УДК 691.791(031)

ВПЛИВ ТЕРМОМЕХАНІЧНОЇ ОБРОБКИ НА ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ СИСТЕМИ Mg–Al–Zn–Mn

Х. КУГ, Ш. С. М. ХАЛИФА

Карабукський університет машинобудування, Туреччина

Сплави на основі магнію після лиття під низьким тиском піддано гарячому вальцюванню та екструзії. Виявлено, що їх структурний стан за різної швидкості цих процесів обумовлений сумісним розвитком динамічної рекристалізації, виникненням двійників, зміною фазового складу. Встановлено, що розчинення метастабільних фазових складників та відповідне зниження опору частинок другої фази переміщенню меж зерен з великими кутами розорієнтації під час рекристалізації – одна з причин зростання розміру зерна матриці сплавів. Механічні властивості, окрім розміру зерна та фазового складу, визначає анізотропія структури, яка формується під час термомеханічної обробки.

Ключові слова: *литий магнієвий сплав, гаряче вальцювання, екструзія, структура, текстура, механічні властивості.*

Вступ. Сплави на основі магнію широко застосовують у різних галузях промисловості [1]. Серед відомих ливарних технологій [2] метод лиття під низьким тиском вважають ефективним для виготовлення заготовок з високою щільністю та малою кількістю газових порожнин [3]. Механічні властивості після гарячого вальцювання та екструзії магнієвих сплавів поліпшуються через формування структурних складників різної дисперсності [2, 4]. Водночас, змінюючи інтенсивність динамічної рекристалізації та фазовий склад під час гарячого вальцювання та екструзії, вдається суттєво поліпшити комплекс їх властивостей [5–7]. Крім цього, на них додатково впливає текстура сплаву після такої термомеханічної обробки [6–8]. Відомо, що цинк ефективно сприяє зменшенню текстури вальцьованих сплавів, збільшуючи їх пластичність [6]. Однак неоднозначний вплив ступеня та швидкості гарячої пластичної деформації на комплекс властивостей таких сплавів [8–10] свідчить про необхідність продовжити дослідження процесів їх структуроутворення під час гарячого обтискування.

Нижче вивчено вплив легувальних елементів і термомеханічної обробки (вальцювання та екструзії) на структуру, фазовий склад і механічні властивості сплавів на основі магнію.

Матеріал і методика. Плавленням в електричній печі при 775°C в атмосфері аргону отримали два сплави – AM60 і AZ61, які за спектральним аналізом мали такий хімічний склад (в mass%): AM60 – 6,11 Al, 0,005 Zn, 0,38 Mn, решта – Mg, AZ61 – 5,95 Al, 1,0 Zn, 0,003 Mn, решта – Mg. Вміст хімічних елементів у фазових складниках визначали на рентгенівському аналізаторі типу Rigaku ZSX Primus II. Заготовки розмірами 50×12×10 mm, виготовлені методом лиття під низьким тиском, вальцювали з двома швидкостями та екструдували. Під час вальцювання їх нагрівали до 450°C упродовж 30 min та додатково підігрівали 5 min між обтискуваннями. Після останнього проходження пластини розмірами 67×30×3 mm охолоджували у повітрі. Сплави, отримані після вальцювання зі

Контактна особа: Х. КУГ, e-mail: vakulenko_ihor@ukr.net

швидкостями 2,5 та 7,5 mm/min відповідно, позначали так: AZ61 (RS2,5) і AZ61 (RS7,5) та AM60 (RS2,5) і AM60 (RS7,5). Заготовки діаметром 32 mm і завдовжки 30 mm піддавали екструзії. Матрицю заздалегідь нагрівали до 400°C упродовж 40 min. Екструзію (16:1) здійснювали за швидкості 0,3 mm/s з подальшим охолодженням заготовок у повітрі. Середній розмір зерна вимірювали стандартним методом січних. Твердість за Віккерсом (*HV*) оцінювали згідно з вимогами EN ISO 6507-1 за середнім значенням з десяти вимірювань. Результати випробувань на розтяг за швидкості деформації 1 mm/min при кімнатній температурі усереднювали (по трьох зразках) згідно з вимогами стандарту ASTM A370-12a. Кристалографічну текстуру оцінювали за полюсними фігурами в рефлексі (0002) з визначенням функції розподілу.

Результати та їх обговорення. Структура сплавів у литому стані наведена на рис. 1. Для сплаву AZ61 характерні виділення часток вторинної фази глобулярної форми, які розташовані як межами, так і всередині зерен (рис. 1*a*), а у сплаві AM60 вони мають більший розмір, складнішу форму і знаходяться переважно на межах зерен (рис. 1*b*). Під час гарячої пластичної деформації в сплавах формується структура за певної інтенсивності динамічної рекристалізації (ДР), виникають двійники та змінюється фазовий склад [8]. Цей процес відбувається за одночасного або послідовного розвитку ДР і двійників.

Наприклад, сплав AZ61 у стані RS2,5 має менший розмір зерна матриці проти сплаву RS7,5 (рис. 2*a*, *b* і табл. 1), а двійники більших розмірів притаманні сплаву RS7,5 (рис. 2*g*, *h*). До того ж, якщо структуру під час гарячого обтискування визначала тільки ДР, то розмір зерна матриці зменшувався, або з досягненням балансу між кількістю введених дислокацій та їх анігіляції залишався незмінним.

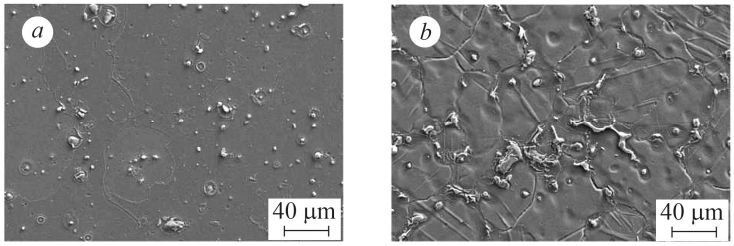

Рис. 1. Структура сплавів AZ61 (*a*) і AM60 (*b*) у литому стані.

Fig. 1. Structure of AZ61 (*a*) and AM60 (*b*) alloys in the cast state.

Таким чином, в сплаві AZ61 з підвищенням швидкості гарячого обтискування двійники повинні пригнічувати розвиток ДР, а отже, формуватись структура з більшим розміром зерна. Для сплаву AM60 основну роль у виникненні структури після гарячого обтискування відіграє ДР, про що свідчать окремі зерна (рис. 2*c*, *d*) та відсутність слідів від двійників (рис. 2*i*, *j*), характерних для сплаву AZ61. Тому в ньому формується матриця з дрібнішим, ніж у сплаві AZ61, зерном (табл. 1).

Під час екструзії через інтенсивнішу пластичну деформацію і вищу її швидкість, порівняно з вальцюванням, формується структура з більшим розміром зерна матриці (рис. 2*e*, *f*, *k*, *l*). Хоча деякі ознаки в окремих об’ємах сплаву AZ61 вказують на присутність двійників (рис. 2*k*). Враховуючи зменшення кількості фазових складників у сплавах після екструзії (табл. 2), можна вважати, що однією з причин зростання зерна матриці порівняно з вальцюванням є зниження опору частинок другої фази переміщенню меж з великими кутами розорієнтації під час розвитку збиральної рекристалізації. Дійсно, якщо зі збільшенням швидкості вальцювання від 2,5 до 7,5 mm/min в сплаві AZ61, крім фаз $Mg_{17}Al_{12}$ і $Mg_xAl_yZn_z$,

додатково виникає фаза Al_8Mn_5 (табл. 2), то у сплаві AM60, навпаки, замість двох фаз (Al_8Mn_5 і $Mg_{17}Al_{12}$) залишається лише фаза Al_8Mn_5. Далі (табл. 2) зі зростанням швидкості вальцювання інтерметалід $Mg_xAl_yZn_z$ у сплаві AZ61 збіднюється на цинк, через що його концентрація в твердому розчині підвищується. Тому слід вважати, що інтерметаліди частково взаємодіють з матрицею, змінюючи концентрацію розчинених у ній хімічних елементів. Отже, механізм структурних змін у досліджуваних сплавах ґрунтується на дифузії і перерозподілі атомів легувальних елементів між фазами та матрицею, розвитку ДР і формуванні двійників. Дійсно, якщо вважати, що збільшення швидкості деформації під час гарячого вальцювання забезпечує підвищена густина рухомих дислокацій, то під час рекристалізації повинно відбутися подрібнення структури. Отже, формування додаткових меж розподілу в матриці сплаву та пришвидшення дифузійного масоперенесення є основними чинниками розчинення метастабільних фазових складників. За таких умов зі зміною концентрації хімічних елементів у твердому розчині обов'язково повинен послабитись вплив розміру зерна матриці на характеристики міцності сплавів, що підтверджують отримані результати (табл. 1 і 3), які не узгоджуються зі залежністю Холла–Петча.

За підвищення швидкості вальцювання границі плинності (σ_{YS}) і міцності (σ_{UTS}) та відносне видовження (δ) збільшуються, за винятком значення σ_{UTS} для сплаву AZ61 (RS7,5) (табл. 3). Порівняно з вальцюванням, вищі швидкість та інтенсивність гарячої деформації під час екструзії обумовлюють максимальне зростання характеристик міцності і пластичності сплавів, хоча розмір зерна матриці порівняно з вальцюванням для сплаву AZ61 менший, а для сплаву AM60 – більший (див. табл. 1). Характер залежності твердості від розміру зерна (див. табл. 1) додатково свідчить про складний сумісний вплив дисперсності і об'ємної частки фазових складників на відповідний комплекс властивостей (залежно від схеми гарячого обтискування.

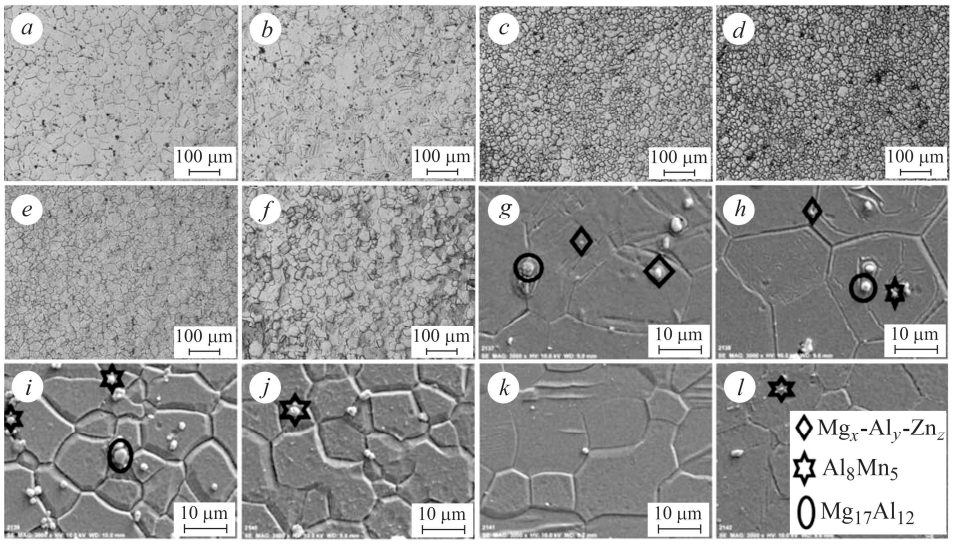

Рис. 2. Структура (*a–f*) та фазовий склад (*g–l*) сплавів AZ61 (*a, g* – RS2,5; *b, h* – RS7,5) і AM60 (*c, i* – RS2,5; *d, j* – RS7,5) після гарячого вальцювання та екструзії (*e, k* – AZ61; *f, l* – AM60).

Fig. 2. Structure (*a–f*) and phase composition (*g–l*) of AZ61 (*a, g* – RS2.5; *b, h* – RS7.5) and AM60 (*c, i* – RS2.5; *d, j* – RS7.5) alloys after hot rolling and extrusions (*e, k* – AZ61; *f, l* – AM60).

Таблиця 1. Розмір зерна сплавів після різних технологій оброблення

Обробка	Сплав	Середній розмір зерна, μm	*HV* (0,5)
Вальцювання	AZ61 (RS2,5)	46,8	68,63
	AZ61 (RS7,5)	62,0	67,63
	AM60 (RS2,5)	22,2	74,55
	AM60 (RS7,5)	21,1	72,87
Екструзія	AZ61	32,5	55,37
	AM60	32,1	59,10

Таблиця 2. Концентрація хімічних елементів (mass%) у фазах сплавів

Обробка	Сплав	Фаза	Mg	Al	Zn	Mn
Вальцювання	AZ61 (RS2,5)	$Mg_{17}Al_{12}$	60,31	35,68	4,01	0,00
		$Mg_xAl_yZn_z$ [*)]	42,19	38,96	18,84	0,00
	AZ61 (RS7,5)	$Mg_{17}Al_{12}$	81,35	14,37	3,12	1,17
		$Mg_xAl_yZn_z$ [*)]	51,23	26,69	16,25	2,83
		Al_8Mn_5	4,64	53,65	0,05	41,65
	AM60 (RS2,5)	Al_8Mn_5	4,58	52,40	1,60	41,42
		$Mg_{17}Al_{12}$	83,01	10,96	3,30	2,73
	AM60 (RS7,5)	Al_8Mn_5	2,94	53,18	1,24	42,63
Екструзія	AM60	Al_8Mn_5	45,84	39,49	2,44	12,24

[*)] За трикомпонентною діаграмою стану системи Mg–Al–Zn хімічна сполука має невизначену хімічну формулу.

Таблиця 3. Механічні властивості сплавів

Обробка	Сплав	σ_{YS}	σ_{UTS}	δ_{15}, %
		MPa		
Вальцювання	AZ61 (RS2,5)	143,9	191,5	2,7
	AZ61 (RS7,5)	133,1	218,5	5,6
	AM60 (RS2,5)	155,5	211,9	4,2
	AM60 (RS7,5)	158,2	226,6	6,1
Екструзія	AZ61	184,1	242,5	15,4
	AM60	213,1	309,9	18,6

Сплав AM60 зі збільшенням швидкості деформації під час вальцювання послідовно перетворюється від три- (з урахуванням матриці) до двофазного (рис. 2*i*, *j* і табл. 2), а сплав AZ61 після екструзії взагалі стає практично однофазним твердим розчином (рис. 2*k*). Необхідні додаткові дослідження, щоб оцінити окремо вплив розміру зерна матриці, дисперсності і об'ємної частки вторинної фази на механічні властивості сплавів.

Проаналізували також вплив анізотропії структури гарячедеформованих сплавів (рис. 3) на їх пластичність δ_{15} (табл. 3). Незважаючи на незначне підвищення анізотропії структури зі зростанням швидкості вальцювання, характер

структурних змін під час екструзії дещо інший. Тут, зокрема, високі швидкість і інтенсивність гарячої пластичної деформації через зменшення кількості фазових складників (рис. 2*k, l*) сприяють розвитку збиральної рекристалізації, внаслідок чого збільшується розмір зерна (див. табл. 1) та послаблюється вплив текстури деформації. Незважаючи на підвищення вмісту цинку у твердому розчині (табл. 2) та зменшення анізотропії структури (рис. 3*e*, *f*), відносне видовження сплаву AZ61 менше, ніж сплаву AM60 (табл. 3). Очікуваний ефект пластифікації сплаву [8] повинен проявлятись за вищого (більш ніж 1%) вмісту цинку. Загалом, що менша текстура сплаву після гарячого обтискування, то вищі значення δ_{15} (табл. 3).

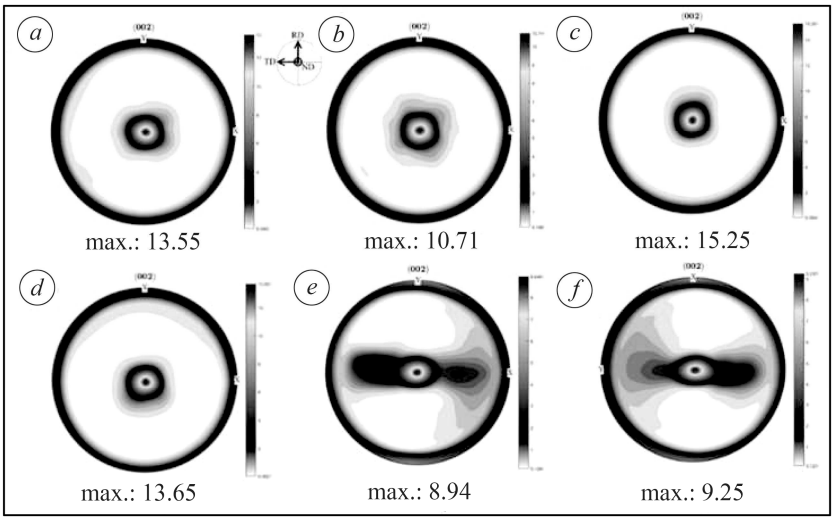

Рис. 3. Еволюція текстури (рефлекс (0002)) після гарячого вальцювання (*a*, *c* – відповідно сплави RS2,5 та RS7,5 для AZ61; *b*, *d* – сплави RS2,5 та RS7,5 для AM60) та екструзії (*e* –AZ61; *f* – AM60).

Fig. 3. Texture evolution (reflex (0002)) after hot rolling (*a*, *c* – RS2.5 and RS7.5 alloys, respectively for AZ61; *b*, *d* – RS2,5 and RS7,5 alloys for AM60) and after extrusion (*e* –AZ61; *f* – AM60).

ВИСНОВКИ

Під час термомеханічної обробки через формування двійників ускладнюються умови для розвитку динамічної рекристалізації, що сприяє збільшенню розміру зерна матриці сплавів системи Mg–Al–Zn–Mn. З підвищенням швидкості вальцювання зростає кількість фаз у сплаві з цинком, але зменшується за його відсутності. Порівняно з вальцюванням інтенсивніша деформація під час екструзії сприяє розвитку збиральної рекристалізації, що спричиняє зниження текстури та поліпшення механічних властивостей сплавів.

РЕЗЮМЕ. Сплавы на основе магния после литья при низком давлении подвергнуты горячей прокатке и экструзии. Выявлено, что их структурное состояние при различной скорости этих процессов обусловлено совместным развитием динамической рекристаллизации, формированием двойников, изменением фазового состава. Установлено, что растворение метастабильных фазовых составляющих и снижение сопротивления частиц второй фазы перемещению границ зерен с большими углами разориентации при рекристаллизации – одна из причин увеличения размера зерна матрицы сплавов. Механические свойства, кроме размера зерна и фазового состава, определяет анизотропия структуры, формирующаяся при термомеханической обработке.

Ключевые слова: *литой магниевый сплав, горячая прокатка, экструзия, структура, текстура, механические свойства.*

SUMMARY. Magnesium-based alloys after low-pressure casting are subjected to hot-rolling and extrusion. It is found that their structural state at different rate of these processes is caused by the common development of dynamic recrystallization, formation of twins, change of phase composition. It is found that dissolution of metastable phase components and corresponding decrease of the resistance of second phase particles to grain boundaries displacement with large disorientation angles during recrystallization, is one of the causes of grain size increase of the alloy matrix. The mechanical properties, in addition to grain size and phase composition, are determined by structure anisotropy formed under thermomechanical treatment.

Keywords: *cast magnesium alloy, hot rolling, extrusion, structure, texture, mechanical properties.*

1. *Magnesium* sheet production today and tomorrow / F. W. Bach., M. Rodman, A. Rossberg, M. Hepke // Magnesium Technology in the Global Age, 45th Annual Conf. of Metallurgists of CIM (Montreal, Quebec, Canada: CIM). – 2006. – P. 255–268.
2. *Microstructure* and corrosion properties of lanthanum-added AZ31 Mg alloys / I. H. Kara, H. Ahlatçı, Y. Türen, Y. Sun // Arabian J. of Geosciences. – 2018. – **11** (18). – P. 535–539.
3. *Low-pressure* die casting of magnesium alloy AM50: response to process parameters / P. Fu, A. A. Luo, H. Jiang., Yu, Y. Peng, C. Zhai, A. K. Sachdev // J. of Mat. Proc. Techn. – 2008. – **205** (1–3). – P. 224–234.
4. *Effects* of secondary phases on texture and mechanical properties of as-extruded Mg–Zn–Er alloys / L. I. U. Ke, , J. X. Liu., S. B. Li, Z. H. Wang, W. B. Du, Q. F. Wang // Transactions of Nonferrous Metals Soc. of China. – 2018. – **28** (5). – P. 890–895.
5. *Liu D., Liu Z., and Wang E.* Effect of rolling reduction on microstructure, texture, mechanical properties and mechanical anisotropy of AZ31 magnesium alloys // Mat. Sci. and Eng.: A. – 2014. – **612**. – P. 208–213.
6. *Texture* and stretch formability of AZ61 and AM60 magnesium alloy sheets processed by high-temperature rolling / X. Huang. K. Suzuki., Y. Chino, M. Mabuchi // J. of Alloys and Compounds. – 2015. – **632**. – P. 94–102.
7. *Al-Samman T. and Li X.* Sheet texture modification in magnesium-based alloys by selective rare earth alloying // Mat. Sci. and Eng.: A. – 2011. – **528** (10–11). – P. 3809–3822.
8. *Influence* of rolling speed on microstructure and mechanical properties of AZ31 Mg alloy rolled by large strain hot rolling / F. Guo, D. Zhang., X. Yang,, L. Jiang,, S. Chai, F. Pan // Mat. Sci. and Eng.: A. – 2014. – **607**. – P. 383–389.
9. *A review* on the effect of rare-earth elements on texture evolution during processing of magnesium alloys / A. Imandoust, C. D. Barrett, T. Al-Samman, K. A. Inal, H. El Kadiri // J. of Mat. Sci. – 2017. – **52** (1). – P. 1–29.
10. *Influence* of grain size on the compressive deformation of wrought Mg–3Al–1Zn / M. R. Barnett, Z. Keshavarz, A. G. Beer, D. Atwell // Acta Mater. – 2004. – **52** (17). – P. 5093–5103.

Одержано 24.09.2019