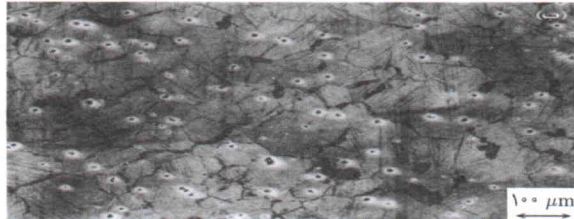
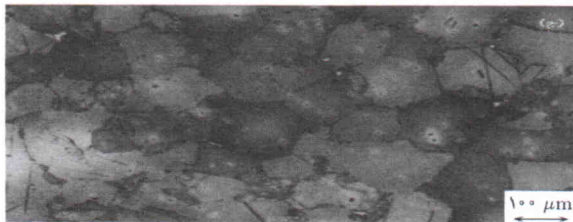


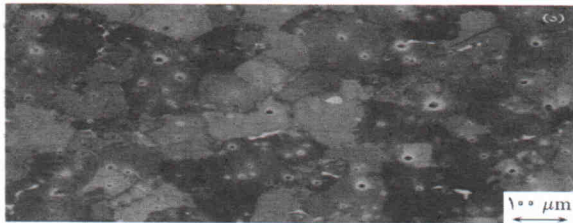
الف) بعد از سرد کردن سریع؛



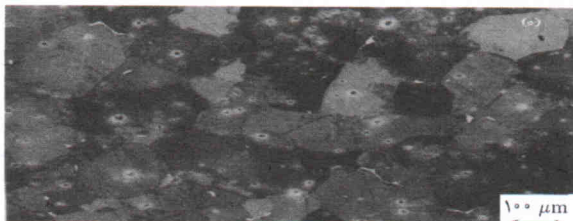
ب) بعد از ۲ ساعت؛



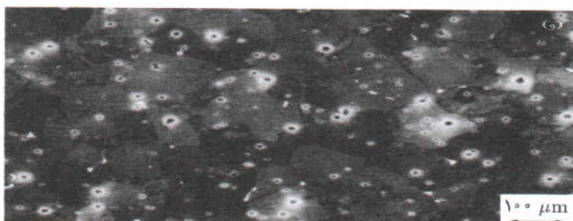
ج) بعد از ۴ ساعت؛



د) بعد از ۴۴ ساعت؛

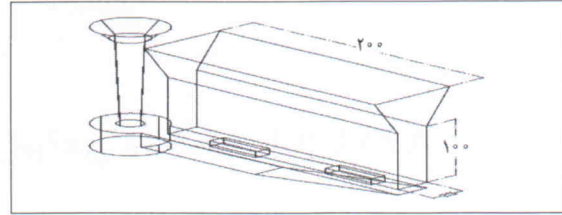


ه) بعد از ۷۶ ساعت؛



و) بعد از ۱۰۰ ساعت.

شکل ۳. تغییرات ریزساختار آلیاژ AZ91 بر اثر پیرسازی در دمای ۱۶۵°C در زمان‌های مختلف.



شکل ۱. قالب مورد استفاده برای ریخته‌گری.

تقریبی $1^\circ\text{C}/\text{min}$ بعد از زمان تقریباً ۳ ساعت، به دمای انحلال‌سازی 413°C رسیدند. به منظور انحلال کامل، بلوک‌ها را مدت ۲۴ ساعت در این دما قرار داده و سپس آنها را در آب 5°C سرد کرد. دو عدد از این بلوک‌ها به مدت ۱۵ روز در دمای محیط (عملیات حرارتی) T۴ قرار داده و سپس ریزساختار و خواص مکانیکی آنها را بررسی کردند. ۱۸ عدد از این بلوک‌ها را نیز در دمای 165°C به مدت حداکثر 10^5 ساعت پیر کرد. نمونه‌های کشش را مطابق استاندارد ASTM۸M E، با قطر $9 \pm 0.2 \text{ mm}$ و طول 5.4 cm ماشین‌کاری کردند، و نمونه‌ها با سرعت فک $1 \text{ mm}/\text{min}$ توسط دستگاه Instron۴۴۸۶ تحت آزمایش کشش قرار گرفتند. نمونه‌های متالوگرافی پس از عملیات حرارتی و براق‌سازی سطح در محلول نایتال ۱٪ حکاکی شدند. بررسی نمونه‌ها توسط میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی PhilipsXL۴۰، با بزرگ‌نمایی‌های X تا $20000 \times$ ، انجام شد.

نتایج

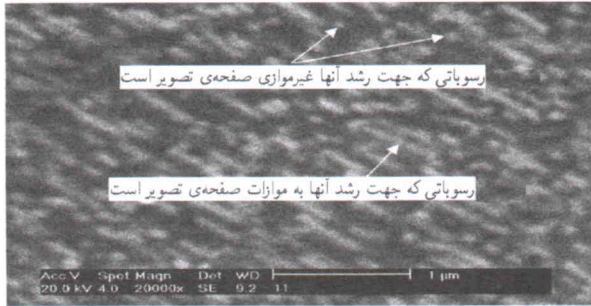
ریزساختارها

الف) ریزساختار میکروسکوپی نوری: در شکل ۲ رسوب‌گذاری پیوسته و غیرپیوسته در نمونه‌یی که به مدت ۶۴ ساعت پیر شده، مشخص‌اند. در عکس‌های میکروسکوپی نوری ناحیه‌های تیره رنگ معرف کسر حجمی و اندازه‌ی رسوبات پیوسته‌اند. هرچه این نواحی بیشتر و تیره‌تر باشند کسر حجمی رسوبات پیوسته بیشتر است.

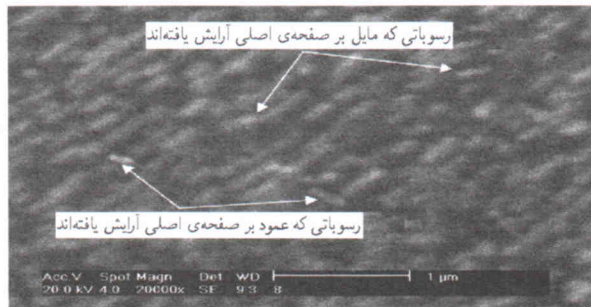
ریزساختار میکروسکوپی نوری آلیاژ AZ91 برای زمان‌های مختلف پیرسازی در شکل ۳ نشان داده شده است. در نیم‌ساعت اول



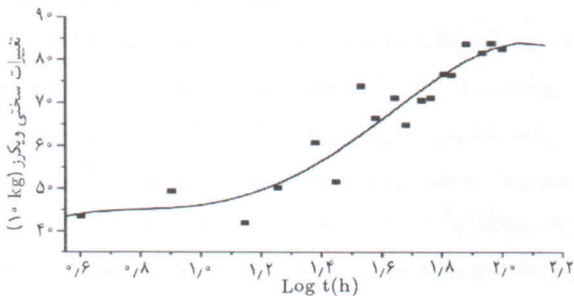
شکل ۲. رسوب‌گذاری توأم پیوسته و غیرپیوسته در آلیاژ AZ91 که به مدت ۶۴ ساعت در 165°C پیر شده است.



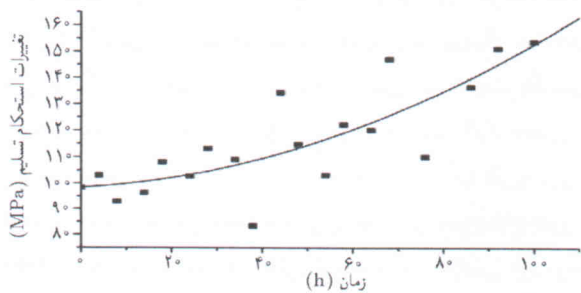
شکل ۸. تصویر SEM آلیاژ AZ91 که به مدت ۷۶ ساعت پیر شده است. رسوباتی که در راستای موازی با صفحه‌ی تصویر رشد می‌کنند به صورت خط و رسوباتی که غیرموازی با صفحه‌ی تصویر رشد می‌کنند به شکل نقطه دیده می‌شوند. به آرایش منظم رسوبات توجه کنید که حاکی از قرارگیری آنها بر روی صفحه‌ی اصلی زمینه است.



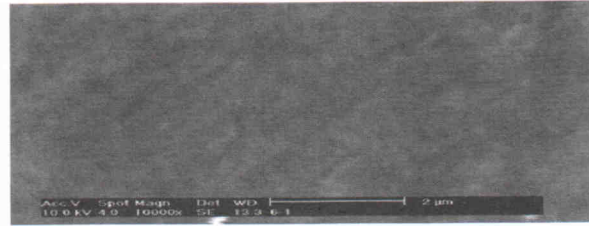
شکل ۹. تصویر SEM آلیاژ AZ91 که به مدت ۴۴ ساعت پیر شده است. کسر بسیار کوچکی از رسوبات به صورت مایل یا عمود بر صفحه‌ی اصلی زمینه قرار دارند.



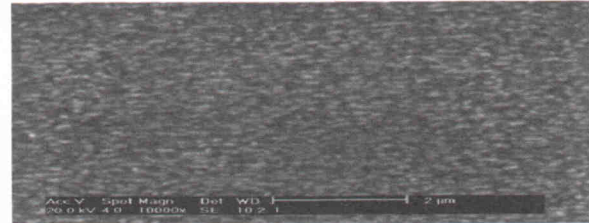
شکل ۱۰. منحنی تغییرات سختی ویکرز برای آلیاژ AZ91 پیرسازی شده در دمای ۱۶۵°C.



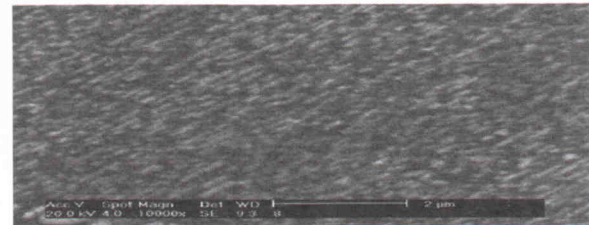
شکل ۱۱. منحنی تغییرات استحکام تسلیم برای آلیاژ AZ91 پیرسازی شده در دمای ۱۶۵°C.



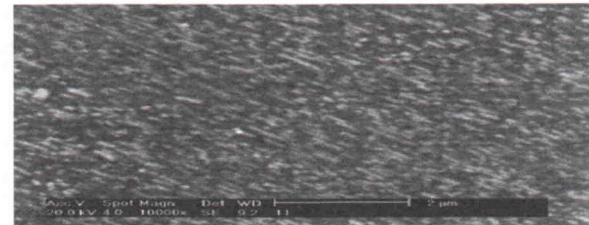
الف) بعد از ۲ ساعت (رسوب‌گذاری پیوسته هنوز انجام نشده است)؛



ب) بعد از ۴ ساعت؛



ج) بعد از ۴۴ ساعت؛



د) بعد از ۷۶ ساعت؛



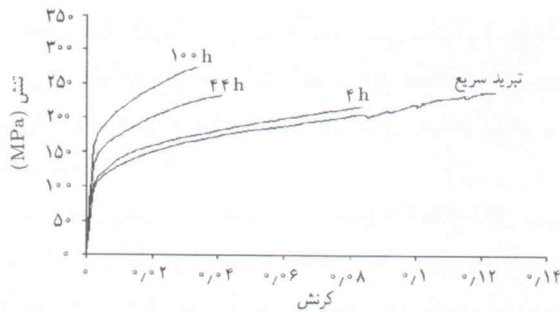
ه) بعد از ۱۰۰ ساعت.

شکل ۷. تغییرات رسوبات پیوسته در آلیاژ AZ91 در اثر پیرسازی در ۱۶۵°C.

جهت‌گیری متفاوتی برخوردارند به نظر می‌رسد که این رسوبات عمود یا مایل بر صفحه‌ی رسوبات قبلی هستند (شکل ۹).

خواص مکانیکی

در شکل ۱۰ منحنی سختی برحسب $\log t$ رسم شده است. چنان‌که می‌بینیم این منحنی دارای شکل عمومی فرایندهای رسوب سختی و مشتمل بر سه دوره‌ی زمانی است. مرحله‌ی ابتدایی مربوط به زمان‌های



شکل ۱۴. منحنی تنش-کرنش برای آلیاژ AZ91 پیرسازی شده در دمای ۱۶۵°C در زمان‌های مختلف.

بحث

نتایج به دست آمده منطبق با رسوب‌گذاری ناپیوسته در ابتدا و به دنبال آن رسوب‌گذاری پیوسته، در اثر عملیات حرارتی T6 در آلیاژ AZ91 است. پیرامون سینتیک جوانه‌زنی و رشد رسوبات ناپیوسته قبلاً بحث شده است [۱۰،۱۶] و نتایج متالوگرافی نشان می‌دهد که این سینتیک در آلیاژ AZ91 سریع‌تر از سینتیک فرایند جوانه‌زنی و رشد رسوب‌گذاری پیوسته است. تغییر ایجاد و رشد ترک‌ها از حالت بین دانه‌یی در عملیات حرارتی T4، به مرزدانه‌یی در حالت T6 به دلیل ضعیف بودن فصل مشترک γ/α است که احتمالاً به علت عدم همدوسی و انرژی بالای فصل مشترک آنها است. با ایجاد رسوبات پیوسته سازوکار تغییر شکل توسط دوقلوبی‌ها متوقف می‌شود که ممکن است به دلیل سد کردن رسوبات برای جوانه‌زنی یا رشد دوقلوبی باشد و چون سازوکار تغییر شکل توسط دوقلوبی در فلزات hcp با جوانه‌زنی کنترل می‌شود، احتمالاً این رسوبات مانع جوانه‌زنی دوقلوبی در آلیاژ AZ 91 خواهند شد. با مقایسه‌ی شکل‌های ۷ و توجه به منحنی سختی (ثابت بودن آن در اوایل پیرسازی)، در زمان‌های اولیه و بین ۴ تا ۱۰ ساعت جوانه‌زنی رسوبات پیوسته انجام شده است و بعد از آن افزایش رسوب‌گذاری پیوسته مربوط به رشد این رسوبات است (تیره‌تر شدن دانه‌ها در شکل ۳). ثابت بودن نسبت طول به عرض در مرحله‌ی جوانه‌زنی رسوبات و رشد آنها در همان جهت اولیه در مراحل بعدی پیرسازی نشان می‌دهد که ریخت‌شناسی این رسوبات در مرحله‌ی جوانه‌زنی باید به صورت صفحاتی به شکل تقریبی مستطیل یا متوازی الاضلاع باشند. برای چیدن آنها به گونه‌یی که مشخصاً بر روی یک دسته صفحه‌ی اتمی آرایش یافته‌اند و چون معمولاً در فرایندهای رسوب‌گذاری متراکم‌ترین صفحات رسوبات و زمینه بر روی یکدیگر قرار می‌گیرند [۱۹]، بنابراین رسوبات بر روی صفحه‌ی اصلی زمینه یعنی $m(0001)$ قرار گرفته‌اند و ارتباط آرایش اتمی گزارش شده‌ی برگز را دارند [۱۳-۱۵] یعنی:

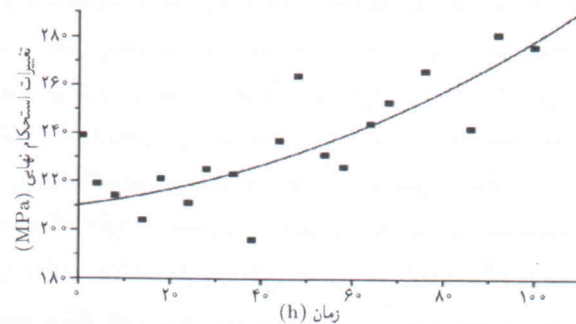
$$(0001)_m II(110)_p$$

$$[1\bar{4}10]_m II[1\bar{1}0]_p$$

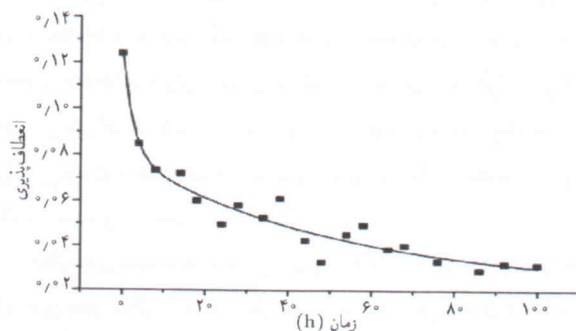
اولیه فرایند است و افزایش سختی را در این مرحله نداریم. سپس در مرحله‌ی دوم افزایش سختی آغاز می‌شود تا آن‌که به مرحله‌ی سوم و پیک سختی می‌رسیم. فرایند فرایبری در منحنی مشاهده نمی‌شود.

منحنی‌های استحکام تسلیم، استحکام نهایی و انعطاف‌پذیری در شکل‌های ۱۱ تا ۱۳ نشان داده شده است. انجام فرایند پیرسازی و افزایش زمان منجر به افزایش استحکام تسلیم می‌شود. همچنین به جز کاهش اولیه از حالت T4 به T6، استحکام نهایی نیز با افزایش زمان بالا می‌رود. همان‌طور که مشخص است انعطاف‌پذیری بر اثر افزایش زمان کاهش می‌یابد، اما این کاهش در ابتدا با گذر از عملیات حرارتی T4 به T6 شدید و سپس آهسته است.

رفتار منحنی‌های تنش-کرنش برای آلیاژ AZ91 برای چند زمان مختلف پیرسازی در شکل ۱۴ نشان داده شده است. افزایش تنش تسلیم و استحکام نهایی در حالت T6 و نیز کاهش استحکام نهایی با تغییر عملیات حرارتی از حالت T4 به T6 در آن واضح است. کاهش انعطاف‌پذیری نیز در آنها درک می‌شود. همچنین نرخ کارسختی افزایش می‌یابد که نتیجه‌یی مورد انتظار بر اثر عملیات حرارتی رسوب سختی است.



شکل ۱۲. منحنی تغییرات استحکام نهایی برای آلیاژ AZ91 پیرسازی شده در دمای ۱۶۵°C.



شکل ۱۳. منحنی تغییرات انعطاف‌پذیری برای آلیاژ AZ91 پیرسازی شده در دمای ۱۶۵°C.

اولیهی پیرسازی انجام شده و پس از تقریباً ۴ ساعت در دمای 165°C میزان آن تغییر چندانی نمی‌کند. رسوب‌گذاری پیوسته بعد از گذشت زمان‌های نخستین پیرسازی شروع به جوانه‌زنی کرده و سپس رشد آنها آغاز می‌شود.

۲. رسوبات پیوسته ابتدا به صورت صفحات متوازی الاضلاع یا مستطیل شکل جوانه می‌زنند و سپس بر اثر رشد افزایش طول داده و به تیغه تبدیل می‌شوند. فاصله‌ی بین رسوبات نیز کاهش می‌یابد.

۳. تقریباً تمامی رسوبات پیوسته بر روی صفحه‌ی اصلی زمینه $m(100^{\circ})$ قرار دارند. کسر بسیار کوچکی از رسوبات راستای مایل یا عمود بر صفحه‌ی اصلی زمینه دارند و احتمالاً بر روی صفحات هرمی یا منشوری زمینه قرار گرفته‌اند.

۴. سختی آلیاژ AZ91 در زمان‌های اولیه و در زمان جوانه‌زنی رسوبات پیوسته ثابت است، با افزایش طول این رسوبات، تا پیک سختی افزایش می‌یابد.

۵. استحکام تسلیم آلیاژ AZ91 با افزایش زمان پیرسازی و طول رسوبات پیوسته افزایش می‌یابد.

۶. استحکام نهایی در گذر از شرایط T4 به T6 به دلیل تشکیل رسوبات ناپیوسته و تضعیف مرزها کاهش، و سپس در عملیات حرارتی T6 با دادن زمان افزایش می‌یابد.

۷. انعطاف‌پذیری با افزایش استحکام و تشکیل رسوبات ناپیوسته در مرزها کاهش می‌یابد که در ابتدا، و با عوض کردن شرایط عملیات حرارتی از T4 به T6 شدید است.

موسوم به سخت‌کاری جنگلی می‌انجامد.^[۳] دلیل اصلی افزایش نرخ کارسختی در آلیاژ AZ91 بر اثر عملیات حرارتی T6 (شکل ۱۴) را نیز می‌توان به این سازوکار و افزایش تأثیر سازوکار حلقه‌های اوروان نسبت داد. کاهش انعطاف‌پذیری با افزایش استحکام ارتباط تنگاتنگ دارد. اما دیگر عامل مؤثر در کاهش انعطاف‌پذیری آلیاژ AZ91 پیر شده — علاوه بر افزایش استحکام — تشکیل رسوبات γ ناپیوسته در مرزدهانه‌ها است. این عامل باعث تضعیف دانه‌ها و شکست زود هنگام آلیاژ می‌شود که خود به کاهش انعطاف‌پذیری خواهد انجامید. با توجه به بررسی نمودارهای تنش تسلیم و نهایی، پاسخ به استحکام‌دهی بر اثر عملیات حرارتی T6 در آلیاژ AZ91 (افزایش حداکثر 36Mpa نسبت به حالت T4 بعد از 100 ساعت پیرسازی) نسبت به آلیاژهای آلومینیم ضعیف است. علت چنان که بیان شد آرایش نامناسب رسوبات γ برای جلوگیری از لغزش اصلی در زمینه‌ی منیزیم است. برای افزایش تأثیر سازوکارهای رسوب‌سختی در فرایند استحکام‌دهی باید رسوب‌گذاری چنان انجام شود که آرایش رسوبات عمود یا مایل بر صفحه‌ی اصلی باشد تا بتواند صفحه‌ی لغزش بیشتری را قطع و موانع مستحکم‌تری در راه حرکت نابه‌جایی‌ها ایجاد کند. یکی از مهم‌ترین روش‌ها برای دستیابی به این منظور، افزودن عناصر آلیاژی جدید است.

نتیجه‌گیری

۱. رسوب‌گذاری آلیاژ AZ91 به دو صورت پیوسته در داخل و مرزدهانه‌ها، و ناپیوسته در مرزدهانه‌ها انجام می‌گیرد. رسوبات ناپیوسته در مرحله‌ی

منابع

1. Polmear, I.J. Light Alloys; Metallurgy of The Light Metals, Edward Arnold Ltd, First Published, pp.132, (1981).
2. Mordike, B.L. Ebert, T. "Magnesium Properties applications potential", Mater. Sci. Eng. A302 pp.37-45 (2001).
3. Clark, J.B. Acta Metall. **16** pp.141,(1968).
4. Crawley, A. F. and Milliken, K.S. "Precipitate Morphology and Orientation Relationships in an Aged Mg-9%Al-1%Zn-0.3%Mn Alloy", Acta Metall.22 pp.557, (1974).
5. Raynor, G.V. The Physical Metallurgy of Magnesium And Its Alloys, Pergamon Press, pp.320-324, (1959).
6. Duly, D. Brecht, Y. and Chenal, B. "Macroscopic kinetics of discontinuous precipitation in a Mg-8.5 wt% Al alloy", Acta.Metall. Mater.40 pp.228,(1992).
7. Duly, D. Brecht, Y. "Nucleation mechanism of discontinuous precipitation in Mg-Al alloys and relation with the morphology" Acta. metall. mater. 42 pp.3035, (1994).
8. Duly, D. Simon, J.P. and Brecht, Y. "On the competition between continuous and discontinuous precipitation in binary Mg-Al alloys", Acta. Metall. Mater. 43, pp.101, (1995).

9. Duly, D. Cheynet, N.C. Brecht, Y. "Morphology and chemical nono analysis of discontinuous precipitation in Mg-Al alloys" Acta.Metall.Mater.42 pp.3843,(1994).
10. Duly, D. Cheynet, N.C. Brecht, Y. "Morphology and chemical nono analysis of discontinuous precipitation in Mg-Al alloys" Acta.Metall. Mater.42 pp.3855 (1994).
11. Celoto, S. "TEM study of continuous precipitation in Mg Wt% Al - 1 Wt%, Zn alloy", Acta mater. 48, pp.1775 (2000).
12. Celoto, S. and Bastow, T.J. "Study of precipitation in aged binaty Mg-Al and ternary Mg-Al-Zn alloys using 27 Al NMR spectroscopy" Acta mater. 49, pp.41 (2001).
13. Nie, J.F. Xiao, L. Luo, C.P. Muddle, B.C. "Characterisation of precipitate phases in magnesium alloys using electron microdiffraction", Micron. 32, pp. 857,(2001).
14. Yizhen Lu, Qudong Wang, Xiaoqin Zeng, Wenjiang Ding, Chunquan Zhai, Yanping Zhu, "Effects of rare earths on the microstructure, properties and fracture behavior of Mg-Al alloys", Mater.Sci.Eng.A278 pp.66, (2000).
15. Ca'ceres, C.H. Davidson, b, C.J. Griffiths, b, J.R. Newton, C.L. "Effects of solidification rate and ageing on the microstructure and mechanical properties of AZ91 alloy", Mater.Sci.and Eng.A325 pp.344, (2002).
16. Bettles, C.J. "The effect of gold additions on the ageing behaviour and creep properties of the magnesium alloy AZ91E", Mater.Sci.and Eng.A348. pp.280,(2003).
17. Cerri, E. Barbagallo, S. "The influence of high temperature exposure on aging kinetics of a die cast magnesium alloy", Materials Letters 56 pp.716, (2002).
18. Porter, D.A. Esaterling, K.E. Phase Transformation in Metal and Alloys, Chpman & Hall, Ed.2th, 322-326, pp.(1980).
19. Brooks, C.H. Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferros Alloys, 1st Ed., ASM, New York, pp.264, (1982).