون‌های کشش در دمای اتاق و کشش در دمای ۱۲۰ °C مورد مطالعه قرار گرفت. نکته مهم در پژوهش حاضر استفاده از عنصر نقره است که در مطالعات پیشین کمتر به آن پرداخته شده است. برای افزودن بسیاری از عناصر آلیاژی، مشکلاتی از قبیل احتمال اکسید شدن، تبخیر شدن و ورود به سرباره وجود دارد. همچنین بسیاری از عناصر آلیاژی باید به صورت ترکیبی و در قالب یک آمیزان وارد مذاب شوند، در صورتی که در این مطالعه، عنصر نقره به صورت گرانول خالص به مذاب اضافه شد. نقره به عنوان یک عنصر نجیب تمایل کمتری به ایجاد ترکیبات شیمیایی و بین‌فلزی از خود نشان می‌دهد و از این لحاظ پایداری خوبی را در هنگام آماده‌سازی مذاب و ریخته‌گری دارد. چنین خصوصیتی این امکان را به وجود آورده که در پژوهش حاضر، ریخته‌گری بدون نیاز به اتمسفر کنترل شده انجام گیرد. در بسیاری از تحقیقات مشابه، خواص کششی دمای بالا در محدوده‌ای از دما مورد بررسی قرار گرفته‌اند که مکانیسم‌های خزشی فعال می‌باشند، اما در این پژوهش، دما تا این اندازه بالا نیست و محدوده دمایی پایین‌تر است و هدف بررسی رفتار کشش در دمای بالا بدون رخداد خزش است. در اغلب مطالعات مربوط به رفتار مکانیکی آلیاژ AZ91 اندازه دانه مهم‌ترین پارامتر مورد مطالعه بوده است، در صورتی که در این پژوهش، اهمیت و نقش فاز  $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$  به عنوان فاز ترد موجود در آلیاژ مورد تأکید بوده و اثر این فاز بر خواص کششی مد نظر می‌باشد. قابل ذکر است که مباحث تفسیر ریزساختار، ترکیب شیمیایی و آنالیز عنصری فازهای موجود در آلیاژ در یک مقاله دیگر به قلم نویسندگان حاضر به چاپ رسیده است.

## روش:

نمونه‌های AZ91 (با ترکیب شیمیایی متوسط حاوی ۹ درصد وزنی Al، ۰.۹ درصد وزنی روی و ۰.۲ درصد وزنی منگنز) با استفاده از ریخته‌گری در قالب دائمی تولید شدند. مواد اولیه به صورت شمش تجاری در داخل یک کوره مقاومت الکتریکی گرم شدند. قالب فولادی مجهز به مبرد مسی دارای سیستم آبگرد در یک جعبه عایق حرارتی نگهداری می‌شد. عملیات ریخته‌گری در دمای ۶۵۰، ۷۵۰ و ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد با یا بدون مبرد انجام شد. نمونه‌های مکعبی (۲×۲×۲ سانتی‌متر مکعب) از قسمت میانی و نزدیک به مرکز قطعات ریخته‌گری شده بریده شدند. سطح نمونه‌ها با استفاده از کاغذهای سنباده SiC از شماره #۶۰ تا #۲۵۰۰ سنباده‌زنی شد. سپس نمونه‌ها بر روی یک نمد مخصوص و با استفاده از یک محلول شوینده تجاری صیقل داده شدند. برای

تاریخ دریافت: ۱۴۰۲/۰۵/۳۱

تاریخ داوری: ۱۴۰۲/۰۸/۱۲

تاریخ پذیرش: ۱۴۰۲/۰۸/۱۴

از دستگاه خود برای اسکن و خواندن مقاله به صورت آنلاین استفاده کنید



DOI:

[10.30495/jnm.2023.32303.2009](https://doi.org/10.30495/jnm.2023.32303.2009)

## واژه‌های کلیدی:

آلیاژ منیزیم AZ91، ریخته‌گری، مبردگذاری، ریزساختار، آزمون کشش.

بررسی ریزساختار، نمونه‌ها توسط محلول استیک پیکرال (مخلوطی از ۱۰ میلی‌لیتر اسید استیک، ۴.۲ گرم اسید پیکریک، ۱۰ میلی‌لیتر آب مقطر و ۷۰ میلی‌لیتر اتانول) به مدت ۱ ثانیه حکاکی شدند. برای بررسی ریزساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ نوری استفاده شد.

برای ارزیابی رفتار مکانیکی نمونه‌ها، آزمون‌های کشش در دمای اتاق (طبق استاندارد ASTM-E8) و در دمای  $120^{\circ}\text{C}$  (طبق استاندارد ASTM-E21) انجام شدند.

#### یافته‌ها:

#### اثر هم‌زمان ۰.۱ درصد وزنی نقره و مبردگذاری

در شکل ۳، نتایج آزمون‌های کشش دمای اتاق بر روی نمونه‌های حاوی ۰.۱ درصد وزنی نقره و با شرایط انجمادی متفاوت مربوط به نمونه ۱ (ریخته‌گری بدون مبرد در دمای  $650^{\circ}\text{C}$ )، نمونه ۲ (ریخته‌گری با مبرد در دمای  $750^{\circ}\text{C}$ ) و نمونه ۳ (ریخته‌گری با مبرد در دمای  $850^{\circ}\text{C}$ ) نشان داده شده است. همان گونه که در شکل ۳ مشاهده می‌شود، واضح است که رفتار کششی AZ91 با ۰.۱ درصد وزنی نقره پس از انجماد با مبردگذاری افت داشته است. نتایج نشان می‌دهد که نمونه حاوی ۰.۱ wt% نقره و ریخته‌گری شده در  $650^{\circ}\text{C}$  دارای بهترین خواص کششی در بین تمام نمونه‌های با انجماد بدون مبردگذاری است.

ذوب‌ریزی از  $850^{\circ}\text{C}$  با انجماد همراه با مبردگذاری باعث بهبود خواص کششی در مقایسه با نمونه ریخته‌گری شده در دمای  $750^{\circ}\text{C}$  درجه سانتیگراد شده است. به منظور توضیح عملکرد مکانیکی نمونه‌های مورد بحث، بررسی ریزساختار نمونه‌ها برای توضیح عملکرد مکانیکی آنها ضروری است. شکل ۴ ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری شده در شرایط مختلف در پژوهش حاضر را نشان می‌دهد.

تصاویر میکروسکوپی نمونه‌های حاوی ۰.۱ درصد وزنی نقره و ریخته‌گری شده در شرایط مختلف در شکل‌های ۴-الف، ۴-ب و ۴-ج به نمایش در آمده است. انجماد همراه با مبردگذاری می‌تواند مورفولوژی فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  را تغییر دهد. در نمونه‌های با حالت‌های مختلف انجماد، اندازه و توزیع  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  متفاوت است. برای نمونه ریخته‌گری شده در  $650^{\circ}\text{C}$ ، که بدون مبردگذاری تولید شده، سرعت سرد شدن بسیار بالا بود که باعث شده فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  به صورت رسوبات مرزخانه‌ای ریز ظاهر شود. انجماد همراه با مبردگذاری نرخ انتقال حرارت را کاهش داده و این باعث تغییر در مورفولوژی  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  به صورت پیوستگی کمتر و ضخامت بیشتر شده است. این اثر توسط چن و همکاران نیز گزارش شده است. کاهش نرخ انتقال حرارت سبب افزایش اندازه دانه‌های فاز زمینه گردیده و به تبع آن فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  نیز ضخیم‌تر شده است. مقایسه بین نمونه‌های ذوب‌ریزی شده در  $650^{\circ}\text{C}$  و  $850^{\circ}\text{C}$  نشان می‌دهد که انجماد همراه با مبردگذاری تقریباً تأثیری بر مورفولوژی فاز  $\beta$  ندارد، اما دمای ذوب‌ریزی بالاتر منجر به ضخامت بیشتر فاز  $\beta$  شده است. به طور خلاصه باید گفت که پس از انجماد همراه با مبردگذاری، ریزساختار AZ91 حاوی ۰.۱ درصد وزنی نقره تغییر یافته است.

مبردگذاری منجر به کاهش مقدار فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  و به طور هم‌زمان منجر به تولید رسوبات درشت و ضخیم  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  می‌شود. این واقعیت باعث خواص مکانیکی ضعیف نمونه ریخته‌گری شده در  $750^{\circ}\text{C}$  در دمای اتاق شده است. ...

#### نتیجه‌گیری:

- افزودن نقره به مذاب آلیاژ AZ91 باعث تغییر ریزساختار و خواص مکانیکی این آلیاژ شد.
- هنگامی که نقره به AZ91 اضافه شد، مورفولوژی فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  از شبکه‌های مرزخانه‌ای ریز به رسوبات درشت و ضخیم با پیوستگی کمتر تغییر یافت.
- کاهش پیوستگی فاز  $\beta$  منجر به بهبود خواص کششی در اتاق و دماهای بالا شد.
- برای نمونه‌های حاوی مقادیر مختلف نقره بدون مبردگذاری، در آزمون کشش سرد، افزودن نقره سبب بهبود رفتار کششی آلیاژ شد. در آزمون کشش گرم نیز همین روند تکرار شد.
- در آزمون کشش سرد نمونه‌های حاوی ۰.۱ wt% نقره، استحکام تسلیم و استحکام کششی برای نمونه ریخته‌گری شده در  $650^{\circ}\text{C}$  بیشترین مقدار بود که مبردگذاری سبب کاهش این مقادیر شد. با افزایش دمای ذوب‌ریزی، مقادیر استحکام افزایش اندکی پیدا کرد. مقادیر کرنش شکست برای نمونه تولید شده با مبردگذاری در  $850^{\circ}\text{C}$  بیشترین مقدار بود. نتایج آزمون کشش گرم نیز تقریباً به همین منوال بود. ...

\* نویسنده مسئول: مهدی خراسانیان

نشانی: گروه مهندسی مواد، دانشگاه شهید چمران اهواز، اهواز، ایران.

تلفن: ۰۹۱۵۳۸۷۰۸۴۹

پست الکترونیکی: [m.khorasanian@scu.ac.ir](mailto:m.khorasanian@scu.ac.ir)

## مقدمه

منیزیم و آلیاژهای آن مواد مفیدی در کاربردهایی مانند خودروسازی، الکترونیک و هوانوردی هستند. این مواد دارای چگالی کم، نقطه ذوب پایین، قابلیت ریخته‌گری خوب و استحکام ویژه بالا هستند. خواص مکانیکی این آلیاژها در مقایسه با سایر آلیاژهای سبک چندان خوب نیست. بسیاری از فعالیت‌های تحقیقاتی برای اصلاح خواص مکانیکی آلیاژهای مبتنی بر منیزیم انجام شده است که شامل تکنیک‌های متعددی مانند افزودن عناصر آلیاژی به مذاب، عملیات حرارتی، عملیات حرارتی-مکانیکی ویژه و آلیاژسازی مکانیکی می‌باشد [۱، ۲].

اونال<sup>۱</sup> و همکاران [۱] بیان کردند که افزودن سیلیسیم و تغییر سرعت سرد شدن مذاب تأثیر قابل توجهی بر سختی و خواص کششی آلیاژ ریختگی AZ91 دارد. افزایش سرعت سرد شدن سبب کاهش اندازه دانه، افزایش چگالی نایبایی‌ها و افزایش سختی آلیاژ شد. استحکام تسلیم آلیاژ AZ91 تغییر قابل توجهی نداشت. مقادیر استحکام کششی نهایی اندکی افزایش یافت و ازدیاد طول آلیاژ تغییرات قابل توجهی را نشان داد. افزودن سیلیسیم از طریق تشکیل فاز  $Mg_2Si$  بر خواص مکانیکی ماده تأثیر گذاشت [۱].

مابوچی<sup>۲</sup> و همکاران [۲] دریافتند که انجماد جهت‌دار AZ91 تأثیر زیادی بر خواص مکانیکی این آلیاژ دارد. نمونه AZ91 که به صورت جهت‌دار منجمد شد، در مقایسه با نمونه با انجماد معمولی، دارای مقادیر بالاتری از استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و استحکام شکست در دمای اتاق و دماهای بالا بود. جالب است که ازدیاد طول آلیاژ نیز در نتیجه انجماد جهت‌دار در دماهای اتاق و بالا افزایش یافت. در دماهای بالا، تأخیر در لغزش مرز دانه مکانیسم مؤثر در بهبود خواص مکانیکی است. در حالی که در دماهای پایین، مهار ترک بین‌دانه‌ای باعث شد که آلیاژ دارای انجماد جهت‌دار استحکام بیشتری نشان دهد [۲].

سربنیواسان<sup>۳</sup> و همکاران [۳] اثر افزودن سیلیسیم را بر خواص مکانیکی AZ91 تولید شده توسط ریخته‌گری در قالب دائمی را بررسی کردند. آنها یک ریزساختار حاوی منیزیم  $\alpha$  فوق اشباع و فاز یوتکتیک لایه‌ای حجیم را در کنار مقداری یوتکتیک جداشده<sup>۴</sup> به دلیل سرعت سرد شدن بالای مذاب پیدا کردند. افزودن سیلیسیم منجر به تشکیل رسوب  $Mg_2Si$  در ریزساختار شد و تغییر در مورفولوژی و مقدار  $Mg_{17}Al_{12}$  مشاهده نشد. خواص مکانیکی دمای اتاق AZ91 پس

از افزودن سیلیسیم به دلیل وجود رسوبات درشت  $Mg_2Si$  ضعیف شد [۳].

ایتیریم می‌تواند بر مورفولوژی  $Mg_{17}Al_{12}$  و خواص مکانیکی آلیاژ منیزیم AZ91 تأثیر بگذارد. افزودن ۰.۵ تا ۵ درصد وزنی ایتیریم، محتوای حجمی  $Mg_{17}Al_{12}$  را کاهش داد و این فاز را به رسوبات ناپیوسته تبدیل کرد. استحکام مکانیکی (تنش تسلیم و استحکام کششی) تا ۴ درصد وزنی Y افزایش یافت، اما فراتر از این مقدار، افت در خواص مکانیکی رخ داد [۴]. نتایج مشابهی توسط شو رن وانگ<sup>۵</sup> و همکاران [۵] یافت شد.

بور یک ریزکننده دانه قدرتمند برای آلیاژ AZ91 است. افزودن مقادیر کمی بور به مذاب منجر به کاهش قابل توجهی در اندازه دانه ماده می‌شود. در نتیجه، خواص مکانیکی آلیاژ از جمله سختی، استحکام تسلیم و استحکام کششی بهبود می‌یابد. دلیل این امر تشکیل فاز  $AIB_2$  است که دارای ساختار کریستالی هگزاگونال (مانند منیزیم) و نقطه ذوب بالا است [۶].

اثر هم‌زمان افزودنی‌های آلیاژی به آلیاژهای منیزیم زمینه تحقیقاتی بسیار جالبی است. سربنیواسان و همکاران [۷] اثر افزودن  $Sb$  و  $Si$  به آلیاژ مذاب AZ91 را مطالعه کرده و گزارش دادند که این عملیات، مورفولوژی رسوبات  $Mg_2Si$  را اصلاح کرده و رفتار خزشی آلیاژ را بهبود می‌بخشد [۷].

مطالعه دیگری در مورد افزودن ترکیبی عناصر آلیاژی به AZ91 مذاب توسط کومار<sup>۸</sup> [۸] و همکاران انجام شد. آنها  $Sb$  و  $Sr$  را با هم به آلیاژ AZ91D اضافه کردند و نتایج را با موارد افزودنی تک آلیاژی مقایسه کردند. در نهایت این گروه تحقیقاتی گزارش کردند که افزودنی‌های آلیاژی منجر به کاهش میزان رسوب  $Mg_{17}Al_{12}$  و کاهش اندازه دانه آلیاژ می‌شود. کمترین مقدار رسوب این فاز در نمونه‌های حاوی هر دو عنصر آلیاژی بود. در نتیجه، خواص خزشی ماده با افزودن عناصر آلیاژی بهبود یافت. بهترین نتایج آزمون خزش نیز برای نمونه با هر دو عنصر به دست آمد [۸].

افزودن مواد جوانه‌زا روش مفید دیگری برای اصلاح ریزساختار آلیاژهای منیزیم است.  $SiC$  یکی از رایج‌ترین جوانه‌زاهایی است که برای آلیاژهای منیزیم استفاده می‌شود. چن<sup>۷</sup> و همکاران [۹] اثر انجماد تحت فشار<sup>۸</sup> و افزودن  $SiC$  را بر ریزساختار و خواص کششی AZ91

<sup>5</sup> -Shou-Ren Wang

<sup>6</sup> -Punit Kumar

<sup>7</sup> -S. N. Chen

<sup>8</sup> -Pressurized solidification

<sup>1</sup> -M. Unal

<sup>2</sup> -Mabuchi

<sup>3</sup> -A. Srinivasan

<sup>4</sup> -Divorced eutectic

بررسی کردند. نتایج نشان داد که SiC ساختار دانه آلیاژ را از اندازه دانه درشت غیرهمگن (بدون SiC) به ساختار دانه‌ریز همگن تغییر داد. در نتیجه، خواص کششی آلیاژ (از نظر استحکام کششی) بهبود یافت [۹].

ژی-ون وانگ<sup>۱</sup> و همکاران [۱۰] نقش Sr و Sb را در اصلاح ریزساختار و خواص کششی آلیاژ Mg-12Al-0.7Si در دمای اتاق و دمای بالا (۲۰۰°C) مورد بررسی قرار دادند. افزودن ۰.۰۹ wt% از Sr، شبکه پیوسته Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> را به ذرات ناپیوسته به همراه برخی از رسوبات پیوسته باقی مانده در مرزهای دانه تغییر داد. علاوه بر این، فازهای Mg<sub>2</sub>Si با مورفولوژی دستخوش چینی<sup>۲</sup> تقریباً به طور کامل به اشکال چندضلعی تبدیل شدند. افزودن ۰.۵ wt% عنصر Sb منجر به اصلاح کامل Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> همراه با تغییراتی در Mg<sub>2</sub>Si شد. یک نتیجه مهم این بود که برای آلیاژهای منیزیم حاوی Si، سرد کردن کمتر از جوانه‌زایی ناهمگن اهمیت دارد. به این ترتیب، ۰.۰۹ درصد وزنی Sr در اصلاح Mg<sub>2</sub>Si از ۰.۵ درصد وزنی Sb کارآمدتر است، در حالی که در مورد Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>، وضعیت متفاوت است. خواص مکانیکی آلیاژ با افزودن هر دو عنصر آلیاژی به دلیل تغییرات در ریزساختار بهبود یافت [۱۰].

اثرات هم‌زدن الکترومغناطیسی بر ریزساختار و خواص کششی آلیاژ منیزیم AZ91 توسط جیانگانگ بیان<sup>۳</sup> و همکاران [۱۳] مورد مطالعه قرار گرفت. نتایج نشان داد که با انجام این روش، خواص کششی آلیاژ به دلیل ریز شدن فازهای α-Mg و β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>، افزایش مقدار مرزهای دانه با زاویه کم و تشکیل دوقلوبی بهبود پیدا می‌کند [۱۳].

افزودن سرب (Pb) و قلع (Sn) به آلیاژ AZ91 سبب می‌شود که کسر حجمی فاز β و اندازه دانه فاز زمینه منیزیم کاهش پیدا کند و خواص کششی ماده را بهبود می‌بخشد. افزایش بیش از حد سرب و قلع باعث افزایش مجدد اندازه دانه خواهد شد که به نوبه خود خواص کششی آلیاژ را تضعیف می‌کند [۱۴، ۱۵].

اثر عناصر Sr و Ti بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ AZ91 در پژوهش‌های متعددی مورد بررسی قرار گرفته است. مشخص شد که تا یک حد بهینه (تا ۱ wt% درصد وزنی استرانسیم و ۰.۱ wt% تیتانیوم) سبب کاهش اندازه دانه و میزان فاز β می‌گردد. افزودن مقادیر بیش از مقدار حدی سبب افزایش مجدد پارامترهای مذکور خواهد شد. استرانسیم با محدود کردن رشد دانه‌ها و تیتانیوم با ترغیب جوانه‌زنی فاز α-Mg موجب اصلاح ساختار آلیاژ می‌شوند. عناصر آلیاژی Sr و Ti در مقدار بهینه سبب بهبود سختی و رفتار کششی آلیاژ می‌شوند [۱۶، ۱۷]. افزودن Sm، Si و Ca به آلیاژ منیزیم AZ91، به دلیل تشکیل ترکیبات بین‌فلزی Al-Sm، Mg<sub>2</sub>Si، MgAlCa و Al<sub>2</sub>Ca، منجر به کاهش کسر حجمی فاز β-Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> و اصلاح ریزساختار می‌شود. این مسأله به نوبه خود اصلاح رفتار آلیاژ در آزمون کشش را به همراه دارد [۱۸].

افشار نادری و همکاران [۱۹] در پژوهش دیگری تأثیر متقابل افزودن استرانسیم (Sr) و عناصر خاکی کمیاب (RE) را بر اصلاح ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ Mg-9Al-1Zn ریختگی مورد بررسی قرار

بررسی کردند. نتایج نشان داد که SiC ساختار دانه آلیاژ را از اندازه دانه درشت غیرهمگن (بدون SiC) به ساختار دانه‌ریز همگن تغییر داد. در نتیجه، خواص کششی آلیاژ (از نظر استحکام کششی) بهبود یافت [۹].

ژی-ون وانگ<sup>۱</sup> و همکاران [۱۰] نقش Sr و Sb را در اصلاح ریزساختار و خواص کششی آلیاژ Mg-12Al-0.7Si در دمای اتاق و دمای بالا (۲۰۰°C) مورد بررسی قرار دادند. افزودن ۰.۰۹ wt% از Sr، شبکه پیوسته Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> را به ذرات ناپیوسته به همراه برخی از رسوبات پیوسته باقی مانده در مرزهای دانه تغییر داد. علاوه بر این، فازهای Mg<sub>2</sub>Si با مورفولوژی دستخوش چینی<sup>۲</sup> تقریباً به طور کامل به اشکال چندضلعی تبدیل شدند. افزودن ۰.۵ wt% عنصر Sb منجر به اصلاح کامل Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> همراه با تغییراتی در Mg<sub>2</sub>Si شد. یک نتیجه مهم این بود که برای آلیاژهای منیزیم حاوی Si، سرد کردن کمتر از جوانه‌زایی ناهمگن اهمیت دارد. به این ترتیب، ۰.۰۹ درصد وزنی Sr در اصلاح Mg<sub>2</sub>Si از ۰.۵ درصد وزنی Sb کارآمدتر است، در حالی که در مورد Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>، وضعیت متفاوت است. خواص مکانیکی آلیاژ با افزودن هر دو عنصر آلیاژی به دلیل تغییرات در ریزساختار بهبود یافت [۱۰].

وانگ وی<sup>۳</sup> و همکاران [۱۱] از Ce برای اصلاح ریزساختار آلیاژ AZ80 استفاده کردند. آنها دریافتند که تا ۱.۰ درصد وزنی Ce، ریزساختار را از طریق تغییر مورفولوژی Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> از یک شبکه پیوسته مرزدانه‌ای به ذرات ناپیوسته در کنار برخی ذرات سوزنی شکل تغییر داده است. این اصلاحات منجر به بهبود خواص مکانیکی از جمله خواص کششی، مقاومت در برابر ضربه و سختی آلیاژ شد. افزایش مقدار Ce از ۱.۰ wt% درصد وزنی منجر به کاهش خواص مکانیکی به دلیل درشت شدن فازهای سوزنی شکل شد [۱۱].

گوسیه‌وا<sup>۴</sup> و همکاران [۱۲]، نقره را به عنوان عنصر آلیاژی به آلیاژهای AZ91E و AZ91D اضافه کردند. آنها سعی کردند نتایج مشاهدات تجربی را با شبیه‌سازی‌های ترمودینامیکی مقایسه کنند. این پژوهشگران از دو روش تولید برای تهیه نمونه‌های خود استفاده کردند، یعنی ریخته‌گری تحت فشار<sup>۵</sup> برای AZ91D و ریخته‌گری در قالب دائمی برای AZ91E. نرخ سرد شدن بالاتر فرآیند دایکست منجر به کاهش کسر حجمی Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> و تغییر مورفولوژی آن از شبکه‌های مرزدانه‌ای پیوسته به شکل مورفولوژی لایه‌ای ظریف شد. افزودن

<sup>5</sup> -Pressure die-casting

<sup>6</sup> -Swirl-like lamellar particles

<sup>7</sup> -Jiancong Bian

<sup>1</sup> - Zhi-wen Wang

<sup>2</sup> -Chinese script

<sup>3</sup> -Wang Wei

<sup>4</sup> -K. Gusieva

## مواد و روش‌ها

### آماده سازی نمونه‌ها

نمونه‌های AZ91 با استفاده از ریخته‌گری در قالب دائمی تولید شدند. مواد اولیه به صورت شمش تجاری در داخل یک کوره الکتریکی گرم شدند و پس از ذوب شدن، نقره به صورت گرانول خالص تجاری به درون مذاب وارد شد. فرآیندهای ذوب و ریخته‌گری در یک قالب فولادی به شکل هرم ناقص با قاعده مربعی (ضلع قاعده کوچک ۶ سانتی‌متر و ضلع قاعده بزرگ ۸ سانتی‌متر و ارتفاع ۱۰ سانتی‌متر) بدون سیستم راهگاهی خاص، بدون لایه پوشان و بدون کنترل اتمسفر با استفاده از فلاکس حاوی نمک‌های فلورید کلسیم، کلرید منیزیم کلرید پتاسیم و کلرید باریم انجام شد. برای بررسی حالت انجماد با مبردگذاری، قالب فولادی از قسمت تحتانی در تماس با یک مبرد مسی به ابعاد ۵×۸×۸ سانتی‌متر دارای سیستم آبگرد قرار گرفت. قالب در داخل یک جعبه فولادی با ابعاد ۴۰×۴۰ سانتی‌متر قرار گرفت و از اطراف با یک لایه عایق پشم نسوز با ضخامت حداقل ۲۰ سانتی‌متر پوشانده شد. عملیات ریخته‌گری در دمای ۶۵۰، ۷۵۰ و ۸۵۰ درجه سانتی‌گراد با یا بدون مبرد انجام شد. شکل ۱ یک تصویر شماتیک از تجهیزات مورد استفاده برای ریخته‌گری را نشان می‌دهد. ترکیب شیمیایی شمش‌ها در جدول ۱ نشان داده شده است. جزئیات کامل تهیه نمونه‌ها در مقاله دیگری از نویسندگان حاضر تشریح شده است [۲۲].

### بررسی‌های متالوگرافی

نمونه‌های مکعبی (۲×۲×۲ سانتی‌متر مکعب) از قسمت میانی و نزدیک به مرکز قطعات ریخته‌گری شده بریده شدند. سطح نمونه‌ها با استفاده از کاغذهای سنباده SiC از شماره #۶۰ تا #۲۵۰۰ سنباده‌زنی شد. سپس نمونه‌ها بر روی یک نمد مخصوص و با استفاده از یک محلول شوینده تجاری صیقل داده شدند. برای بررسی ریزساختار، نمونه‌ها توسط محلول استیک پیکرال (مخلوطی از ۱۰ میلی‌لیتر اسید استیک، ۴۲ گرم اسید پیکریک، ۱۰ میلی‌لیتر آب مقطر و ۷۰ میلی‌لیتر اتانول) به مدت ۱ ثانیه حکاکی شدند.

برای بررسی ریزساختار نمونه‌ها از میکروسکوپ نوری Meiji IM7200 و برای بررسی سطح شکست از میکروسکوپ الکترونی روبشی Vega\\Tescan-LMU و LEO 1455 VP استفاده شد.

دادند. نتایج این پژوهش نشان داد که افزودن توأم این دو عنصر، در مقایسه با اضافه کردن منفرد هر عنصر، بهبود قابل توجهی را در ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ به همراه دارد [۱۹].

روش ریخته‌گری می‌تواند اثر قابل توجهی بر ریزساختار و خواص آلیاژهای منیزیم داشته باشد. مشاهده شده که آلیاژ AZ91 حاصل از ریخته‌گری تحت فشار<sup>۱</sup>، در مقایسه با ریخته‌گری دایکست گرانشی<sup>۲</sup> ریزساختار حاوی فاز  $\beta$  کمتری را در مرز دانه‌ها نشان می‌دهد و به همین دلیل سبب بهبود رفتار سایشی و خواص مکانیکی آلیاژ می‌شود [۲۰، ۲۱].

در پژوهش حاضر، اثر افزودن نقره به عنوان عنصر آلیاژی همراه با تغییر در شرایط انجماد با و بدون استفاده از مبردگذاری بر ریزساختار و خواص کششی آلیاژ AZ91 با استفاده از آزمون‌های کشش در دمای اتاق و کشش در دمای ۱۲۰ °C مورد مطالعه قرار گرفت. نکته مهم در پژوهش حاضر استفاده از عنصر نقره است که در مطالعات پیشین کمتر به آن پرداخته شده است. برای افزودن بسیاری از عناصر آلیاژی، مشکلاتی از قبیل احتمال اکسید شدن، تبخیر شدن و ورود به سرباره وجود دارد. همچنین بسیاری از عناصر آلیاژی باید به صورت ترکیبی و در قالب یک آمیزان وارد مذاب شوند، در صورتی که در این مطالعه، عنصر نقره به صورت گرانول خالص به مذاب اضافه شد. نقره به عنوان یک عنصر نجیب تمایل کمتری به ایجاد ترکیبات شیمیایی و بین‌فلزی از خود نشان می‌دهد و از این لحاظ پایداری خوبی را در هنگام آماده‌سازی مذاب و ریخته‌گری دارد. چنین خصوصیتی این امکان را به وجود آورده که در پژوهش حاضر، ریخته‌گری بدون نیاز به اتمسفر کنترل شده انجام گیرد. در بسیاری از تحقیقات مشابه، خواص کششی دمای بالا در محدوده‌ای از دما مورد بررسی قرار گرفته‌اند که مکانیسم‌های خزشی فعال می‌باشند، اما در این پژوهش، دما تا این اندازه بالا نیست و محدوده دمایی پایین‌تر است و هدف بررسی رفتار کشش در دمای بالا بدون رخداد خزش است. در اغلب مطالعات مربوط به رفتار مکانیکی آلیاژ AZ91 اندازه دانه مهم‌ترین پارامتر مورد مطالعه بوده است، در صورتی که در این پژوهش، اهمیت و نقش فاز  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> به عنوان فاز ترد موجود در آلیاژ مورد تأکید بوده و اثر این فاز بر خواص کششی مد نظر می‌باشد. قابل ذکر است که مباحث تفسیر ریزساختار، ترکیب شیمیایی و آنالیز عنصری فازهای موجود در آلیاژ AZ91 ریخته‌گری شده در شرایط مختلف در یک مقاله مستقل [۲۲] و رفتار خوردگی آلیاژ مذکور نیز در مقاله‌ای دیگر به چاپ رسیده است [۲۳].

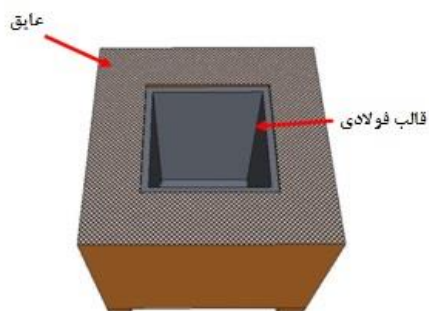
<sup>2</sup> -Gravity die-cast

<sup>1</sup> -Squeeze casting





(الف)



(ب)

شکل ۱- طراحی شماتیک از تجهیزات ریخته‌گری؛ الف) نمای جانبی، ب) نمای بالا

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ91 مورد استفاده در پژوهش حاضر

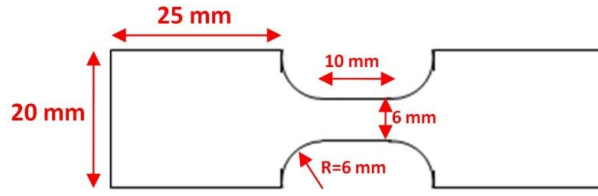
عنصر	Al	Zn	Mn	Si	Mg
درصد وزنی	۹.۰۸	۰.۹۳	۰.۱۷	۰.۰۲	باقی مانده

نمونه حاوی ۰.۱ wt% نقره (نمونه ۲) و حاوی ۰.۴ wt% نقره (نمونه ۳) بودند. ریخته‌گری این نمونه‌ها بدون مبردگذاری و در دمای ۶۵۰ °C انجام شد. ریخته‌گری بدون مبرد در قالب بدون عایق کاری انجام پذیرفت.

#### آزمون‌های کشش

برای ارزیابی رفتار مکانیکی نمونه‌ها، آزمون‌های کشش در دمای اتاق (طبق استاندارد ASTM-E8) و در دمای ۱۲۰ °C (طبق استاندارد ASTM-E21) انجام شدند. شکل ۲ طرح و ابعاد نمونه‌های آزمایشی را نشان می‌دهد.

نمونه‌ها در سه دسته تقسیم بندی شدند. دسته اول نمونه‌ها برای بررسی اثر هم‌زمان افزودن ۰.۱ wt% نقره و مبردگذاری طراحی شدند و شامل سه نمونه بودند. نمونه اول بدون مبردگذاری از ۶۵۰ °C (نمونه ۱)، نمونه دوم با مبردگذاری از ۷۵۰ °C (نمونه ۲) و نمونه سوم با مبردگذاری از ۸۵۰ °C (نمونه ۳) ریخته‌گری شدند. دسته دوم نمونه‌ها برای بررسی اثر افزودن ۰.۴ wt% نقره و مبردگذاری طراحی شدند. نمونه اول این دسته بدون مبردگذاری از دمای ۶۵۰ °C (نمونه ۴)، نمونه دوم با مبردگذاری از دمای ۷۵۰ °C (نمونه ۵) و نمونه سوم با مبردگذاری از دمای ۸۵۰ °C (نمونه ۶) ریخته‌گری شدند. دسته سوم برای بررسی اثر افزودن نقره بر ریزساختار و خواص کششی در دمای اتاق و دمای بالا که شامل سه نمونه شاهد بدون نقره (نمونه ۷)،



شکل ۲- تصویر شماتیک نمونه‌های آزمون کشش سرد و گرم

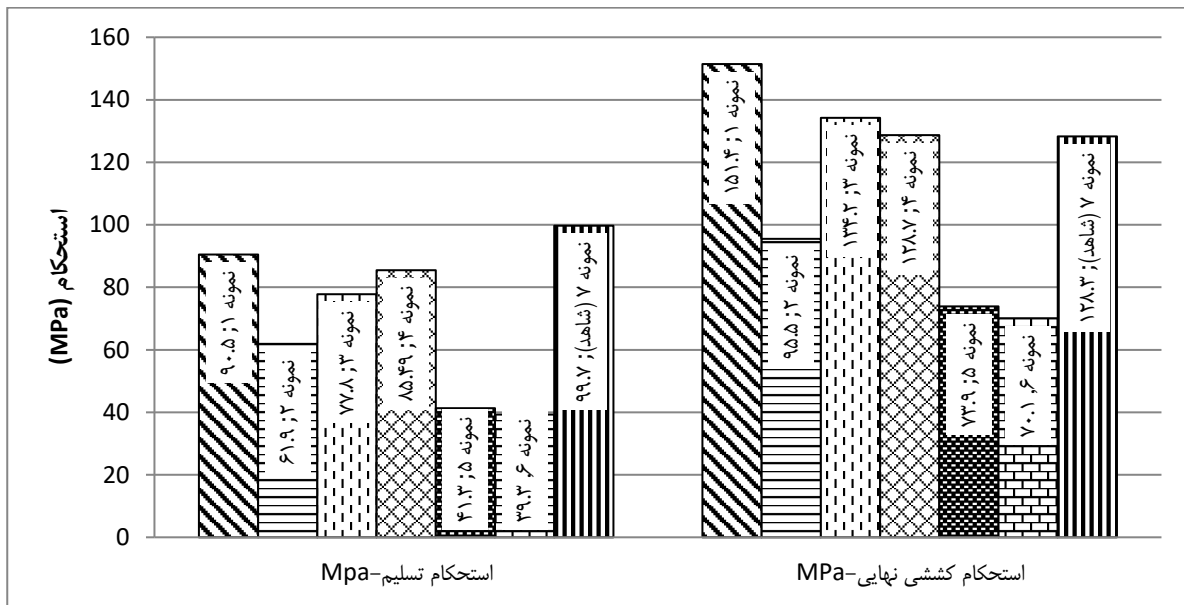
ایجاد شود و سپس آزمون در دمای مذکور به انجام رسید. دلیل انتخاب این دما این بود که مکانیسم‌های خزش به طور کامل فعال نشوند. نرخ کشش ۰.۲ mm/min بود. برای اطمینان از صحت و تکرارپذیری نتایج، برای هر مورد دو بار آزمون کشش انجام شد.

### نتایج

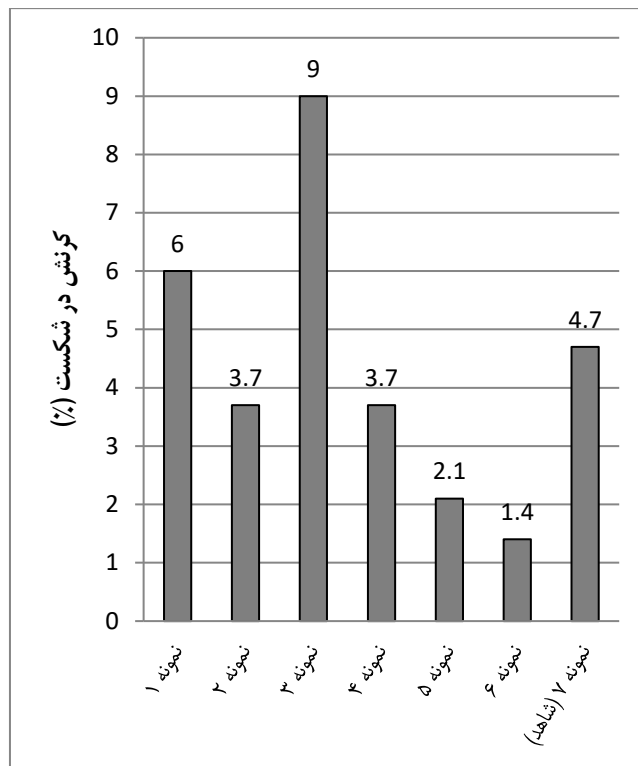
#### آزمون کشش سرد

شکل ۳ نتایج آزمون کشش سرد (در دمای اتاق) را بر روی نمونه‌های ریخته‌گری شده در شرایط مختلف نشان می‌دهد.

آزمون کشش سرد با نرخ کشش ۱ mm/min و با استفاده از دستگاه آزمون یونیورسال SANTAM STM-50 انجام شد. برای آزمون کشش گرم، نمونه‌ها در یک دستگاه آزمون یونیورسال SANTAM STM-150 دمای ۱۲۰ °C تحت کشش قرار گرفتند. این دستگاه شامل یک کوره مخصوص است که به صورت هم‌زمان با انجام آزمون، دمای نمونه را در طی آزمون حفظ می‌کند. نمونه‌ها پس از بسته شدن در فک‌های دستگاه آزمون و بسته شدن کوره مخصوص در اطراف آن‌ها، به مدت ۱۵ دقیقه در دمای ۱۲۰ °C حرارت‌دهی شدند تا توزیع دمای یکنواختی در تمام قسمت‌های آن‌ها



(الف)



(ب)

شکل ۳- نمودارهای آزمون کشش سرد نمونه‌های AZ91 ریخته‌گری شده با شرایط مختلف؛

الف) استحکام تسلیم و استحکام کششی

ب) کرنش در هنگام شکست

نمونه‌های حاوی ۰.۱ wt% نقره؛ نمونه ۱: ریخته‌گری شده در ۶۵۰ °C بدون میرد، نمونه ۲: ریخته‌گری شده در ۷۵۰ °C

با میرد، نمونه ۳: ریخته‌گری شده در ۸۵۰ °C با میرد؛

نمونه‌های حاوی ۰.۴ wt% نقره؛ نمونه ۴: ریخته‌گری شده در ۶۵۰ °C بدون میرد، نمونه ۵: ریخته‌گری شده در ۷۵۰ °C

با میرد، نمونه ۶: ریخته‌گری شده در ۸۵۰ °C با میرد؛

نمونه ۷ (شاهد): بدون نقره ریخته‌گری شده در ۶۵۰ °C بدون میرد.

نمونه‌های مورد بحث، بررسی ریزساختار نمونه‌ها برای توضیح عملکرد مکانیکی آنها ضروری است. شکل ۴ ریزساختار نمونه‌های ریخته‌گری شده در شرایط مختلف در پژوهش حاضر را نشان می‌دهد.

تصاویر میکروسکوپی نمونه‌های حاوی ۰.۱ درصد وزنی نقره و ریخته‌گری شده در شرایط مختلف در شکل‌های ۴-الف، ۴-ب و ۴-ج به نمایش در آمده است. انجماد همراه با میردگذاری می‌تواند مورفولوژی فاز  $Mg_{17}Al_{12}$  را تغییر دهد [۲۲]. در نمونه‌های با حالت‌های مختلف انجماد، اندازه و توزیع  $Mg_{17}Al_{12}$  متفاوت است. برای نمونه ریخته‌گری شده در ۶۵۰ °C که بدون میردگذاری تولید شده، سرعت سرد شدن بسیار بالا بود که باعث شده فاز  $Mg_{17}Al_{12}$  به صورت رسوبات مرزدانه‌ای ریز ظاهر شود. انجماد همراه با میردگذاری نرخ انتقال حرارت را کاهش داده و این باعث تغییر در مورفولوژی  $Mg_{17}Al_{12}$  به صورت پیوستگی کمتر و ضخامت بیشتر شده است. این اثر توسط چن و همکاران نیز گزارش شده است. کاهش نرخ انتقال

### اثر هم‌زمان ۰.۱ درصد وزنی نقره و میردگذاری

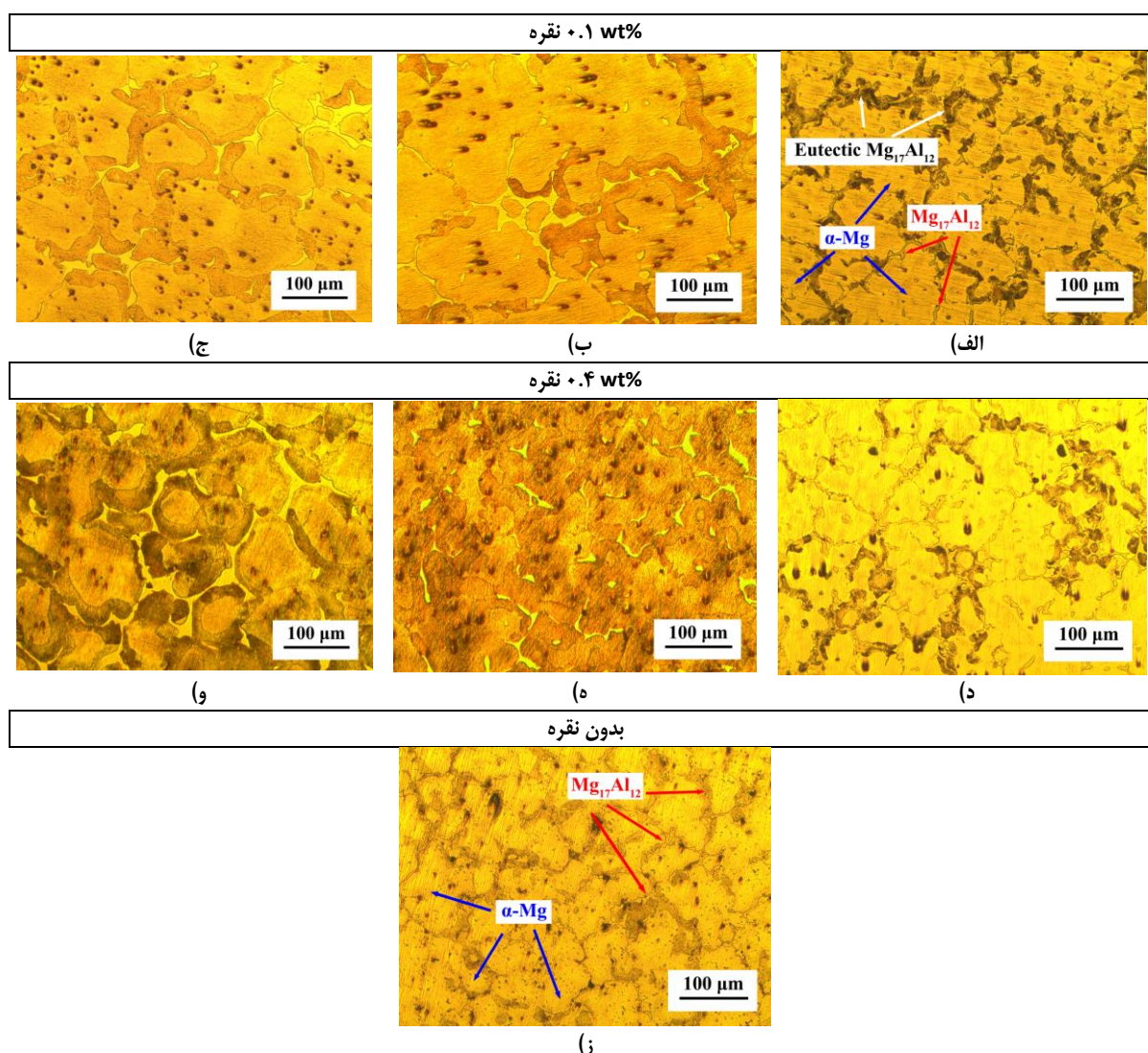
در شکل ۳، نتایج آزمون‌های کشش دمای اتاق بر روی نمونه‌های حاوی ۰.۱ درصد وزنی نقره و با شرایط انجمادی متفاوت مربوط به نمونه ۱ (ریخته‌گری بدون میرد در دمای ۶۵۰ °C)، نمونه ۲ (ریخته‌گری با میرد در دمای ۷۵۰ °C) و نمونه ۳ (ریخته‌گری با میرد در دمای ۸۵۰ °C) نشان داده شده است. همان گونه که در شکل ۳ مشاهده می‌شود، واضح است که رفتار کششی AZ91 با ۰.۱ درصد وزنی نقره پس از انجماد با میردگذاری افت داشته است. نتایج نشان می‌دهد که نمونه حاوی ۰.۱ wt% نقره و ریخته‌گری شده در ۶۵۰ °C دارای بهترین خواص کششی در بین تمام نمونه‌های با انجماد بدون میردگذاری است.

ذوب‌ریزی از ۸۵۰ °C با انجماد همراه با میردگذاری باعث بهبود خواص کششی در مقایسه با نمونه ریخته‌گری شده در دمای ۷۵۰ °C درجه سانتیگراد شده است. به منظور توضیح عملکرد مکانیکی

واقعیت باعث خواص مکانیکی ضعیف نمونه ریخته‌گری شده در  $^{\circ}\text{C}$  در  $750^{\circ}\text{C}$  در دمای اتاق شده است. اگرچه فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  در نمونه ذوب‌ریزی شده در  $850^{\circ}\text{C}$  کسر حجمی بیشتری دارد، اما استحکام کششی این نمونه بیشتر از نمونه ریخته‌گری شده در  $750^{\circ}\text{C}$  است. این اختلاف به این دلیل است که جزایر فاز  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  در نمونه ریخته‌گری شده در  $850^{\circ}\text{C}$  پیوستگی کمتری دارند. این مورفولوژی می‌تواند منجر به تمرکز تنش کمتر و استحکام بیشتر گردد [۲۲]

حرارت سبب افزایش اندازه دانه‌های فاز زمینه گردیده و به تبع آن فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  نیز ضخیم‌تر شده است [۲۴]. مقایسه بین نمونه‌های ذوب‌ریزی شده در  $650^{\circ}\text{C}$  و  $850^{\circ}\text{C}$  نشان می‌دهد که انجماد همراه با مبردگذاری تقریباً تأثیری بر مورفولوژی فاز  $\beta$  ندارد، اما دمای ذوب‌ریزی بالاتر منجر به ضخامت بیشتر فاز  $\beta$  شده است. به طور خلاصه باید گفت که پس از انجماد همراه با مبردگذاری، ریزساختار AZ91 حاوی  $0.1\%$  درصد وزنی نقره تغییر یافته است.

مبردگذاری منجر به کاهش مقدار فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  و به طور هم‌زمان منجر به تولید رسوبات درشت و ضخیم  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  می‌شود. این



شکل ۴- تصاویر ریزساختار نمونه‌های AZ91 ریخته‌گری شده با شرایط مختلف؛

- نمونه‌های حاوی  $0.1\%$  نقره؛ (الف) ریخته‌گری شده در  $650^{\circ}\text{C}$  بدون مبرد، (ب) ریخته‌گری شده در  $750^{\circ}\text{C}$  با مبرد، (ج) ریخته‌گری شده در  $850^{\circ}\text{C}$  با مبرد؛  
 نمونه‌های حاوی  $0.4\%$  نقره؛ (د) ریخته‌گری شده در  $650^{\circ}\text{C}$  بدون مبرد، (ه) ریخته‌گری شده در  $750^{\circ}\text{C}$  با مبرد، (و) ریخته‌گری شده در  $850^{\circ}\text{C}$  با مبرد؛  
 (ز) نمونه بدون نقره ریخته‌گری شده در  $650^{\circ}\text{C}$  بدون مبرد.

هستند که این امر می‌تواند باعث کاهش خواص مکانیکی نمونه‌ها شود که با نتایج آزمون کشش نیز مطابقت دارد.

### اثر افزودن مقادیر مختلف نقره

در این بخش، نتایج حاصل از افزودن مقادیر مختلف نقره به آلیاژ AZ91 که در دمای  $650^{\circ}\text{C}$  و بدون میردگذاری ریخته‌گری شده‌اند مورد بحث قرار می‌گیرد. نمونه‌های این بخش شامل نمونه ۱ (حاوی  $0.1\text{ wt}\%$  نقره)، نمونه ۴ (حاوی  $0.4\text{ wt}\%$  نقره) و نمونه ۷ (نمونه شاهد بدون نقره) هستند.

همان گونه که در شکل ۳ نشان داده شده است، در آزمون کشش در دمای اتاق، نمونه حاوی  $0.1\text{ wt}\%$  نقره بهترین رفتار کششی را از نظر پارامترهای تعریف شده دارد. اگرچه تنش تسلیم آن بالاترین مقدار را ندارد، اما تفاوت کلی بین مقادیر آن چنان زیاد نیست. این مشاهدات نتایج افزودن  $0.1$  درصد وزنی نقره است، زیرا سایر پارامترهای فرآیند برای این نمونه‌ها تغییر نکرده است. می‌توان نتیجه گرفت که افزایش مقدار نقره به  $0.4$  درصد وزنی منجر به کاهش خواص مکانیکی در مقایسه با نمونه حاوی  $0.1\text{ wt}\%$  نقره می‌شود. جالب است که استحکام مکانیکی نمونه دارای  $0.4$  درصد وزنی نقره برابر با نمونه بدون نقره است، اما کرنش آن در هنگام شکست بسیار کمتر از دو نمونه دیگر است. در نمونه AZ91 بدون نقره (شکل ۴-ز)، فاز  $\beta$ - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  به صورت پیوسته و در مرز دانه‌های  $\alpha$ -Mg رسوب نموده است. وجود این شبکه‌های فاز  $\beta$  که شکل‌پذیری اندکی دارند می‌تواند باعث کاهش خواص مکانیکی ماده شود [۲۲]. با افزودن نقره به آلیاژ، نحوه توزیع و اندازه فاز  $\beta$  تغییر کرده است. با افزودن  $0.1$  درصد وزنی نقره (شکل ۴-الف)، فاز  $\beta$  به صورت ظریف با ضخامت کمتر در آمده و مقدار قابل توجهی از آن به صورت یوتکتیک درآمده است. در نمونه حاوی  $0.4$  درصد وزنی نقره (شکل ۴-د)، تغییرات بیشتری در مورفولوژی فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  رخ داده که سبب ایجاد اندازه‌های ریزتر، توزیع تصادفی و پیوستگی کمتر شبکه مرز دانه‌ای و مقادیر زیاد یوتکتیک این فاز شده است. مکانیزم کامل عمل نقره در این آلیاژ هنوز به طور کامل مشخص نشده است، اما مطالعات نشان داده‌اند که این عنصر به صورت محلول وارد فاز بتا شده و سبب پراکندگی و کاهش میزان پیوستگی این فاز می‌شود [۱۲، ۲۲]. یک مشاهده جالب این است که اگر چه نمونه ۴ دارای بهترین ریزساختار و یکنواخت‌ترین توزیع رسوبات است، اما ضعیف‌ترین خواص کششی را در دمای اتاق دارد.

برای یافتن تفسیری برای این واقعیت، لازم است تصاویر سطوح شکست این نمونه‌ها مورد بررسی قرار گیرد. تصاویر میکروسکوپ الکترونی سطح شکست نمونه‌ها پس از آزمون کشش در دمای اتاق در شکل ۵ مشاهده می‌شوند.

سطوح شکست نمونه‌ها (شکل‌های ۵-الف، ۵-ب و ۵-ج) را پس از آزمون کشش در دمای اتاق، نشان می‌دهد که نمونه ریخته‌گری شده از  $750^{\circ}\text{C}$  دارای شواهد کمتری از شکست نرم است. سطح شکست آن صاف بوده و مکانیزم غالب در شکست نمونه، شکست رخ‌برگی<sup>۱</sup> است. ترک‌های بیشتری در سطح شکست این نمونه وجود دارد.

### اثر هم‌زمان $0.4$ درصد وزنی نقره و میردگذاری

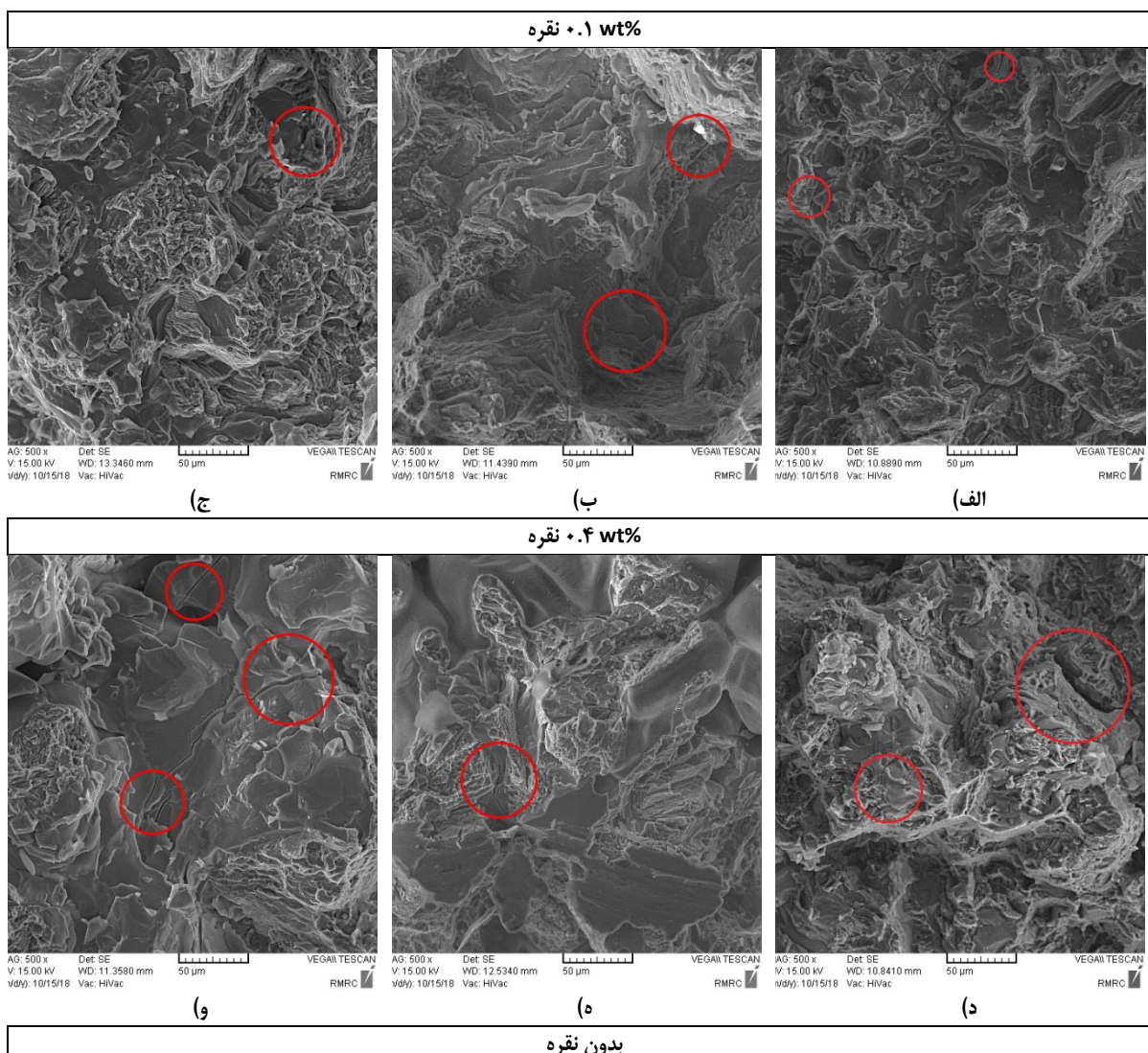
نتایج آزمون های کشش دمای اتاق بر روی نمونه‌های دارای  $0.4$  درصد وزنی نقره با شرایط انجمادی متفاوت شامل نمونه ۴ (ریخته‌گری بدون میرد در دمای  $650^{\circ}\text{C}$ )، نمونه ۵ (ریخته‌گری با میرد در دمای  $750^{\circ}\text{C}$ ) و نمونه ۶ (ریخته‌گری با میرد در دمای  $850^{\circ}\text{C}$ ) ارائه شده است.

همان گونه که در شکل ۳ مشخص است، نمونه بدون میردگذاری بهترین رفتار کششی را در دمای اتاق دارد. تمام مقادیر استحکام برای این نمونه بالاتر است، اما نمونه‌های ریخته‌گری با میردگذاری شده افت استحکام قابل توجهی را نسبت به این نمونه نشان می‌دهند. استحکام نمونه‌های تولید شده با میردگذاری تفاوت معنی‌داری با یکدیگر ندارند. می‌توان نتیجه گرفت که انجماد همراه با میردگذاری تأثیر مثبتی بر خواص مکانیکی آلیاژ AZ91 حاوی  $0.4$  درصد وزنی نقره در مقایسه با حالت بدون میرد نداشته و سبب افت خواص کششی آلیاژ شده است.

تصاویر ریزساختار نمونه‌های دارای  $0.4\text{ wt}\%$  نقره در شکل‌های ۴-د، ۴-ه و ۴-و نمایش داده شده است. نکته واضح این است که میردگذاری باعث درشت و ضخیم شدن رسوبات  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  شده است (شکل ۴-ه و ۴-و). اندازه رسوبات  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  افزایش و تعداد آنها کاهش یافته است. هنگامی که دمای ریخته‌گری افزایش می‌یابد، درشت شدن رسوبات قابل ملاحظه است و این امر سبب تضعیف رفتار کششی نمونه‌های ذوب‌ریزی شده در دماهای بالاتر شده است.

سطوح شکست نمونه‌های حاوی  $0.4$  درصد وزنی نقره در شکل‌های ۵-د، ۵-ه و ۵-و نشان داده شده است. نمونه‌های ریخته‌گری شده در دماهای بالا دارای سطح شکست ترد با وجوه صاف و ترک‌های متعدد

<sup>1</sup> -Cleavage



شکل ۵- تصاویر سطح شکست نمونه‌های AZ91 ریخته‌گری شده با شرایط مختلف پس از آزمون کشش سرد؛ نمونه‌های حاوی ۰.۱ wt% نقره؛ الف) ریخته‌گری شده در ۶۵۰ °C بدون مبرد، ب) ریخته‌گری شده در ۷۵۰ °C با مبرد، ج) ریخته‌گری شده در ۸۵۰ °C با مبرد؛ نمونه‌های حاوی ۰.۴ wt% نقره؛ د) ریخته‌گری شده در ۶۵۰ °C بدون مبرد، ه) ریخته‌گری شده در ۷۵۰ °C با مبرد، و) ریخته‌گری شده در ۸۵۰ °C با مبرد؛ ز) نمونه بدون نقره ریخته‌گری شده در ۶۵۰ °C بدون مبرد.

تصاویر میکروسکوپ الکترونی سطح شکست نمونه‌های پژوهش حاضر پس از آزمون کشش در دمای اتاق در شکل ۷ مشاهده می‌شوند.

سطوح شکست نمونه‌های حاوی ۰.۱ wt% نقره و ریخته‌گری شده با میرد پس از آزمون کشش گرم در شکل‌های ۷-الف، ۷-ب و ۷-ج نشان داده شده است. اگرچه نمای کلی سطوح شکست نمایانگر شکست ترد است، اما مشهود است که سطح نمونه بدون میردگذاری و نمونه ریخته‌گری شده از  $850^{\circ}\text{C}$  با میردگذاری دارای شیارهای فراوان و ماهیت ناهموار هستند. در مقابل، سطح نمونه ذوب‌ریزی شده از  $750^{\circ}\text{C}$  با میردگذاری دارای شواهد بیشتری از شکست ترد و مناطق صاف و روشن است که با نتایج آزمون کشش مطابقت دارد.

#### اثر هم‌زمان ۰.۴ درصد وزنی نقره و میردگذاری

خواص کششی نمونه‌های حاوی ۰.۴ درصد وزنی نقره در دمای  $120^{\circ}\text{C}$  در شکل ۶ مربوط به نمونه ۴ (ریخته‌گری بدون میرد در دمای  $650^{\circ}\text{C}$ )، نمونه ۵ (ریخته‌گری با میرد در دمای  $750^{\circ}\text{C}$ ) و نمونه ۶ (ریخته‌گری با میرد در دمای  $850^{\circ}\text{C}$ ) نشان داده شده است.

نتایج آزمون کشش گرم (شکل ۶) نشان می‌دهد که افزایش میزان نقره تا ۰.۴ درصد وزنی منجر به تضعیف رفتار کششی نمونه‌های تولید شده در شرایط استفاده از میرد می‌شود. همان گونه که در شکل ۷ مشخص است در شرایط استفاده از میرد، در سطوح شکست (شکل‌های ۷-د، ۷-ه و ۷-و) حفره‌های نشان‌دهنده شکست نرم بیشتر بوده و ترک‌های کمتری مشاهده می‌شود که می‌تواند به دلیل سیستم‌های لغزش فعال بیشتر و شکل‌پذیری بیشتر در دماهای بالا باشد.

#### اثر افزودن مقادیر مختلف نقره

در آزمون کشش گرم بر روی نمونه‌های حاوی مقادیر مختلف نقره شامل نمونه ۱ حاوی ۰.۱ wt% نقره، نمونه ۴ حاوی ۰.۴ wt% نقره و نمونه ۷ (نمونه شاهد بدون نقره) نتایج حاصل، مشابه نتایج کشش سرد است. بهترین رفتار کششی مربوط به نمونه حاوی ۰.۱ درصد وزنی نقره است و خواص مکانیکی نمونه‌های بدون نقره و نمونه حاوی ۰.۴ wt% نقره تقریباً معادل است. این نتایج با تصاویر متالوگرافی ریزساختارها مطابقت دارد و نشان می‌دهد که افزودن ۰.۱ درصد وزنی نقره خواص کششی AZ91 را افزایش می‌دهد. یک واقعیت جالب این است که برای این نمونه، مقادیر استحکام تسلیم و استحکام کششی نهایی در کشش گرم افزایش یافته که در آزمون‌های کشش رایج نیست. برخی از فعالیت‌های تحقیقاتی پیشین، یافته‌های مشابهی

بررسی سطح شکست این نمونه‌ها (شکل ۵-الف، ۵-د و ۵-ز) نشان می‌دهد که هر چند شکست نرم در برخی از قسمت‌های سطح شکست نمونه‌ها مشاهده می‌گردد، اما حالت شکست به طور کلی ترد است که علت این امر را می‌توان به محدودیت در سیستم‌های لغزشی در منیزیم ارتباط داد [۲۵]. سطوح شکست دارای وجوه برش صاف هستند و تقریباً هیچ شواهدی از شکست نرم مشاهده نمی‌شود. تعدادی ریزترک‌ها روی سطوح هر سه نمونه وجود دارد. این ترک‌ها با دایره‌های قرمز رنگ روی تصاویر مشخص شده‌اند. ترک‌ها در نمونه حاوی ۰.۱ wt% نقره اندازه کوچکی دارند و تعداد قابل مشاهده آنها کم است. نمونه‌های بدون نقره و ۰.۴ wt% نقره حاوی ترک‌های زیادی بر روی سطوح شکست خود هستند. حضور این ترک‌ها در نمونه بدون نقره به علت پیوستگی فاز  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  است که به عنوان محل تمرکز تنش ایفای نقش می‌کند. در نمونه حاوی ۰.۴ wt% نقره، با این که پیوستگی این فاز کمتر شده، اما جزایر بزرگ فاز  $\beta$  خود می‌تواند محل مناسبی برای آغاز ترک باشد. ترک‌ها در نمونه حاوی ۰.۴ wt% نقره طول بیشتری از نمونه بدون نقره دارند. این مسأله می‌تواند دلیل خواص مکانیکی ضعیف‌تر این نمونه باشد.

#### آزمون کشش گرم

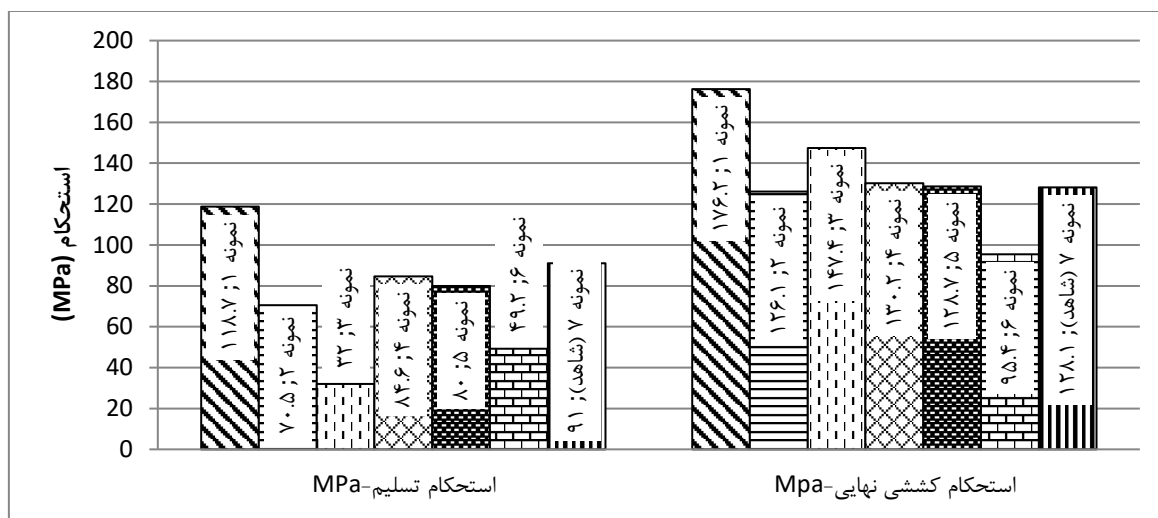
شکل ۶ نتایج آزمون کشش گرم نمونه‌های پژوهش حاضر را در دمای  $120^{\circ}\text{C}$  نشان می‌دهد.

#### اثر هم‌زمان ۰.۱ درصد وزنی نقره و میردگذاری

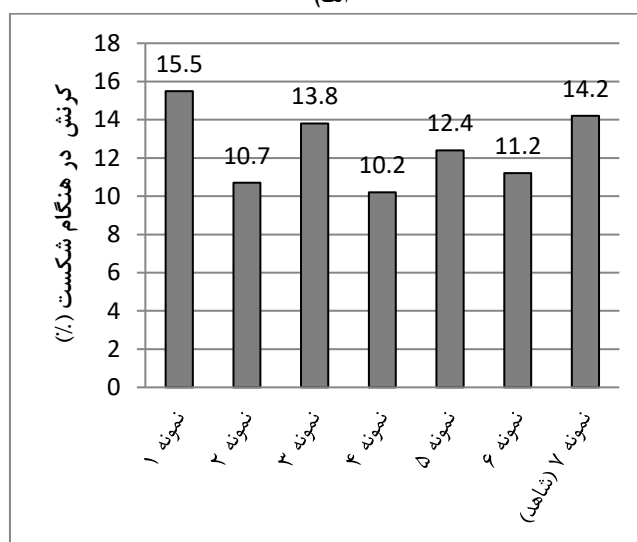
نتایج آزمون‌های کشش در دمای  $120^{\circ}\text{C}$  را بر روی نمونه‌های حاوی ۰.۱ درصد وزنی نقره در شرایط انجماد مختلف مربوط به نمونه ۱ (ریخته‌گری بدون میرد در دمای  $650^{\circ}\text{C}$ )، نمونه ۲ (ریخته‌گری با میرد در دمای  $750^{\circ}\text{C}$ ) و نمونه ۳ (ریخته‌گری با میرد در دمای  $850^{\circ}\text{C}$ ) در شکل ۶ نشان داده شده است. همان گونه که در شکل ۶ مشاهده می‌شود، هر چند رفتار کششی AZ91 با ۰.۱ درصد وزنی نقره تحت آزمون‌های کشش گرم مشابه با دمای اتاق است، اما به نظر می‌رسد انجماد همراه با میردگذاری بر رفتار کششی نمونه‌های حاوی ۰.۱ درصد وزنی نقره در مقایسه با حالت بدون میرد تأثیر منفی داشته است. نتایج نشان می‌دهد که استحکام تسلیم نمونه ذوب‌ریزی شده از  $850^{\circ}\text{C}$  کمترین مقدار را دارد. این امر می‌تواند به دلیل دامنه خنک شدن گسترده باشد که منجر به جزایر پراکنده و درشت  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  در ریزساختار می‌شود که پیوستگی کمتری داشته و می‌تواند به راحتی در زمینه حل شوند.

کششی را با رسوبات ریز جدید تشکیل شده در ریزساختار که در برابر حرکت نابجایی‌ها مقاومت می‌کنند، مرتبط دانستند [۲۷].

را گزارش کردند [۲۶]. لی فو<sup>۱</sup> و همکاران [۲۷] در سال ۲۰۱۷ شواهدی مبنی بر افزایش استحکام کششی در دمای °C ۱۵۰ در اثر افزودن La و Sm به AZ91 را مشاهده نمودند. آنها این افزایش خواص



(الف)



(ب)

شکل ۶- نمودارهای آزمون کششی گرم نمونه‌های AZ91 ریخته‌گری شده با شرایط مختلف پس از آزمون کششی گرم؛ (الف) استحکام تسلیم و استحکام کششی

(ب) کرنش در هنگام شکست

نمونه‌های حاوی ۰.۱ wt% نقره؛ نمونه ۱: ریخته‌گری شده در °C ۶۵۰ بدون مبرد، نمونه ۲: ریخته‌گری شده در °C ۷۵۰ با مبرد، نمونه ۳: ریخته‌گری شده در °C ۸۵۰ با مبرد؛

نمونه‌های حاوی ۰.۴ wt% نقره؛ نمونه ۴: ریخته‌گری شده در °C ۶۵۰ بدون مبرد، نمونه ۵: ریخته‌گری شده در °C ۷۵۰ با مبرد، نمونه ۶: ریخته‌گری شده در °C ۸۵۰ با مبرد؛

نمونه ۷ (شاهد): بدون نقره ریخته‌گری شده در °C ۶۵۰ بدون مبرد.

<sup>۱</sup> -Li Fu



- کاهش پیوستگی فاز  $\beta$  منجر به بهبود خواص کششی در اتاق و دماهای بالا شد.

- در آزمون کشش سرد نمونه‌های حاوی ۰.۱ wt% نقره، استحکام تسلیم و استحکام کششی برای نمونه ریخته‌گری شده در  $650^{\circ}\text{C}$  بیشترین مقدار بود که مبردگذاری سبب کاهش این مقادیر شد. با افزایش دمای ذوب‌ریزی، مقادیر استحکام افزایش اندکی پیدا کرد. مقادیر کرنش شکست برای نمونه تولید شده با مبردگذاری در  $850^{\circ}\text{C}$  بیشترین مقدار بود. نتایج آزمون کشش گرم نیز تقریباً به همین صورت بود.

- نتایج آزمون کشش سرد برای نمونه‌های حاوی ۰.۴ wt% نقره به این صورت بود که استحکام تسلیم و استحکام کششی با مبردگذاری روند کاهشی نشان داد و مبردگذاری نیز اثر چندانی بر روند کاهش استحکام نداشت. برای کرنش شکست نیز همین پدیده مشاهده شد. در کشش گرم هم رفتار آلیاژ مشابه با دمای اتاق بود و تنها مقداری افزایش در کرنش شکست نمونه تولید شده در  $750^{\circ}\text{C}$  رخ داد. - برای نمونه‌های حاوی مقادیر مختلف نقره بدون مبردگذاری، در آزمون کشش سرد، افزودن نقره سبب بهبود رفتار کششی آلیاژ شد. در آزمون کشش گرم نیز همین روند تکرار شد.

- در مجموع می‌توان گفت که مبردگذاری تأثیر مثبتی بر خواص مکانیکی آلیاژ نداشت.

### ملاحظات اخلاقی پیروی از اصول اخلاق پژوهش

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

### حامی مالی

نویسندگان مقاله حاضر، کمال تشکر و قدردانی خود را از حمایت مادی و معنوی معاونت پژوهشی، فناوری و ارتباط با جامعه دانشگاه شهید چمران اهواز (قرارداد گرنت شماره 97/3/02/26247) اعلام می‌دارند.

### مشارکت نویسندگان

انجام آزمایش‌ها: پوریا کمایی؛  
تحلیل داده‌ها و نتایج ریزساختار: پوریا کمایی، مهدی خراسانیان، سید رضا علوی زارع

تحلیل داده‌ها و نتایج خواص کششی: پوریا کمایی، مصطفی اسکندری نگارش نهایی: پوریا کمایی، مهدی خراسانیان، سید رضا علوی زارع

### تعارض منافع

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

ابراهیمی<sup>۱</sup> و همکاران [۲۵] دریافتند که استحکام کششی AZ91 در دمای بالا بیشتر از دمای محیط است. آنها معتقد بودند که دلیل این امر حل شدن برخی از رسوبات در زمینه آلیاژ در دماهای بالا است که باعث افزایش استحکام فاز زمینه می‌شود. آنها همچنین اعلام کردند که از آنجایی که سیستم‌های لغزش غیرقاعده<sup>۲</sup> در آلیاژهای منیزیم در دماهای بالا درگیر هستند و فعال شدن این سیستم‌های لغزش تابعی از میزان رسوبات محلول است، هنگامی که فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  بیشتری در زمینه  $\alpha\text{-Mg}$  حل می‌شود، فعال‌سازی دشوارتر بوده و استحکام افزایش می‌یابد [۲۵].

سامینگ ژو<sup>۳</sup> و همکاران [۲۸] روند مشابهی را برای آلیاژهای منیزیم-آلومینیم حاوی عناصر آلیاژی مختلف مشاهده کردند. تأکید آنها بر محتوای حجمی و مورفولوژی فاز پراکنده بر روی خواص مکانیکی آلیاژهای منیزیم بود. آنها به این نتیجه رسیدند که شبکه‌های جداسده<sup>۴</sup> و ناپیوسته فاز دوم، نسبت به ذرات ریز پراکنده، تأثیر مثبت‌تری بر خواص مکانیکی دارند [۲۸].

در پژوهش حاضر، زمان نگهداری نمونه‌ها در دمای  $120^{\circ}\text{C}$  قبل از آزمون کشش ۱۵ دقیقه و میانگین زمان آزمون حدود ۳ دقیقه بود. این زمان برای انحلال مقداری از فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  در زمینه کافی است و این می‌تواند دلیلی برای افزایش مقاومت نمونه حاوی ۰.۱ wt% نقره در دمای بالا در مقایسه با نتیجه آزمون کشش در دمای اتاق باشد. تمام سطوح شکست نمونه‌های حاوی مقادیر مختلف نقره (شکل ۷-۷-الف، ۷-د و ۷-ز) و بدون مبردگذاری پس از کشش گرم شواهد اندکی از شکست نرم در برخی از قسمت‌های خود را دارند، اما حالت شکست به طور کلی ترد است. با توجه به شکل، مشخص است که نمونه دارای ۰.۱ wt% نقره (شکل ۷-الف) نشانه‌های بیشتری از شکست نرم را نشان می‌دهد. یک ترک عمیق در سطح شکست نمونه حاوی ۰.۱ wt% نقره مشاهده می‌شود. نتایج آزمون کشش گرم نشان می‌دهد که شکست در دمای بالا نسبت به دمای اتاق با انعطاف‌پذیری بیشتری صورت می‌پذیرد.

### نتیجه‌گیری

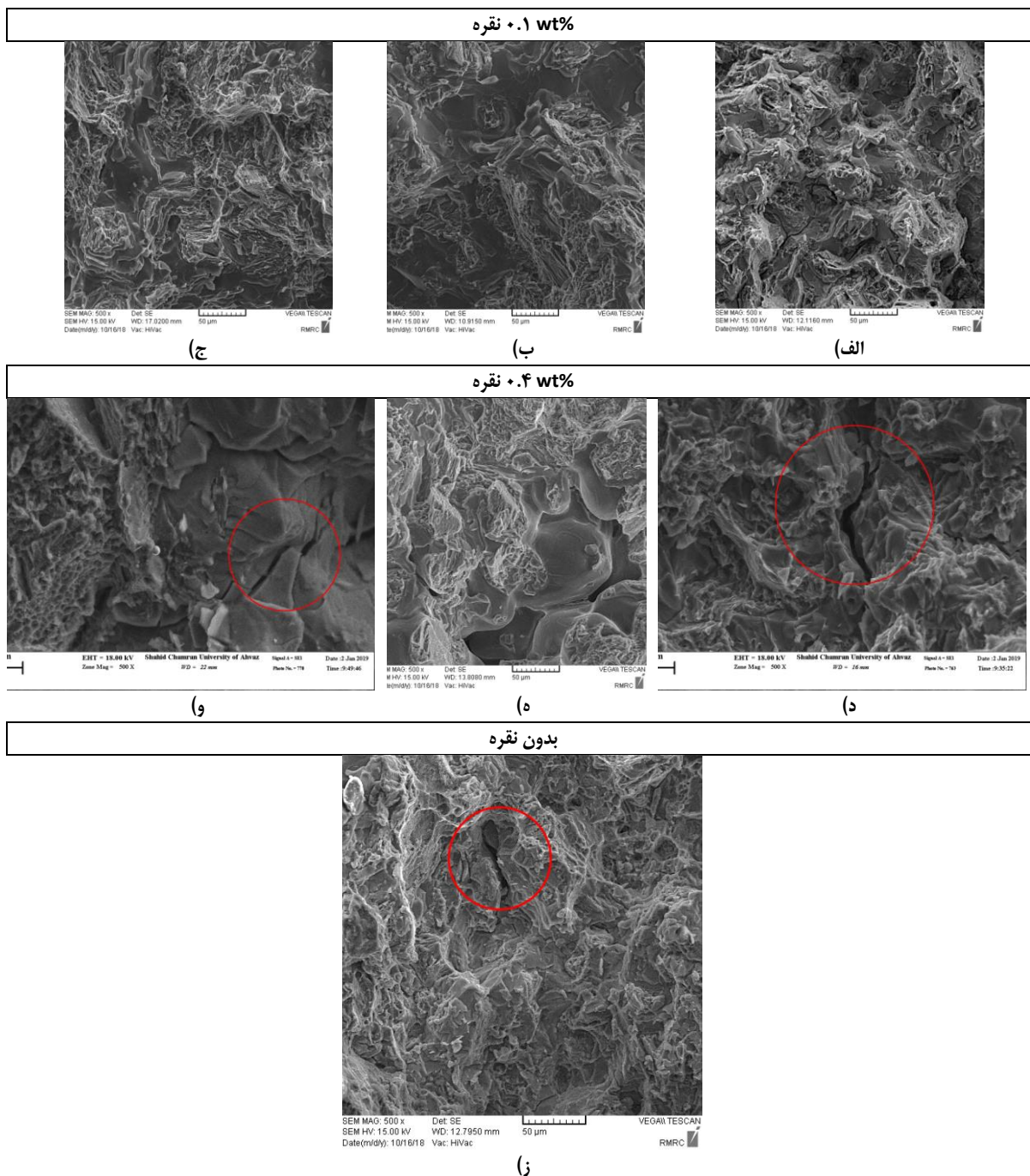
- افزودن نقره به مذاب آلیاژ AZ91 باعث تغییر ریزساختار و خواص مکانیکی این آلیاژ شد.  
- هنگامی که نقره به AZ91 اضافه شد، مورفولوژی فاز  $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  از شبکه‌های مرزدانه‌ای ریز به رسوبات درشت و ضخیم با پیوستگی کمتر تغییر یافت.

<sup>3</sup> -Suming Zhu

<sup>4</sup> -Divorced

<sup>1</sup> -Ebrahimi

<sup>2</sup> -Non-basal slip systems



شکل ۷- تصاویر سطح شکست نمونه‌های AZ91 ریخته‌گری شده با شرایط مختلف پس از آزمون کشش گرم؛ نمونه‌های حاوی ۰.۱ wt% نقره؛ (الف) ریخته‌گری شده در ۶۵۰ °C بدون مبرد، (ب) ریخته‌گری شده در ۷۵۰ °C با مبرد، (ج) ریخته‌گری شده در ۸۵۰ °C با مبرد؛ نمونه‌های حاوی ۰.۴ wt% نقره؛ (د) ریخته‌گری شده در ۶۵۰ °C بدون مبرد، (ه) ریخته‌گری شده در ۷۵۰ °C با مبرد، (و) ریخته‌گری شده در ۸۵۰ °C با مبرد؛ (ز) نمونه بدون نقره ریخته‌گری شده در ۶۵۰ °C بدون مبرد؛

## References

1. Unal M, Ahmet Goren H, Koc E, Turen Y, Ahlatci H, Sun Y. Effect of cooling rate and 2 Wt % silicon addition on microstructure and mechanical properties of AZ91 Mg alloys. *Int J Mech Prod Eng* [Internet]. 2017;(5):2320–2092.
- [2]. Mabuchi M, Kobata M, Chino Y, Iwasaki H. Tensile properties of directionally solidified AZ91 Mg alloy. *Mater Trans.* 2003;44(4):436–9. DOI: 10.2320/matertrans.44.436.
- [3]. Srinivasan A, Pillai UTS, Pai BC. Microstructure and mechanical properties of Si and Sb added AZ91 magnesium alloy. *Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci.* 2005;36(8):2235–43. DOI: 10.1007/s11661-005-0342-6.
- [4]. Muraliraja R, Vettrivel H, Elansezhian R. Synthesis and characterization of magnesium alloy added with Yttrium and to study the microstructure and mechanical properties. *Int J Eng Innov Technol.* 2013;2(7):388–92. DOI: 10.2320/matertrans.44.436.
- [5]. Wang SR, Guo PQ, Yang LY, Wang Y. Microstructure and mechanical properties of AZ91 alloys by addition of Yttrium. *J Mater Eng Perform.* 2009;18(2):137–44. DOI: 10.1007/s11665-008-9255-z.
- [6]. Suresh M, Srinivasan A, Ravi KR, Pillai UTS, Pai BC. Influence of boron addition on the grain refinement and mechanical properties of AZ91 Mg alloy. *Mater Sci Eng A.* 2009;525(1–2):207–10. DOI: 10.1016/j.msea.2009.07.019.
- [7]. Srinivasan A, Swaminathan J, Pillai UTS, Guguloth K, Pai BC. Effect of combined addition of Si and Sb on the microstructure and creep properties of AZ91 magnesium alloy. *Mater Sci Eng A.* 2008;485:86–91. DOI: 10.1016/j.msea.2007.09.059.
- [8]. Kumar P, Mondal AK, Chowdhury SG, Krishna G, Ray AK. Influence of additions of Sb and/or Sr on microstructure and tensile creep behaviour of squeeze-cast AZ91D Mg alloy. *Mater Sci Eng A* [Internet]. 2017;683(2016):37–45. DOI: 10.1016/j.msea.2016.12.006.
- [9]. Chen SN, Yang W, Yu H, Zhang YL, Yang W, Yu H, et al. Effects of microstructure modification and pressurized solidification on mechanical property of AZ91 alloy. *J Alloys Compd.* 2014;611:1–6. DOI: 10.1016/j.jallcom.2014.05.033.
- [10]. Wang ZW, Wang HX, Gong JL, Li M, Cheng WL, Liang W. Modification and refinement effects of Sb and Sr on Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> and Mg<sub>2</sub>Si phases in Mg-12Al-0.7Si alloy. *China Foundry.* 2016;13(5):310–5. DOI: 10.1007/s41230-016-5112-0.
- [11]. Wei W, Chunxiang X, Jinshan Z, Weili C, Xiaofeng N. Effects of Ce addition on microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of as-cast AZ80 magnesium alloy. *China Foundry.* 2014;11(3):157–62.
- [12]. Gusieva K, Sato T, Sha G, Ringer SP, Birbilis N. Influence of low level Ag additions on Mg-alloy AZ91. *Adv Eng Mater.* 2013;15(6):485–90. DOI: 10.1002/adem.201200321.
- [13]. Bian J, Yu B, Sun W, Jiang L, Liu X, Zheng L, et al. Improving the microstructure and tensile properties of AZ91 magnesium alloy via electromagnetic stirring Improving the microstructure and tensile properties of AZ91 magnesium alloy via electromagnetic stirring. *Mater Res Express.* 2019;6(12):1–10. DOI: 10.1088/2053-1591/ab7219.
- [14]. Askaran M, Malekan M, Emamy M, Lotfpour M. Grain refinement, microstructural characterization, and tensile properties of die-cast AZ91 alloy via lead and tin additions. *J Ultrafine Grained Nanostructured Mater.*

- 2019;52(2):218–28. DOI: 10.22059/jufgnsm.2019.02.11.
- [۱۵]. عسکران م، امامی م، ملکان م. بررسی تاثیر سرب بر ریز ساختار و خواص مکانیکی آلیاژ منیزیم AZ91. مجله مواد نوین. ۱۳۹۷؛ ۹(۱): ۲۵–۳۶.
- [16]. Afsharnaderi A, Malekan M, Emamy M, Ghani JR, Lotfpour M. Microstructure evolution and mechanical properties of the AZ91 magnesium alloy with Sr and Ti additions in the as-cast and as-aged conditions. *J Mater Eng Perform* [Internet]. 2019;28(11):6853–63. DOI: 10.1007/s11665-019-04396-2.
- [۱۷]. افشار نادری آ، رائی زاده غنی ج، ملکان م، امامی م. بررسی تاثیر استرانسیم بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژ منیزیم AZ91. مجله مواد نوین. ۱۳۹۷؛ ۸(۴): ۳۱–۴۲.
- [18]. Bonnah RC, Fu Y, Hao H. Microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy with minor additions of Sm, Si and Ca elements. *China Foundry*. 2019;16(5):319–25. DOI: 10.1007/s41230-019-9067-9.
- [19]. Afsharnaderi A, Lotfpour M, Mirzadeh H, Emamy M, Malekan M. Enhanced mechanical properties of as-cast AZ91 magnesium alloy by combined RE-Sr addition and hot extrusion. *Mater Sci Eng A* [Internet]. 2020;792. DOI: 10.1016/j.msea.2020.139817.
- [20]. Marodkar AS, Patil H, Borkar H. Microstructure, mechanical properties and fretting wear behavior of gravity die cast and squeeze cast AZ91 Mg alloy. *Metallogr Microstruct Anal* [Internet]. 2023;12(4):702–13. DOI: 10.1007/s13632-023-00974-y.
- [21]. Marodkar AS, Patil H, Borkar H. Effect of squeeze casting and combined addition of calcium and strontium on microstructure and mechanical properties of AZ91 magnesium alloy. *Int J Met*. 2023;17:2252–2270. DOI: 10.1007/s13632-023-00974-y.
- [22]. Khorasanian M, Zaree SRA, Kamaei P, Eskandari M. Addition of silver to an Mg–Al–Zn alloy treated by conventional and chilled solidification: A microstructural approach. *Phys Met Metallogr*. 2020;121(14):1393–9. DOI: 10.1134/S0031918X20130074.
- [23]. Khorasanian M, Yeganeh M, Gholamzadeh N, Alavi Zaree SR. Effect of addition of silver and chilled casting on corrosion behavior of AZ91 magnesium alloy. *Int J Met* [Internet]. 2021;15:1184–96. DOI: 10.1007/s40962-020-00558-4.
- [24]. Chen Y, Feng Y, Wang L, Wang L, Jia G, Guo E. Effect of cooling rate and Al content on solidification behavior and microstructure evolution of as-cast Mg – Al – Ca – Sm alloys. *J Therm Anal Calorim* [Internet]. 2019;135:2237–46. DOI: 10.1007/s10973-018-7434-1.
- [25]. Maldar AR, Ebrahimi R, Davoodi A. The effect of homogenization on microstructure and hot ductility behaviour of AZ91 magnesium alloy. *Kov Mater*. 2010;48(5):277–84. DOI: 10.4149/km\_2010\_5\_277.
- [26]. Fu P, Peng L, Jiang H, Ding W, Zhai C. Tensile properties of high strength cast Mg alloys at room temperature: A review. *China Foundry*. 2014;11(4):277–86.
- [27]. Fu L, Wang XB, Gou PL, Le QC, Jia WT, Tang Y. Microstructures and tensile properties of AZ91 magnesium alloys with Ca, Sm, and La elements additions. *Adv Eng Mater*. 2017;19(12):1–9. DOI: 10.1002/adem.201700230.
- [28]. Zhu S, Easton MA, Abbott TB, Nie JF, Dargusch MS, Hort N, et al. Evaluation of magnesium die-casting alloys for elevated temperature applications: microstructure, tensile properties, and creep resistance. *Metall*

Mater Trans A Phys Metall Mater Sci.  
2015;46(8):3543–54. DOI: 10.1007/s11661-  
015-2946-9.