

УДК 669.018.27:536.777

В. І. Дубодєлов, академік НАН України, д-р техн. наук, проф.,
зав. відділом, e-mail: mgd@ptima.kiev.ua

А. М. Верховлюк, д-р техн. наук, заст. директора,
e-mail: vam@ptima.kiev.ua

О. А. Щерецький, д-р. техн. наук, пров. наук. співр.,
e-mail: 07shch@i.ua

Р. А. Сергієнко, канд. техн. наук, ст. наук. співр.,
e-mail: rsruslan17@gmail.com

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

ТЕРМОДИНАМІЧНА ОЦІНКА СТРУКТУРНИХ СКЛАДОВИХ СПЛАВУ В96Ц

У статті зроблено літературний аналіз причин, які суттєво впливають на утворення гарячих тріщин у високоміцних алюмінієвих сплавах, що містять цинк. Існують різні причини утворення гарячих тріщин при литті високоміцних сплавів системи Al–Zn–Mg–Cu, серед яких можна назвати наступні: великий інтервал кристалізації сплавів у поєднанні із низькою температурою солідус; напруження в інтервалі кристалізації та охолодження; фази або сполуки із низькою температурою плавлення (евтектики) на границях зерен чи між кристалами – тонкі рідкі проміжки між зернами знижують міцність виливків; груба зерниста структура та інші причини. Цинк, який знаходиться в сплаві, утворює з магнієм та міддю T-фазу ($Al_2Mg_3Zn_3$) під час термічної обробки сплаву. Надлишкові інтерметаліди S-фази (Al_2CuMg) відіграють негативну роль – збільшують вірогідність утворення гарячих тріщин. Для отримання якісних за властивостями і структурою високоміцних сплавів необхідно проводити оптимізацію хімічного складу за всіма компонентами. Для вирішення такого завдання використовують термічний аналіз та термодинамічну методику розрахунків, яку представлено в даній роботі. Ця методика базується на використанні програмного пакета Thermo-Calc для розрахунку розчинності компонентів в алюмінієвій матриці та побудові технологічних фазових діаграм. Таким чином, в статті приведено термодинамічні розрахунки та технологічні фазові діаграми сплаву системи Al–Zn–Mg–Cu з мінімальними, максимальними концентраціями легуючих елементів та максимально можливим вмістом домішків. Встановлено, що при максимальному вмісті в сплаві легуючих елементів по границях зерен виділяється S-фаза (Al_2CuMg), що збільшує вірогідність утворення гарячих тріщин. При максимальному вмісті легуючих елементів S-фаза виділяється майже одразу після повної кристалізації, трохи нижче лінії солідус.

Ключові слова: алюмінієві сплави, термодинаміка, технологічні фазові діаграми, гарячі тріщини, інтерметаліди.

Одним із факторів, який суттєво впливає на властивості високоміцних алюмінієвих сплавів, що містять цинк, є утворення гарячих тріщин. Розвиток теорії щодо їх виникнення при литті призвів до розуміння впливу деяких факторів на механізми їх зародження та росту [1–12]. Утворення тріщин при литті сплавів пов'язують із наступними головними причинами: великий інтервал кристалізації, напруження в інтервалі кристалізації та охолодження, фази або сполуки із низькою температурою плавлення на границях зерен, груба зерниста структура, низька в'язкість матриці при підвищених температурах, груба будова дендритів, низька рухливість зерен в інтервалі твердіння, низька рухливість рідкої фази в інтервалі кристалізації. Тріщини з'являються тоді, коли під час кристалізації та подальшого охолодження виливка

напруження у ньому більші, ніж його межа міцності. Особливу схильність до утворення гарячих тріщин мають сплави, до складу яких входять евтектики з низькою температурою плавлення. Це призводить до утворення тонких рідких проміжків між зернами, які значно знижують характеристики міцності виливка. У такому випадку навіть незначні напруження можуть призводити до руйнування [1].

Автори [2] у 1952 р. опублікували теорію утворення гарячих тріщин, згідно з якою наприкінці кристалізації залишкова рідка фаза знаходиться у вигляді тонких плівок між кристалами так, що при накладанні напружень, які пов'язані із зміною об'єму при кристалізації, це призводить до утворення та росту гарячих тріщин. Вона набула подальшого розвитку в роботі [3], автор якої відмічає велику важливість ліквідаційних процесів при утворенні тонких плівок між кристалами. Залежність схильності до утворення гарячих тріщин від особливостей процесу кристалізації та макроструктури було представлено також в роботах [6–12]. Згідно з даними [4], великий інтервал кристалізації у поєднанні зі зниженням температури солідусу призводить до зниження швидкості виділення твердої фази, наслідком чого стає утворення зародків росту тріщин, що не підживлюються рідкою фазою. Утворення грубої структури призводить до зниження рухливості рідкої фази і тому підсилює схильність до утворення гарячих тріщин. Відомо, що майже кожний ливарний сплав має температурний інтервал, у якому межа міцності та відносне видовження значно нижчі, ніж у твердому стані. В публікації [5] механізм утворення такого типу тріщин представлено як взаємодію теорій тонких рідких плівок та теорії критичної температурної області. Автор додатково вводить критерій температури когерентності, яка фізично означає температуру, при якій відбувається перше зіткнення дендритного каркасу та утворення так званої дендритної сітки. Борланд вважає, що утворення дендритного каркасу та наявність залишкової рідкої фази є головною причиною утворення гарячих тріщин. Наявність незначної пластичності матеріалу у місцях, де спостерігається ліквідація, достатньо для релаксації напружень. Запропонований механізм мікропластичності матеріалу базується на достатньому підживленні, змочуваності та рухливості зерен, що було підтверджено при використанні спеціальної експериментальної техніки [6, 7]. Разом із цим, параметри розміру, форми та розподілу зерна, а також параметр змочуваності залишкової рідкої фази відіграють важливу роль для зниження напружень. Щодо домішок, то їх вплив на підсилення ліквідації, зниження температури залишкової рідкої фази значно нижче рівноважної й утворення шкідливих фаз на границях зерен, які можуть мати форму, що сприяє зародженню та росту гарячих тріщин. Окрім цього, вони можуть змінювати поверхневий натяг міжкристалітної залишкової рідкої фази, наслідком чого може ставати підвищення схильності до утворення такого типу дефектів.

Відомо, що високоміцні сплави системи Al–Zn–Mg–Cu є основою матеріалів, які використовуються в силових елементах авіа- та ракетобудування, і вони схильні до утворення гарячих тріщин. Цю здатність намагаються знизити за допомогою модифікування та різного типу термічної обробки. Наприклад, їхні властивості підвищуються, а саме межі міцності та текучість на розтягування і стиснення на 20 та 40 %, відповідно [13–16]. Зростання цих характеристик автори робіт [13, 15] пов'язують з добавками цирконію. Введення його в розплав (в межах від 0,10 до 0,13 %) забезпечує структурне зміцнення та підвищує пластичність і загартованість за рахунок утворення дисперсної когерентної фази β' (Al_3Zr). Щоб іще підвищити міцність ($\sigma_b > (615\text{--}645)$ МПа) з порівняно високими рівнями корозійної стійкості та в'язкості руйнування, до такого типу сплавів використовують триступеневі режими старіння. Останні потребують регламентування швидкостей нагріву та охолодження на різних стадіях старіння. В результаті проведення такого процесу всередині зерна утворюються нові структурні включення η -фази двох розмірів. Більш тонкі включення утворюються на третій стадії термообробки, що в результаті призводить до підвищення міцності. Найбільші міцнісні характеристики (σ_b до 750–800 МПа) одержано для пресованих напівфабрикатів зі сплаву В96Ц (його склад наступний, в %: 8–9 Zn; 2,3–3,0 Mg; 2,0–2,6 Cu; 0,1–0,2 Zr). Це обумовлено тим, що після загартування збе-

рігається нерекристалізована структура через присутність цирконію ($Zr > 0,10\%$), який в свою чергу є активною перешкодою рекристалізації в процесі деформації та подальшої термічної обробки [17].

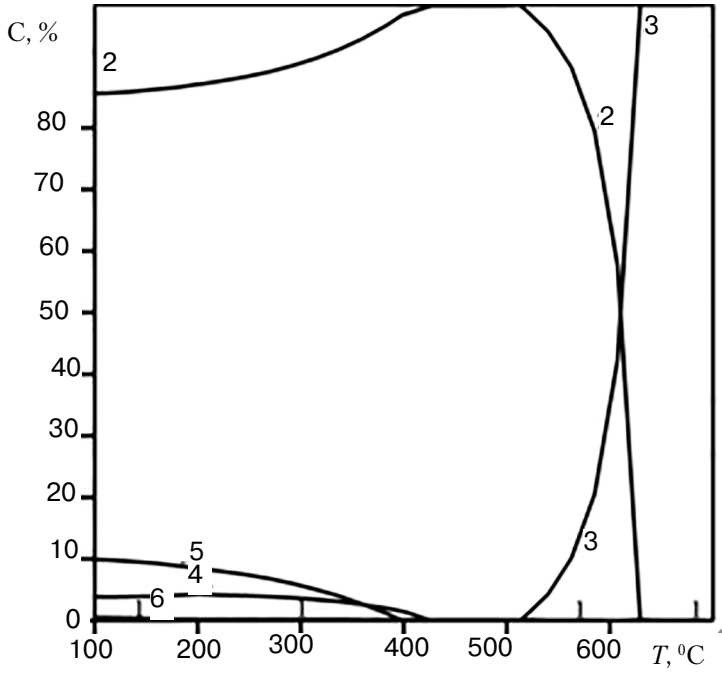
В процесі гартування такого типу сплавів одержують стабільний твердий розчин. Основне зміцнення виникає за рахунок утворення фази T ($Al_2Mg_3Zn_3$) [13–17]. Температура нагрівання для гартування $\leq 450\text{ }^\circ\text{C}$, що пов'язано з високим ступенем легування, яке в даному випадку суттєво знижує температуру солідус сплаву. Для усунення процесу рекристалізації в даний сплав вводять цирконій в кількості від 0,1 до 0,2%. При його вмісті 0,1% зерниста структура залишається частково рекристалізованою, а при 0,2% Zr – волокнистою, тобто повністю нерекристалізованою. Результати досліджень на розрив сплаву, який містить 0,2% Zr , після термообробки за режимом Т6 (гартування та старіння на максимальну міцність) складає: $\sigma_B = 530\text{ МПа}$, подовження $\delta = 5\%$ [17]. Фрагментація та сфероїдизація інтерметалідних фаз при нагріві для гартування призводить до утворення глобулярних частинок. Вони відносно рівномірно розподіляються в твердому перенасиченому розчині та прискорюють його розпад всередині зерен і тим самим протидіють утворенню грубих зернограничних ланцюгів фази T . Цей структурний ефект додатково відображається як на механічних властивостях, так і на опорі до корозії під напругою. Для одержання загального балансу властивостей високоміцних сплавів необхідно проводити оптимізацію хімічного складу за всіма компонентами, технологічними режимами всього циклу виробництва напівфабрикатів (починаючи з лиття виливка і закінчуючи термообробкою). Виходячи з того, що високоміцні сплави дуже чутливі до концентраторів напружень, необхідно суттєво зменшувати вміст домішок (Fe , Si та ін.) і, відповідно, контролювати в структурі об'ємну долю нерозчинних великого розміру інтерметалідів (з типовим розміром 1–5 мкм), які утворюються при кристалізації виливка. Подібний негативний вплив мають розчинні надлишкові інтерметаліди (наприклад, фаза S (Al_2CuMg)), яка містить легувальні елементи магній та мідь).

Для вирішення цих проблем можна використовувати термічний аналіз та термодинамічну методику розрахунків, яку розроблено авторами раніше. Вона базується на використанні програмного пакета Thermo-Calc для розрахунку розчинності компонентів в алюмінієвій матриці та побудові технологічних фазових діаграм [18]. Результати розрахунків наведено на рис. 1–3, а в таблиці представлено розрахунки фазового складу сплаву В96Ц при температурі $200\text{ }^\circ\text{C}$, які були зроблені цим же програмним пакетом. На рис. 1–2 показано розраховані технологічні діаграми для

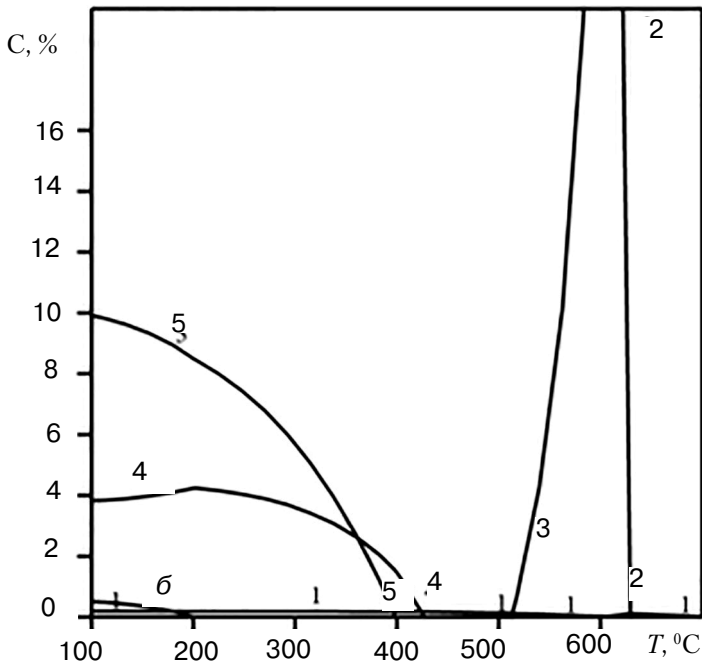
Розрахований фазовий склад сплаву В96Ц при температурі $200\text{ }^\circ\text{C}$

Al_2Cu	$Al_{13}Fe_4$	Al_3Zr	Al_6Mn	Al	Mg_2Si	S-фаза (Al_2CuMg)	T-фаза ($Al_2Mg_3Zn_3$)
при мінімальному вмісті легувальних елементів, %мас.							
0,04	-	0,28	-	85,2	-	4,39	10,10
при максимальному вмісті легувальних елементів, %мас.							
-	-	0,38	-	83,4	-	5,67	10,56
при максимальному вмісті легувальних елементів і домішок, %мас.							
1,50	0,42	0,38	1,31	81,55	0,82	3,5	10,52

сплаву В96Ц з мінімальним (рис. 1) та максимальним (рис. 2) вмістом легувальних елементів, а на рис. 3 – фазові діаграми з максимально можливим вмістом домішок. При мінімальному вмісті легувальних елементів фаза S (Al_2CuMg) починає виділятися значно нижче лінії солідус (рис. 1). При максимальному вмісті ця фаза виділяється майже одразу після повної кристалізації, трохи нижче лінії солідус (рис. 2, 3). Видно, що



a



б

Рис. 1. Технологічна фазова діаграма для сплаву В96Ц з мінімальним вмістом легувальних елементів (а); збільшений фрагмент діаграми (б): 1 – Al_3Zr ; 2 – Al; 3 – розплав; 4 – S фаза (Al_2CuMg); 5 – T фаза ($Al_2Mg_3Zn_3$); 6 – Al_2Cu

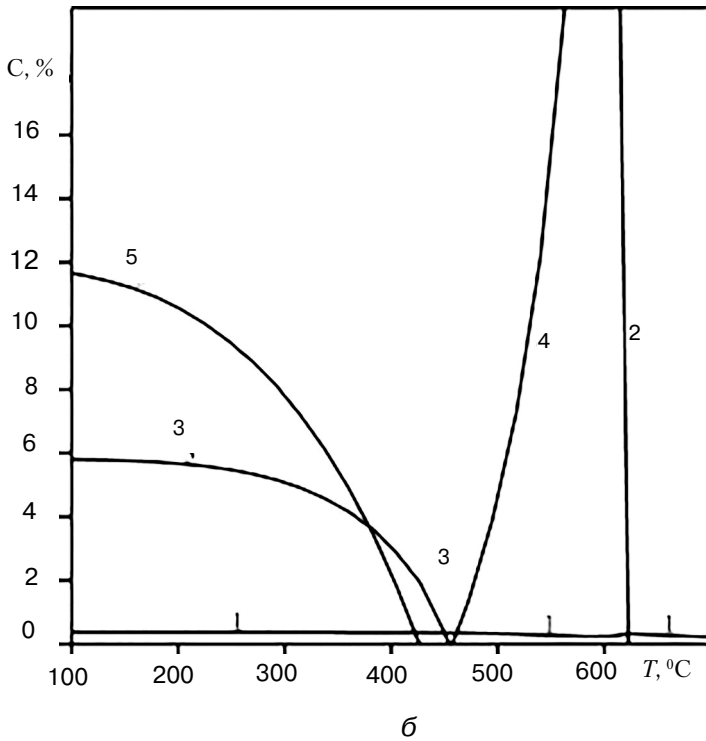
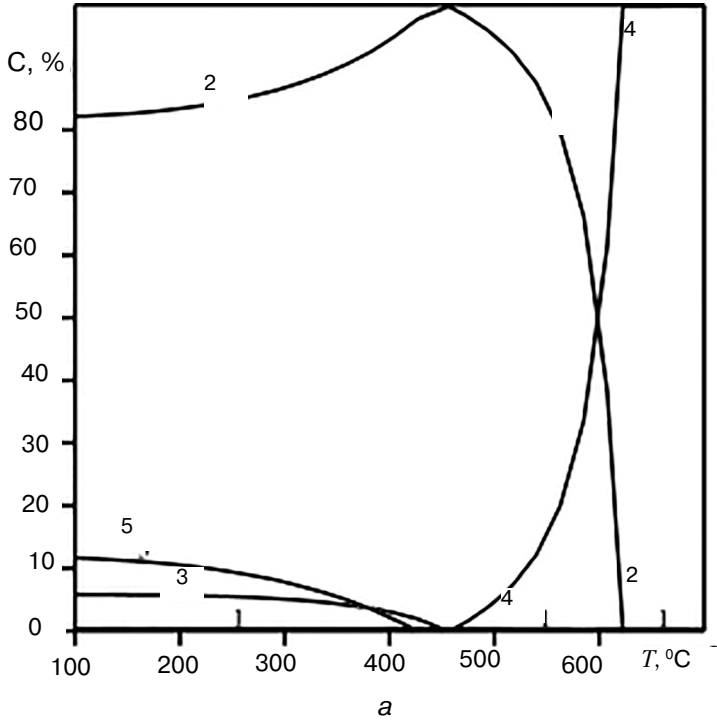


Рис. 2. Технологічна фазова діаграма для сплаву В96Ц з максимальним вмістом легувальних елементів (а); збільшений фрагмент діаграми (б): 1 – Al_3Zr ; 2 – Al; 3 – S фаза (Al_2CuMg); 4 – розплав; 5 – T фаза ($Al_2Mg_3Zn_3$)

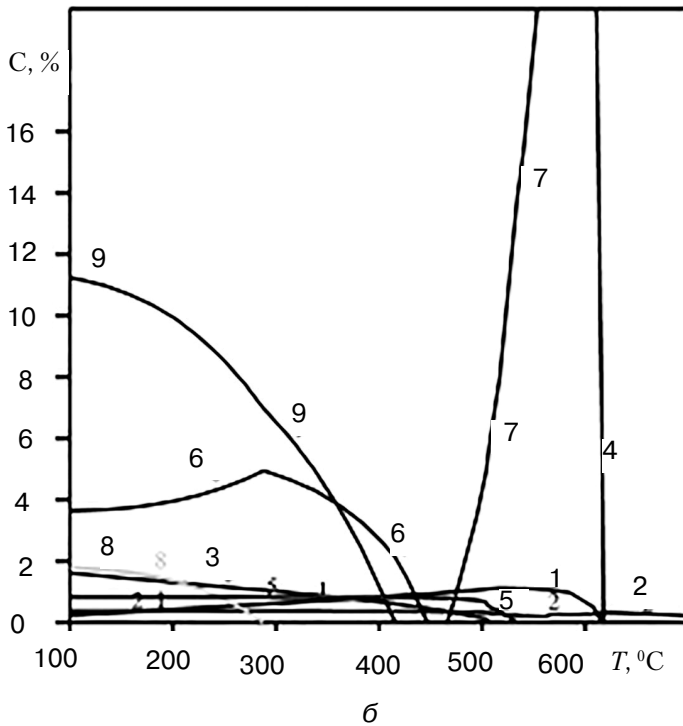
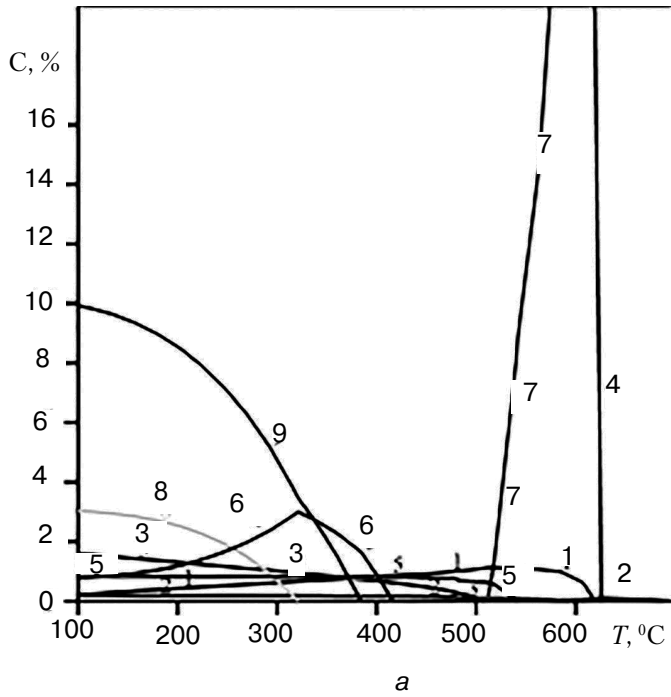


Рис. 3. Технологічна фазова діаграма для сплаву В96Ц з максимальним вмістом легувальних елементів і максимально можливим вмістом домішок (0,4 % Fe; 0,3 % Si; 0,1 % Mn) (а); збільшений фрагмент діаграми (б): 1 – $Al_{13}Fe_4$; 2 – Al_3Zr ; 3 – Al_6Mn ; 4 – Al; 5 – Mg_2Si ; 6 – S фаза (Al_2CuMg); 7 – розплав; 8 – Al_2Cu ; 9 – T фаза ($Al_2Mg_3Zn_3$)

2, 3). Видно, що при максимальному вмісті легувальних елементів у сплаві (рис. 2) фаза S (Al_2CuMg) виділятиметься при будь-яких режимах термічного оброблення, що буде збільшувати вірогідність утворення гарячих тріщин, а наявність домішок призводитиме до зв'язування легувальних елементів в інтерметалідні сполуки та утворення легкоплавких евтектик. Для попередження розвитку таких негативних явищ необхідно також розробляти оптимальні технологічні режими плавки та лиття, які забезпечать одержання дрібнозернистої структури та очищення розплаву від неметалічних включень та розчинних газів.

Список літератури

1. Saks G. Praktische Metallkunde // OHTI. – 1936. – teil 1.
2. Bishop H. F., Ackerlind C. G., Pellini W. S. Metallurgy and Mechanics of Hot Tearing // Trans. Am. Foundry Soc. – 1952. – Vol. 60. – pp. 818–833.
3. Pellini W. S. Strain theory of hot tearing // Foundry. – 1952. – Vol. 80. – № 11. – pp. 124–133, 192, 194, 196, 199.
4. Ablett W. R., Pellini W. S. Factors which influence weld hot Cracking // Weld J. Res. Suppl. – 1954. – Vol. 33. – pp. 83–90.
5. Borland J. C. Fundamentals of solidification cracking in welds. part 1, Part 2 // Weld. Metal Fabric. – 1979. – Vol. 47. – pp. 19–29, 99–107.
6. Прохоров И. Н. Технологическая прочность металлов в процессе кристаллизации при литье // Литейное производство. – 1962. – № 4. – С. 24–27.
7. Новиков И. И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. – М.: Наука, 1966. – 296 с.
8. Лупырев И. И., Гуляев Б. Б. Исследование процесса образования горячих трещин в стальных отливках. Новое в теории и практике литейного производства. – М.: Машгиз. – 1952. – С. 117–126.
9. Корольков А. М. Усадочные явления в сплавах и образование трещин при затвердевании. – М.: Из-во Академии наук СССР, 1957. – 72 с.
10. Корольков А. М. Влияние предусадочного расширения на горячеломкость сплавов // Литейное производство. – 1969. – № 11. – С. 32–35.
11. Трубицын Н. А. Механизм образования горячих трещин // Литейное производство. – 1962. – № 4. – С. 33–34.
12. Трубицын Н. А., Справник В. И., Ларионов В. А. Исследование образования горячих трещин при затвердевании металла в отливках арматуры // Новое в процессах литья. – Киев: Наукова думка, 1974. – С. 158–166.
13. Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. Т. II – 3 / Отв. ред. И. Н. Фридляндер. – М.: Машиностроение. – 2001. – С. 94–128, 156–196, 814–832.
14. Фридляндер И. Н., Добромислов А. В., Ткаченко Е. А., Сенаторова О. Г. Перспективные высокопрочные материалы на алюминиевой основе // МиТОМ. – 2005. – № 7. – С. 17–23.
15. Senatorova O. G., Fridlyander I. N., Molostova I. I., Uksusnikov A. N., Krasova E. V. Research and development of super high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloys for extrusions // Summary of Conference Proceedings «Aluminium of Two Thousand». – Italy. – 2007. – P. 58.
16. Сенаторова О. Г., Сухих А. Ю., Сидельников В. В., Матвиенко С. В. Развитие и перспективы применения высокопрочных алюминиевых сплавов для катанных полуфабрикатов // Технология легких сплавов. – 2002. – № 4. – С. 28–33.
17. Molostova I. I., Fridlyander I. N., Senatorova O. G., Sukhikh A. U. Structural parameters of ingots of high-strength Al-Zn-Mg-Cu system alloys // Summary of Conference Proceedings «Aluminium of Two Thousand». – Italy. – 2007. – P. 54.
18. Щерецький О. А. Теоретичні та технологічні основи одержання литих заготовок із композиційних матеріалів на основі алюмінію та цирконію з дисперсними частинками: дис... доктора техн. наук. – Київ, 2007. – 453 с.

Поступила 01.07.2019

References

1. Saks, G. (1936) Praktische Metallkunde. OHTI., teil 1 [in Germany].
2. Bishop, H. F., Ackerlind, C. G., Pellini, W. S. (1952) Metallurgy and Mechanics of Hot Tearing.

- Trans. Am. Foundry Soc., Vol. 60, pp. 818–833 [in English].
3. *Pellini, W. S.* (1952) Strain theory of hot tearing. Foundry, Vol. 80, no. 11, pp. 124–133, 192, 194, 196, 199 [in English].
 4. *Apblett, W. R., Pellini, W. S.* (1954) Factors which influence weld hot cracking. Weld J. Res. Suppl., Vol. 33, pp. 83–90 [in English].
 5. *Borland, J. C.* (1979) Fundamentals of solidification cracking in welds. Part 1, Part 2. Weld. Metal Fabric, no. 47, pp. 19–29, 99–107 [in English].
 6. *Prohorov, I. N.* (1962) Technological strength of metals in the process of crystallization during casting. Litejnoe proizvodstvo, no. 4, pp. 24–27 [in Russian].
 7. *Novikov, I. I.* (1966) Hot brittleness of non-ferrous metals and alloys. Moscow: Nauka, 296 s. [in Russian].
 8. *Lupyrev, I. I., Gulyaev, B. B.* (1952) The study of the formation of hot cracks in steel castings. New in the theory and practice of foundry. Moscow: Mashgiz, pp. 117–126 [in Russian].
 9. *Korol'kov, A. M.* (1957) Shrinkage phenomena in alloys and cracking during solidification. Moscow: Iz-vo Akademii nauk USSR, 72 s. [in Russian].
 10. *Korol'kov, A. M.* (1969) Influence of pre-expansion on hot brittleness of alloys. Liteynoe proizvodstvo, no. 11, pp. 32–35 [in Russian].
 11. *Trubitsyn, N. A.* (1962) Hot cracking mechanism. Litejnoe proizvodstvo, no. 4, pp. 33–34 [in Russian].
 12. *Trubitsyn, N. A., Spravnik, V. I., Larionov, V. A.* (1974) The study of the formation of hot cracks during solidification of metal in the castings of reinforcement. Novoe v protsessakh lit'ya. Kiev: Naukova dumka, pp. 158–166 [in Russian].
 13. *Fridlyander, I. N. (ed.)* (2001) Non-ferrous metals and alloys. Composite metal materials: T. II – 3. Moscow: Mashinostroenie, pp. 94–128, 156–196, 814–832 [in Russian].
 14. *Fridlyander, I. N., Dobromyslov, A. V., Tkachenko, E. A., Senatorova, O. G.* (2005) Advanced high-strength materials based on aluminum. MiTOM, no. 7, pp. 17–23 [in Russian].
 15. *Senatorova, O. G., Fridlyander, I. N., Molostova, I. I., Uksusnikov, A. N., Krasova, E. V.* (2007) Research and development of super high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloys for extrusions. Summary of Conference Proceedings «Aluminium of Two Thousand». Italy, P. 58 [in English].
 16. *Senatorova, O. G., Sukhikh, A. Yu., Sidel'nikov, V. V., Matvienko, S. V.* (2002) Development and prospects for the use of high-strength aluminum alloys for rolled semi-finished products. Tekhnologiya legkikh splavov, no. 4, pp. 28–33 [in Russian].
 17. *Molostova, I. I., Fridlyander, I. N., Senatorova, O. G., Sukhikh, A. U.* (2007) Structural parameters of ingots of high-strength Al-Zn-Mg-Cu system alloys. Summary of conference proceedings «Aluminium of Two Thousand», Italy, P. 54 [in English].
 18. *Shcherets'kiy, O. A.* (2007) Theoretical and technological bases for the production of cast billets from composite materials based on aluminum and zirconium with dispersed particles. Dis... dokt. tekhn. nauk. Kyiv, 453 p. [in Ukrainian].

Received 01.07.2019

В. И. Дубоделов, академик НАН Украины, д-р техн. наук, проф., зав. отделом, e-mail: mgd@ptima.kiev.ua

А. М. Верховлюк, д-р техн. наук, зам. директора, e-mail: vam@ptima.kiev.ua

А. А. Щерецкий, д-р техн. наук, вед. науч. сотр., e-mail: 07shch@i.ua

Р. А. Сергиенко, канд. техн. наук, ст. науч. сотр., e-mail: rsruslan17@gmail.com

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СПЛАВА В96Ц

В статье сделан литературный анализ причин, которые существенно влияют на образование горячих трещин в высокопрочных алюминиевых сплавах с цинком. Существуют различные причины образования горячих трещин при литье высокопрочных сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu, среди которых можно назвать следующие: большой интервал кристаллизации сплавов в сочетании с низкой температурой солидус; напряжения в слитках, которые возникают в интервале кристаллизации и охлаждения; фазы или соединения с низкой температурой плавления (эвтектики) на границах зерен или между кристаллами, тонкие жидкие промежутки между зернами снижают прочность отливок; грубая зернистая

структура и другие причины. Цинк, который находится в сплаве, образует с магнием и медью T-фазу ($Al_2Mg_3Zn_3$) во время термической обработки сплава. Избыточные интерметаллиды S-фазы (Al_2CuMg) играют отрицательную роль – увеличивают вероятность образования горячих трещин. Для получения качественных по свойствам и структуре высокопрочных сплавов необходимо проводить оптимизацию химического состава по всем компонентам. Для решения такой задачи используют термический анализ и термодинамическую методику расчетов. Эта методика базируется на использовании программного пакета Thermo-Calc для расчета растворимости компонентов в алюминиевой матрице и для построения технологических фазовых диаграмм. Таким образом, в статье приведены термодинамические расчеты и технологические фазовые диаграммы сплава системы Al–Zn–Mg–Cu с минимальными, максимальными концентрациями легирующих элементов и максимальным возможным содержанием примесей. Установлено, что при максимальном содержании в сплаве легирующих элементов по границам зерен выделяется S-фаза (Al_2CuMg), что увеличивает вероятность образования горячих трещин. При максимальном содержании легирующих элементов S-фаза выделяется почти сразу после полной кристаллизации, чуть ниже линии солидус.

Ключевые слова: алюминиевые сплавы, термодинамика, технологические фазовые диаграммы, горячие трещины, интерметаллиды.

V. I. Dubodelov, Academician of the NAS of Ukraine, Doctor of Engineering Sciences, Professor, Head of Department, e-mail: mgd@optima.kiev.ua

A. M. Verkhovliuk, Doctor of Engineering Sciences, Deputy Director, e-mail: vam@optima.kiev.ua

O. A. Shcheretskiy, Doctor of Engineering Sciences, Leading Researcher, e-mail: 07shch@i.ua

R. A. Sergiienko, Candidate of Engineering Sciences, Senior Research Officer, e-mail: rsruslan17@gmail.com

Physico-Technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, Kiev

THERMODYNAMIC ESTIMATION OF STRUCTURAL COMPONENTS OF ALLOY B96L

In the article a literary survey of the reasons that significantly affect the formation of hot cracks in high-strength aluminum alloys containing zinc is made. There are various reasons for the formation of hot cracks during casting of high-strength alloys of the Al–Zn–Mg–Cu system, among which one can designate the following: a large crystallization range of alloys, in combination with low temperature solidus; stresses in the cooling interval during crystallization; phases or compounds with a low melting points (eutectics) at the grain boundaries or between the crystals – thin liquid gaps between the grains reduce the strength of the castings; rough grain structure and other reasons. Zinc forms T-phase ($Al_2Mg_3Zn_3$) during the heat treatment of the high-strength alloys. Excess intermetallic S-phases (Al_2CuMg) play a negative role and increase the likelihood of the formation of hot cracks. To obtain qualitative high-strength alloys it is necessary to optimize the chemical composition of all components. To solve this problem we use thermal analysis and thermodynamic calculation method, which is presented in this paper. This technique is based on the use of the software package Thermo-Calc to calculate the solubility of components in the aluminum matrix and the construction of technological phase diagrams. Thus in the article thermodynamic calculations were made and the technological phase diagrams of the alloys system Al–Zn–Mg–Cu with minimum, maximum concentrations of alloying elements and the maximum possible content of impurities were constructed. It has been established that at maximum content of alloying elements S-phase (Al_2CuMg) is precipitated along the grain boundaries, which increases the probability of hot cracks formation. With a maximum content of alloying elements, the S-phase is released almost immediately after complete crystallization, just below the solidus line.

Keywords: aluminum alloys, thermodynamics, technological phase diagrams, hot cracks, intermetallics.