

بسمه تعالی

اثر انجماد سریع در ریزساختار از

آلیاژ AZ91HP

ترجمه و تنظیم: مهدی الزمانی



## چکیده

این مقاله تفاوت های ریزساختاری بین ریخته گری سنتی و انجماد سریع آلیاژ AZ91HP را نشان می دهد. نتایج آزمایش نشان می دهد که انجماد سریع مورفولوژی ریزساختار را تغییر می دهد. سایز دانه ها بهبود یافته و فاز  $\beta$ -Mg  $17Al_{12}$  به طور یکنواخت توزیع شده و در انجماد سریع به طور هم جنس بدست می آید. سرعت سرد کردن بالا موقعیت های جوانه زنی فاز  $\alpha$ -Mg را افزایش می دهد و ریزساختار بهبود یافته و نسبت تردی و شکنندگی  $\beta$ -Mg  $17Al_{12}$  در یوتکتیک ( $\alpha$ -Mg and  $\beta$ -Mg  $17Al_{12}$ ) کاهش می دهد. کاهش ریزساختار می بایستی وابسته به پالایش دانه و به کار بردن قالب مسی باشد.

## مقدمه

مصرف آلیاژ های منیزیم به طور جالبی در صنایع خودرو سازی و صنعت هوانوردی افزایش پیدا کرده است و این به دلیل چگالی پایین، استحکام و سختی بالا نسبت به وزنشان، ظرفیت استلاک خوب، قابلیت ریخته گری با قالب فلزی و پتانسیل بازسازی خوب آنها است [1,2]. هر چند که کاربرد های آلیاژ های Mg به دلیل خواص مکانیکی، کارایی و استحکام خوردگی ضعیف محدود می شود.

قابل استنباط است که خواص مکانیکی پلی کریستال ها در دمای اتاق می تواند با اصلاح دانه بهبود یابد، همان طوریکه از رابطه هال - پیچ مشهود است [3]. اصلاح دانه تأثیر مهمی در افزایش استحکام مواد مخصوصاً برای Mg و آلیاژ های Mg دارد [4,5]. اصلاح ریزساختار به وسیله روش های انجماد سریع یکی از روش های زیاد برای رسیدن و بهبود خواص مکانیکی است [6,7]. به هر حال، گزارش های کمی درباره انجماد سریع آلیاژ های Mg وجود دارد [8]. تحقیق جاری اصلاح ریزساختار در آلیاژ AZ91HP به وسیله ی انجماد سریع ارزیابی کرده است.

## مواد و طرز عمل آزمایش

آلیاژ ها از موادی با درجه خلوص بالا شامل ۹۹.۹٪ Mg و ۹۹.۹۹٪ Al و ۹۹.۹٪ Zn آماده می شوند. ترکیب شیمیایی مطالعه شده آلیاژ در جدول ۱ لیست شده اند.



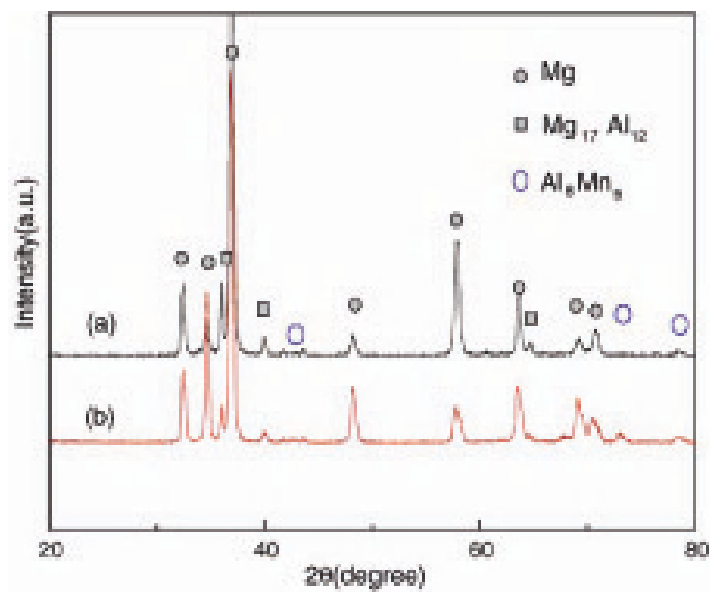
جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ91HP

Al	8.97
Zn	0.714
Mn	0.265
Si	0.0078
Cu	0.0019
Ni	0.001
Fe	0.0073
Others	0.01

آلیاژ های ریخته گری معمولی ذوب می شوند و به داخل قالب های ماسه ای ریخته می شوند. در انجماد سریع آلیاژ ها در یک لوله کوارتز به وسیله تزریق مذاب ذوب می شوند و به دنبال آن به داخل قالب های مسی با محفظه ی قالب استوانه ای با ۸ میلیمتر قطر و ۱۰۰ میلیمتر ارتفاع ریخته می شوند. نمونه پولیش شده است و سپس با گلیسیرین نیتریک اچ شده اند و میکروسکوپ نوری برای مشاهده به کار برده شده است و در زیر نور پلاریزه شده تا شکست بافت را آشکار کند. سایز بافت با به کار بردن روش خطوط متقاطع اندازه گیری می شود. بیشتر از ۱۰۰ تقاطع برای هر اندازه گیری حساب شده اند تصویر پراش الکترون (SEM) با پراکندگی انرژی طیف بینی x-Ray که با ۲۰ کیلو وات شتاب ولتاژ کار می کند، کوپل می شود.

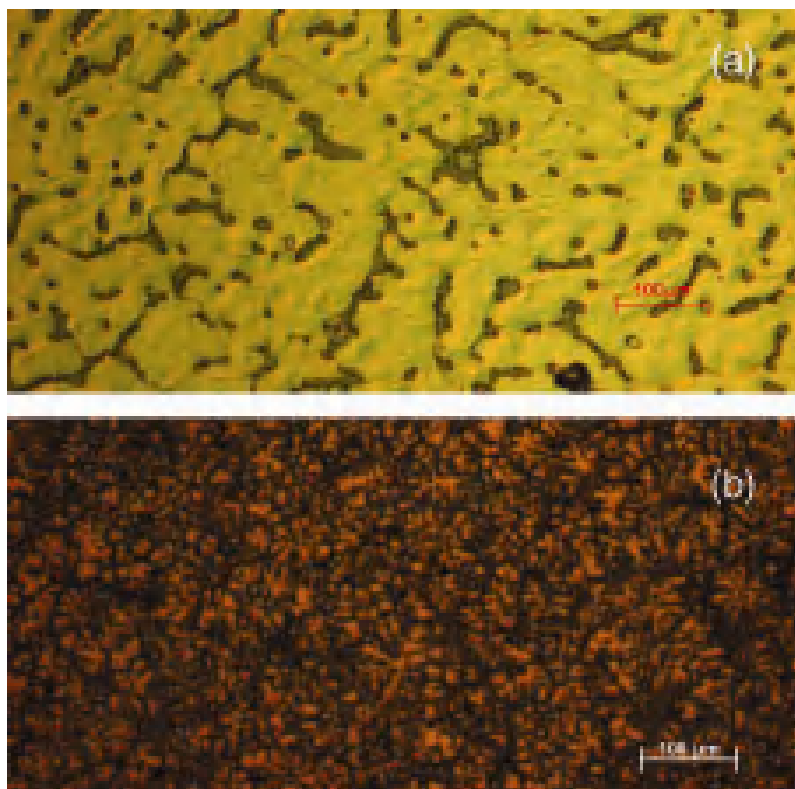
## نتایج و بحث

شکل ۱ طرح های پراش X-Ray از آلیاژ ریخته گری معمولی و آلیاژ انجماد سریع را نشان می دهد. سه فاز  $\alpha$ -Mg و  $\beta$ - $Mg_{17}Al_{12}$  و  $Mg_8Al_5Mn$  می توانند شاخص باشند. به طور واضح می توانیم ببینیم پیک هایی در نمونه های انجماد سریع که نسبت به نمونه ریخته گری معمولی پهن تر هستند. این ممکن است به اثر کشش داخلی که در ریزساختار اصلاح شده است، منسوب باشد.



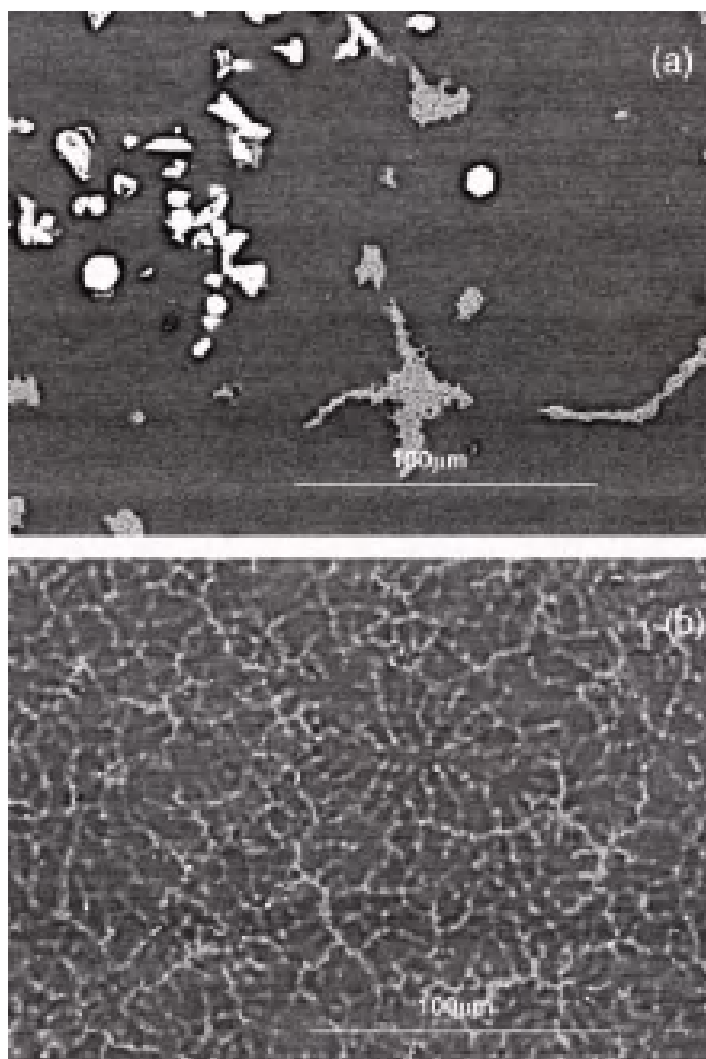
شکل ۱- مدل های پراش اشعه ایکس

ریزساختارهای نمونه های ریخته گری معمولی و انجماد سریع در شکل ۲ قسمت های a, b مصور است. ریزساختار شامل  $\alpha$ -Mg اولیه و یوتکتیک متمایز است. مورفولوژی  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> در آلیاژ انجماد سریع اصلاح شده و به طور یکنواخت نسبت به ریخته گری معمولی آلیاژ AZ91HP توزیع شده است. به علاوه ریزساختار برای انجماد سریع آلیاژ اصلاح شده است.



شکل ۲- ریزساختار آلیاژ AZ91HP

هر چند که ذرات  $Mn\text{-rich } Al_8 Mn_5$  با اندازه  $1 - 5 \mu m$  در تصویر BSE به وضوح قابل تشخیص هستند، در قسمت های a,b از شکل ۳ سخت است بوسیله ی میکروسکوپ نوری متمایز بشود. فاز  $Al_8 Mn_5$  کوچکتر است و توزیع یکنواخت تر آن در آلیاژ انجماد سریع بیشتر است در صورتیکه در آلیاژ ریخته گری معمولی متراکم است.



شکل ۳- میکروگراف BSE از همان آلیاژ

در تصویر بزرگ عمومی از آلیاژ معمولی مشاهده شده در شکل ۴ در جاییکه در دندریت های  $\alpha$ -Mg اولیه به خوبی توسعه یافته اند با شاخه های ثانویه دیده شده در تقارن شش تایی به طور واضح مشاهده می شود. هر چند که SDAS (شاخه های دندریت ثانویه) سخت است در ریخته گری اندازه گرفته شود، زیرا دانه های آنها کروی و یا سلول وار در آلیاژ انجماد سریع هستند.



شکل ۴- ماکروساختار همان آلیاژ که به روش ریخته گری تولید شده

فهمیده می شود که SDAS به زمان انجماد وابسته است. جدول ۲ نشان می دهد که اگر سرعت سرد کردن افزایش یابد، به همان نسبت اندازه دانه ها و SDAS کاهش می یابد، اما میزان کسر یوتکتیک افزایش می یابد.

جدول ۲- مقایسه ریزساختار ریختگی و انجماد سریع

	Grain size	SDAS	Volum fraction of eutectic regions
Conventionally casting alloy	1-2 mm	45-65 $\mu\text{m}$	0.2
Rapidly solidified alloy	10-20 $\mu\text{m}$	About 6 $\mu\text{m}$	0.35

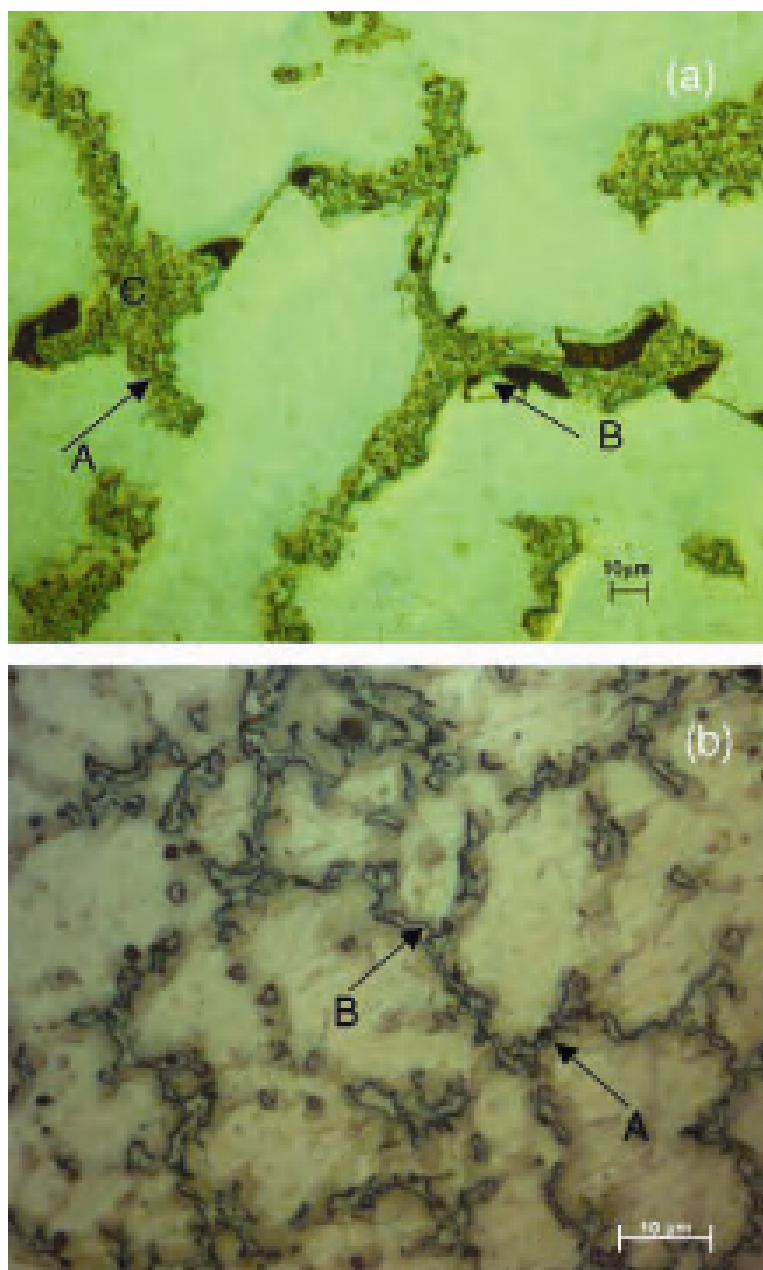
اصلاح دانه ها یکی از شیوه های مهم بهبود خواص مکانیکی در ریخته گری است [9]. این یک اصل ابتدایی و بنیادی که اندازه دانه در ریخته گری که در خواص مکانیکی تأثیر می گذارد. به خوبی قابل فهم است که جوانه زنی به عدد و اندازه قالب در ذوب وابسته است. عدد دانه ها توسط مناطق واحد تخمین زده می شود مطابق با

$$Z_S = 1.1(N/G)^{1/2}$$

که در این رابطه N برابر نرخ جوانه زنی و G برابر نرخ رشد است. بنابراین می تواند دیده شود اثر نرخ جوانه زنی موثر یا جلوگیری از نرخ رشد منتج به اصلاح دانه می شود. به طور کلی در گستره های سرد کردن بالا در زمان انجماد فلزات معمول، نسبت N/G با افزایش نسبت فوق تبرید می تواند ریزساختار را اصلاح کرد. قالب مسی سرد کردن سریع تری را نسبت به ریخته گری معمولی فراهم می آورد [10]. نتایج شرح داده شده در بالا نشان می دهد که انجماد سریع می تواند ریز ساختار را اصلاح کند.



بدتر شدن در شکل پذیری ممکن است بوسیله گرایش به سمت تشکیل ریز حفره ها [11] و نسبت تردی بالای فاز  $Mg_{17}Al_{12}$  در  $\alpha$ -Mg و  $Mg_{17}Al_{12}$  یوتکتیک [12,13] به وجود آید. فهمیدن بهتر انجماد یوتکتیک مهم است زیرا در اندازه و شکل و توزیع شکنندگی و تردی فاز  $\beta$ -Mg  $_{17}Al_{12}$  در ریز ساختار نهایی تأثیر می گذارد. ترکیب یوتکتیک نمونه در آلیاژ Az91HP ریخته گری شده معمولی در شکل ۵ نشان داده شده است. همان طور که در شکل ۵ مشخص است رشد یوتکتیک  $\alpha$ -Mg اولاً به  $\alpha$ -Mg اولیه چسبیده و ثانياً یوتکتیک  $\beta$ -Mg  $_{17}Al_{12}$  با فرم تیره در  $\alpha$ -Mg اولیه رشد کرده است، و ثالثاً سپس  $\beta$ -Mg  $_{17}Al_{12}$  ثانویه لایه لایه از  $\alpha$ -Mg فوق اشباع شده رسوب می کند. تعدادی جوانه های کوچک در  $\beta$ -Mg  $_{17}Al_{12}$  یوتکتیک به طور یکنواخت در مرزهای دانه ها پراکنده شده اند. این ذرات در افزایش سختی مواد کمک می کنند [14].



شکل ۵- میکروگراف نوری آلیاژ AZ91HP

جدول ۳ نتایج آنالیز پراکندگی انرژی X-Ray با Mg قالب ( $\alpha$ -Mg) و ترکیب فاز  $\beta$ -Mg  $_{17}$ Al $_{12}$  در Fig 3 آلیاژ انجماد سریع با محتوای Al بیشتر و Zn کمتر حل شده در Mg قالب را نشان می دهد.



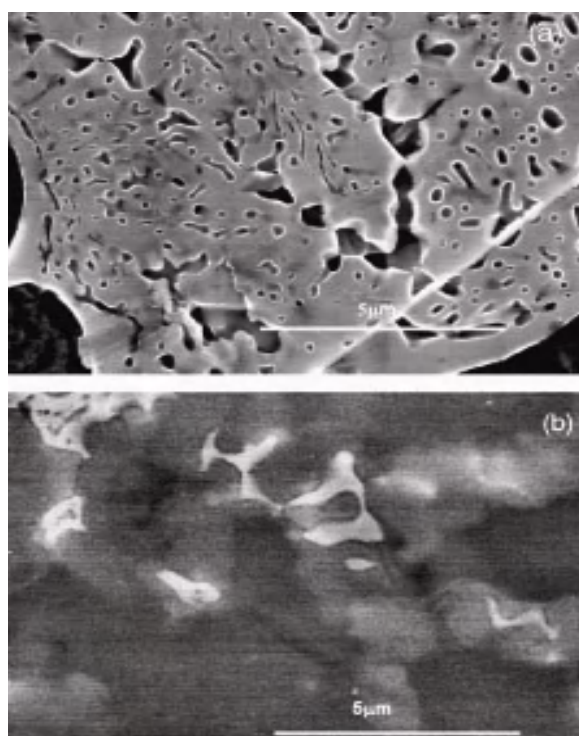
جدول ۳- نتایج آنالیز پراکندگی انرژی

Element	Conventionally casting alloy		Rapidly solidified alloy	
	$\alpha$ -Mg	$\beta$ -Mg <sub>17</sub> Al <sub>12</sub>	$\alpha$ -Mg	$\beta$ -Mg <sub>17</sub> Al <sub>12</sub>
Mg	96.79	66.34	93.06	85.71
Al	3.21	32.01	6.94	13.60
Zn		1.65		0.69

آلیاژ سریع سرد شده دارای Al بالا تر و Zn کمتری می باشد. مناطق محتوای Al زیاد در  $\alpha$ -Mg معین شده اند بوسیله ی حرف A در شکل b-5 که بیشتر در آلیاژهای ریخته گری معمولی بدست می آید. افزایش در سرعت سرد کردن باعث کاهش نسبت شکنندگی و تردی فاز Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> در یونکتیک می شود.  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> ثانویه به سختی در آلیاژهای انجماد سریع مشاهده می شود.

شکل پذیری در دمای اتاق از توزیع هم جنس و نسبت تردی و شکنندگی کم فاز  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> مفید است.

شکل شماره ۶ میکروگراف ریز حفره های فاز  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> ثانویه را نشان می دهد.



شکل شماره ۶- میکروگراف ریز حفره های فاز  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> ثانویه. (a) آلیاژ ریخته گری. (b) آلیاژ سریع سرد شده



ریز حفره کوچکتر و محدودتری در آلیاژ انجماد سریع نسبت به آلیاژ ریخته گری معمولی مشاهده می شود. ریز حفره متفرق کننده ترک آغازی را شروع می کند و تکثیر ترک را زمانی که نیروی بیرونی اعمال می شود توسعه می دهد. بنابراین تعجب آور نیست که خواص کششی به طور برجسته و محسوس بدتر شود بوسیله ریز حفره کاملاً کوچک و در استحکام کششی پراکندگی قابل توجه به وجود می آید [15]. موجبات ریز حفره در آلیاژهای Mg-Al بوسیله Baker در ۱۴۴۰ مطالعه شده است [15]. بحث بیشتر درباره ناپایداری در تشکیل ریزحفره، انقباض ضمن انجماد، اندازه دانه، سرعت سرد کردن و گاز حل شده در مذاب ضمن انجماد صورت گرفت [15]. شکل ریزحفره در آلیاژهای Mg-Al دو مکانیزم دارد انقباض ضمن انجماد و تغییر شکل ناشی از گاز حل شده در مذاب باعث هم آوایی می شود و به طور مشارکتی در تشکیل ریزحفره عمل می کنند، همان طوریکه در سیستم های آلیاژی دیگر عمل می کنند [15]. بدیهی است که کاهش در ریزحفره اساساً می تواند به دو صورت نسبت داده شود: (۱) آلیاژهای Mg نسبتاً کندتر نسبت به آلیاژهای Al منجمد می شوند که دلیل آن رسانای گرمایی پایین آنهاست. به دلیل محدوده منجمد شدن، تغذیه تدریجی سخت است و تغذیه دندریت های داخلی یک مرحله خیلی مهم در طول انجماد است. این چنین تغذیه ای کامل نیست و انتظار می رود ریخته گری شامل ریزساختارها و کریستال های داخلی که شامل حفره هایی هستند باشد که ارتباط با دندریت اولیه دارد [15]. جلوگیری از ریزحفره ها در اصلاح دانه ها مفید خواهد بود. (۲) انقباض ضمن انجماد علت اولیه تشکیل ریزحفره ها است اما گازهای حل شده در مذاب عیوب را بدتر می کند. دانسته شده است که سایر آلیاژهای غیر آهنی گازهایی از رطوبت و قالبهای ماسه ای جذب می کنند، همان طور که در آلیاژهای Mg ریخته گری معمولی این مشکل وجود دارد. قالب های مسی درمقایسه با قالب های ماسه ای در ذوب آلیاژ، گاز جذب نمی کنند.

خواص مکانیکی آلیاژ های ریخته گری معمولی و آلیاژ های انجماد سریع در جدول ۴ مقایسه شده است. دیده می شود که انجماد سریع می تواند اثرات مفیدی در خواص مکانیکی داشته باشد.

جدول ۴- مقایسه خواص مکانیکی آلیاژ های ریخته گری و انجماد سریع

	Compressive strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	Microhardness (MPa)
Conventionally casting alloy	278	136	3.1	677
Rapidly solidified alloy	392	183	3.6	854



به طور واضح بهبود در خواص مکانیکی در آلیاژهای انجماد سریع اساساً می تواند به دو جنبه نسبت داده شود:

(۱) تقویت بوسیله اصلاح دانه

(۲) تغییر در مورفولوژی فاز  $\beta$ -Mg  $_{17}\text{Al}_{12}$  [16].

## نتیجه گیری

انجماد سریع آلیاژ AZ91HP با قطر ۸ میلیمتر بوسیله ریخته گری در قالب مسی بدست آمد. انجماد سریع ریزساختار را اصلاح کرد. دندریت ها شکسته می شوند و مناطق جوانه زنی برای  $\alpha$ -Mg اولیه افزایش پیدا می کند و اندازه دانه اصلاح می شود و SDAS کاهش می یابد. اصلاح دانه و کاهش در ریزحفره ها در  $\beta$ -Mg  $_{17}\text{Al}_{12}$  با بکار بردن قالب مسی مشاهده می شود. نسبت تردی و شکنندگی فاز  $\beta$ -Mg  $_{17}\text{Al}_{12}$  در یوتکتیک  $\beta$ -Mg  $_{17}\text{Al}_{12}$  and  $\alpha$ -Mg انجماد سریع کمتر از آلیاژهای ریخته گری معمولی (قالب های ماسه ای) است. نتیجه تغییر در ریزساختار در انجماد سریع، بهبود در خواص مکانیکی است.

## مراجع

- [1] D. Eliezer, E. Aghion, H. Fores, Proceedings of the First Israeli International Conference on Magnesium Science and Technology, 1977, p. 343.
- [2] K. Harbodt, B.B. Clow, Proceedings of the Second Israeli International Conference on Magnesium Science and Technology, 2000, p. 472.
- [3] N.V. Ravi, J. Kumar, J. Blandin, C. Desrayaud, F. Montheillet, M. Suéry, Mater. Sci. Eng. A 359 (2003) 150.
- [4] P. Pérez, M. Eddahbi, G. Garcés, F. Sommer, P. Adeva, Scripta Mater. 50 (2004) 1039.
- [5] Y. Kojima, Mater. Trans. JIM 41 (2001) 1154.
- [6] H. Johns, Mater. Sci. Eng. A 179/180 (1994) 1.
- [7] G. Nussbaum, P. Saintfort, G. Regazzom, H. Gjestland, Scripta Mater. 23 (1989) 1079.
- [8] S.K. Das, C.F. Chang, US Patent 4 997 622 (March 5, 1991).
- [9] R.S. Busk, T.E. Leontis, Trans. AIME 188 (1950) 297.
- [10] Y.S. Yang, Z. Quan, Z.Q. Hu, Mater. Sci. Forum 488/489 (2005) 201.
- [11] M.D. Nave, A.K. Dahle, D.H. St. John, in: H.I. Kaplan, J.N. Hryn, B.B. Clow (Eds.), Magnesium Technology 2000, The Minerals, Metals and



- Materials Society (TMS), Warrendale, PA, USA, 2000, p. 233.
- [12] M.D. Nave, A.K. Dahle, D.H. St. John, in: H.I. Kaplan, J.N. Hryn, B.B. Clow (Eds.), *Magnesium Technology 2000, The Minerals, Metals and Materials Society (TMS), Warrendale, PA, USA, 2000, p. 243.*
- [13] I.J. Polmear, *Light Alloys: Metallurgy of the Light Metals*, Arnold, London, UK, 1995, p. 213.
- [14] G. Nussbaum, G. Regassoni, *Light Met. Age* 46 (1988) 16.
- [15] Baker S W.A., *J. Inst. Met.* 71 (1945) 165.
- [16] R.S. Busk, *J. Met. Trans. AIME* 188 (1950) 1460.