

Расчет эффективного интервала кристаллизации и его связь с горячеломкостью сплавов на основе систем Mg–Al и Mg–Zn

Поздняков Андрей Владимирович, кандидат технических наук, доцент
Университет науки и технологий МИСИС, Москва (Россия)

E-mail: pozdniakov@misis.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5975-4849>

Поступила в редакцию 05.02.2025

Пересмотрена 19.02.2025

Принята к публикации 27.02.2025

Аннотация: Магниево-алюминиевые сплавы систем Mg–Al и Mg–Zn имеют широкий эффективный интервал кристаллизации (ЭИК) и, как следствие, склонны к горячеломкости при литье. Существует несколько методик анализа и расчета горячеломкости магниевых сплавов, но они являются очень трудоемкими. В связи с этим целью исследования – разработать модель расчета показателя горячеломкости (ПГ) по величине расчетного эффективного интервала кристаллизации, установив и проанализировав их связь в двойных и многокомпонентных сплавах на основе систем Mg–Al и Mg–Zn. Расчет ЭИК проведен с использованием программы Thermo-Calc (база данных TTMG3). ЭИК рассчитывался как разница между температурой образования заданного количества твердых фаз и температурой неравновесного солидуса. Показана хорошая корреляция рассчитанных значений ЭИК с ПГ как в двойных, так и в многокомпонентных магниевых сплавах. В сплавах системы Mg–Al расчетные зависимости ЭИК от ПГ при 90 % твердых фаз (ЭИК₉₀) показывают наилучшую корреляцию с экспериментальными значениями ПГ. В двойных сплавах системы Mg–Zn наблюдается качественно такая же зависимость. Однако четкой корреляции между ЭИК и ПГ не отмечено. Наиболее близкий характер демонстрируют зависимости ЭИК₆₅ и ЭИК₈₀. По связи ПГ и ЭИК рассмотренные многокомпонентные сплавы в первом приближении разделены на 2 группы: первая – сплавы системы Mg–Al–Zn, вторая – Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr. В пределах этих групп зависимость ПГ и ЭИК имеет близкий к линейному характеру. Для описания зависимости всех сплавов можно применить одно уравнение при условии использования в расчетах ЭИК₆₅ для сплавов системы Mg–Al–Zn и ЭИК₉₀ для сплавов систем Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr. Предложенная модель позволит легко и быстро произвести расчет ПГ, что весьма актуально при разработке новых высокотехнологичных магниевых сплавов.

Ключевые слова: магниевые сплавы; горячеломкость; эффективный интервал кристаллизации; термодинамические расчеты; неравновесная кристаллизация.

Для цитирования: Поздняков А.В. Расчет эффективного интервала кристаллизации и его связь с горячеломкостью сплавов на основе систем Mg–Al и Mg–Zn // Frontier Materials & Technologies. 2025. № 1. С. 59–68. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-5.

ВВЕДЕНИЕ

Магниево-алюминиевые сплавы сочетают хороший уровень характеристик механических свойств с низкой плотностью. Практически все литейные магниевые сплавы относятся к двум базовым системам легирования – Mg–Al и Mg–Zn [1; 2]. Сплавы систем Mg–Al и Mg–Zn имеют очень широкий интервал кристаллизации [3]. В связи с этим при выборе состава литейных сплавов необходимо учитывать возможность сужения интервала кристаллизации, а точнее эффективного интервала кристаллизации (ЭИК) – интервала между температурой начала линейной усадки и неравновесным солидусом сплава [3]. Можно сказать, что величина ЭИК напрямую определяет склонность сплава к образованию трещин кристаллизационного происхождения или горячеломкости [3; 4]. Появление кристаллизационных трещин в отливках – это неустраняемый брак. Экспериментальное определение величины ЭИК является очень трудоемким процессом [3; 4]. Авторами работы [5] предложен метод расчета величины ЭИК с использованием термодинамических расчетов неравновесной кристаллизации для двойных и тройных сплавов на основе алюминия. Показано, что именно ЭИК, а не полный

интервал кристаллизации определяет технологичность при литье [6], установлена возможность расчета ЭИК и показателя горячеломкости (ПГ) в многокомпонентных сплавах на основе алюминия [7].

Проблема образования трещин кристаллизационного происхождения не менее остро стоит и при литье отливок из магниевых сплавов [8–10]. Существует несколько методик анализа и расчета горячеломкости магниевых сплавов, но они являются очень трудоемкими [11–14]. Например, в работе [11] оценивают склонность к образованию трещин кристаллизационного происхождения по характеристикам механических свойств в твердо-жидком состоянии и расположению прослоек последней жидкости. Результаты работы [12] основаны на оптимизации модели Clyne – Davies и используют очень узкий параметр определения ПГ по 4-балльной шкале. В работе [14] использован сложный и малоизвестный метод нейтронной дифракции для анализа зарождения горячих трещин. Предлагаемый подход является более быстрым и достаточно точным.

При проектировании отливок для литья из известных магниевых сплавов, при разработке новых литейных магниевых сплавов необходимо учитывать уровень

литейных свойств, в особенности ПГ. Трещины кристаллизационного происхождения могут образовываться и в слитках магниевых деформируемых сплавов. Как показано на примере алюминиевых сплавов, ПГ напрямую связан с величиной ЭИК. Поэтому существует необходимость проанализировать связь ЭИК с величиной ПГ и для магниевых сплавов. Установление закономерностей, аналогичных полученным в алюминиевых системах легирования, позволит применить данную методику для расчета ПГ, что особенно актуально при разработке новых магниевых сплавов. Настоящее исследование направлено на адаптацию метода расчета ЭИК для двойных и многокомпонентных сплавов на основе систем Mg–Al и Mg–Zn и анализ связи расчетного ЭИК с экспериментально определенным ПГ.

Цель исследования – разработать модель расчета показателя горячеломкости по величине расчетного эффективного интервала кристаллизации, установив и проанализировав их связь в двойных и многокомпонентных сплавах на основе систем Mg–Al и Mg–Zn.

МЕТОДИКА ПРОВЕДЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Расчет ЭИК проведен с использованием программного продукта Thermo-Calc (база данных магниевых сплавов TTMG3). ЭИК рассчитывали как разницу между температурой образования заданного количества твердых фаз (от 65 до 90 %) и температурой неравновесного солидуса. Дополнительно были рассчитаны величины полного равновесного интервала кристаллизации ПИК_{р.} – как разница между температурой ликвидуса и температурой равновесного солидуса; полный неравновесный интервал кристаллизации ПИК_{нр.} – как разница между температурой ликвидуса и температурой неравновесного солидуса. Расчет неравновесной кристаллизации основан на модели Sheil, предполагающей полное прохождение диффузионных процессов в жидкости и полное подавление диффузии в твердой фазе. Для сравнения расчетных значений ЭИК и ПИК с горячеломкостью использованы экспериментальные данные по ПГ двойных и многокомпонентных сплавов из работы [3], с которыми хорошо сочетаются более свежие сведения по двойным сплавам Mg–Zn [14; 15], сплавам Mg–Zn с добавкой Y [16] или Y и Zr [17–19], сплавам Mg–Al [20–22]. ПГ магниевых сплавов в работе [3] определялся по одной из самых распространенных проб для магниевых и алюминиевых сплавов – кольцевой пробе. В данной пробе производят заливку расплава в песчаную форму с металлическим стержнем и холодильником на половине кольца и определяют критическую ширину кольца в миллиметрах.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Для двойных сплавов систем Mg–Al и Mg–Zn в интервале концентраций от 0 до 6 % Al и от 0 до 10 % Zn построены кривые неравновесной кристаллизации. На рис. 1 приведены типичные зависимости изменения массовой доли твердых фаз в процессе неравновесной кристаллизации двойных сплавов Mg–0,75%Al, Mg–1,5%Al, Mg–1%Zn и Mg–2%Zn. Процесс кристаллизации сплава Mg–0,75%Al (рис. 1 а) начинается при температуре 646 °С с образования магниевого твердого

раствора (Mg). В равновесных условиях кристаллизация заканчивается при 637 °С, в соответствии с пунктирной кривой. В неравновесных же условиях кристаллизация, в соответствии со сплошной кривой, завершается при 553 °С. В результате ПИК_{р.} и ПИК_{нр.} составляют 9 и 93 °С соответственно.

Как было отмечено ранее, ЭИК представляет собой интервал между температурой начала линейной усадки и неравновесным солидусом. Температура начала линейной усадки обычно соответствует образованию 65–90 % твердых фаз в сплаве. Именно для данного интервала количества твердых фаз проведен расчет величин ЭИК (таблица 1). На примере сплава Mg–0,75%Al на рис. 1 а показаны интервалы, соответствующие значениям расчетных величин ЭИК для 65, 80 и 90 % твердых фаз. Для сравнения процесс кристаллизации сплава Mg–1,5%Al (рис. 1 б) начинается при 642 °С, а заканчивается в равновесных условиях при 624 °С, в неравновесных – при 437 °С. При этом кристаллизация сплава Mg–1,5%Al (рис. 1 б) завершается образованием фазы Mg₁₇Al₁₂ в составе эвтектики с (Mg). Аналогичный характер кристаллизации отмечен в сплавах Mg–1%Zn (рис. 1 с) и Mg–2%Zn (рис. 1 d). Полученные расчетные данные использованы для построения неравновесного солидуса в системах Mg–Al и Mg–Zn. Все критические температуры образования 65, 80 и 90 % твердых фаз, неравновесного и равновесного солидуса и ликвидуса ($T_{65\%}$, $T_{80\%}$, $T_{90\%}$, $T_{н.с.}$, $T_{р.с.}$, $T_{лик.}$), расчетные величины ЭИК, соответствующие образованию 65, 80 и 90 % твердых фаз (ЭИК₆₅, ЭИК₈₀, ЭИК₉₀), расчетные величины равновесного и неравновесного ПИК (ПИК_{р.}, ПИК_{нр.}) для всех композиций двойных сплавов (первая колонка таблицы) собраны в таблицу 1. Результаты расчетов использованы для анализа связи ЭИК и ПИК с экспериментальными значениями ПГ в двойных сплавах систем Mg–Al и Mg–Zn.

На рис. 2 в качестве примера представлены зависимости массовой доли твердых фаз в процессе неравновесной кристаллизации многокомпонентных сплавов МЛ5 (Mg–Al–Zn) и МЛ10 (Mg–Nd–Zr). Аналогичные зависимости использованы для расчета критических температур и интервалов для всех многокомпонентных сплавов. Процесс кристаллизации сплава МЛ5 начинается при 629 °С с образования фазы Al₈Mn₅ (рис. 2 а). В равновесных условиях кристаллизация заканчивается при 489 °С, а в неравновесных – при 412 °С, что соответствует ПИК_{р.}=140 °С и ПИК_{нр.}=217 °С (таблица 2). В процессе неравновесной кристаллизации по эвтектическим и перитектическим реакциям образуются фазы (Mg), Al₁₁Mn₄ и Al₄Mn, а фазы Al₁₁Mn₄ и Al₈Mn₅ растворяются (рис. 2 а). Кристаллизация сплава МЛ10 начинается при 737 °С с образования фазы α-Zr, затем появляются фазы (Mg) и Mg₄₁Nd₅ (рис. 2 б). При этом в сплаве МЛ10 ПИК_{нр.}=237 °С (таблица 2), т. е. шире, чем в сплаве МЛ5. Однако при этом ЭИК₆₅ в сплаве МЛ10 существенно уже – 55 °С против 139 °С в сплаве МЛ5 (таблица 2). Результаты расчетов критических температур $T_{65\%}$, $T_{80\%}$, $T_{90\%}$, $T_{н.с.}$, $T_{р.с.}$, $T_{лик.}$ и интервалов ЭИК₆₅, ЭИК₈₀, ЭИК₉₀, ПИК_{р.}, ПИК_{нр.} для разных многокомпонентных сплавов на основе систем Mg–Al–Zn (МЛ1, МЛ2, МЛ3, МЛ4, МЛ5, МЛ6, МЛ7-1), Mg–Zn–Zr (МЛ12, МЛ15) и Mg–Nd–Zr (МЛ10) собраны в таблице 2. Полученные расчетные данные о величинах ЭИК проанализированы в сопоставлении с экспериментально определенным ПГ.

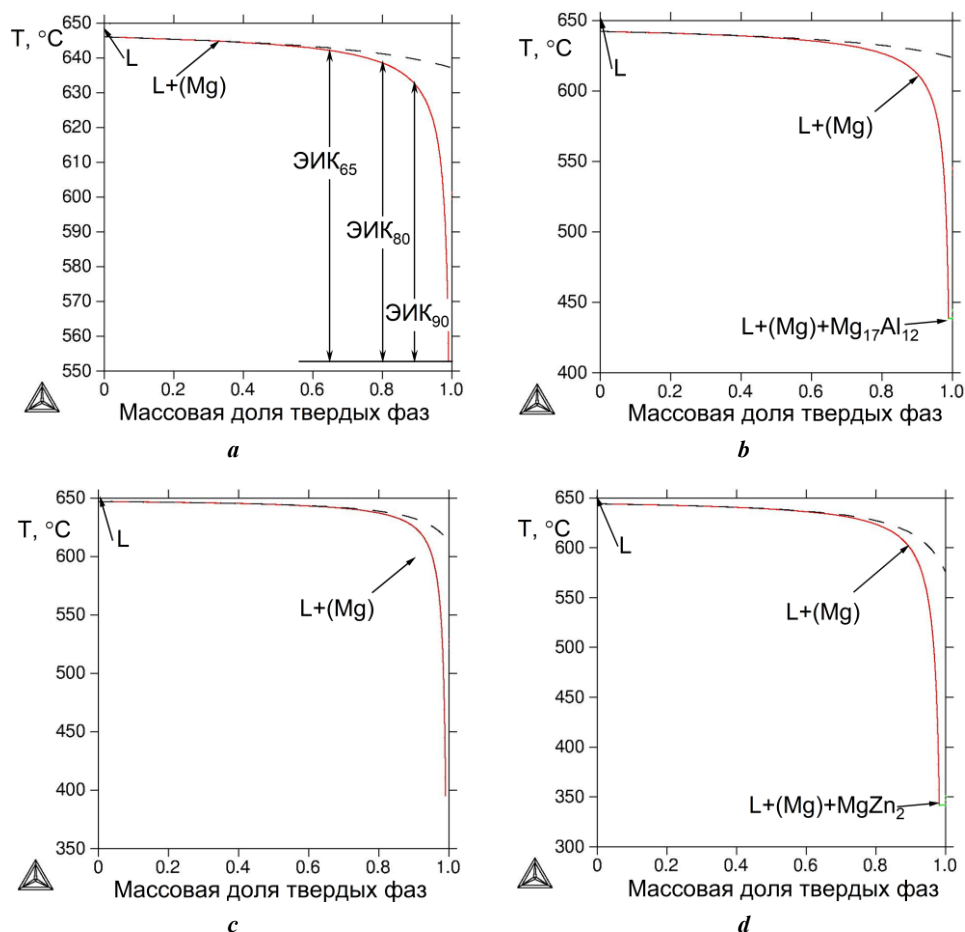


Рис. 1. Изменение массовой доли твердых фаз в процессе неравновесной кристаллизации (пунктир – равновесная кристаллизация) двойных сплавов:
a – Mg–0,75%Al; **b** – Mg–1,5%Al; **c** – Mg–1%Zn; **d** – Mg–2%Zn (L – жидкая фаза)
Fig. 1. Change in the mass fraction of solid phases during nonequilibrium solidification (dashed line – equilibrium solidification) of binary alloys:
a – Mg–0.75%Al; **b** – Mg–1.5%Al; **c** – Mg–1%Zn; **d** – Mg–2%Zn (L – liquid phase)

Таблица 1. Значения расчетных температур и интервалов для сплавов систем Mg–Al и Mg–Zn
Table 1. Values of calculated temperatures and ranges for alloys of the Mg–Al and Mg–Zn systems

Al, %	T ₆₅ %, °C	T ₈₀ %, °C	T ₉₀ %, °C	T _{н.с.} , °C	T _{р.с.} , °C	T _{лик.} , °C	ЭИК ₆₅ , °C	ЭИК ₈₀ , °C	ЭИК ₉₀ , °C	ПИК _{р.} , °C	ПИК _{нер.} , °C
Mg–Al											
0,1	649	648,5	648	642	648	649,3	7	6,5	6	1,3	7,3
0,5	645	643	638	590	641	647	55	53	48	6	57
0,75	642	638	631	553	637	646	89	85	78	9	93
1	639	635	623	511	632	645	128	124	112	13	134
1,25	636	631	617	464	629	643	172	167	153	14	179
1,5	634	624	611	437	624	642	197	187	174	18	205
2	628	618	598	437	615	640	191	181	161	25	203
4	607	584	535	437	582	630	170	147	98	48	193
6	583	545	465	437	542	618	146	108	28	76	181

Al, %	T _{65%} , °C	T _{80%} , °C	T _{90%} , °C	T _{н.с.} , °C	T _{р.с.} , °C	T _{лик.} , °C	ЭИК ₆₅ , °C	ЭИК ₈₀ , °C	ЭИК ₉₀ , °C	ПИК _{р.} , °C	ПИК _{нер.} , °C
Mg-Zn											
0,1	649,2	648,6	647,8	632	646	649,7	17,2	16,6	15,8	3,7	17,7
0,5	646	643	638	540	634	648	106	103	98	14	108
1	643	637	626	396	619	647	247	241	230	28	251
1,5	638	630	6112	341	600	645	297	289	5771	45	304
2	635	623	599	341	577	644	294	282	258	67	303
3	626	608	568	341	548	641	285	267	227	93	300
4	618	596	536	341	502	638	277	255	195	136	297
6	599	563	455	341	424	632	258	222	114	208	291
10	560	485	341	341	341	618	219	144	0	277	277

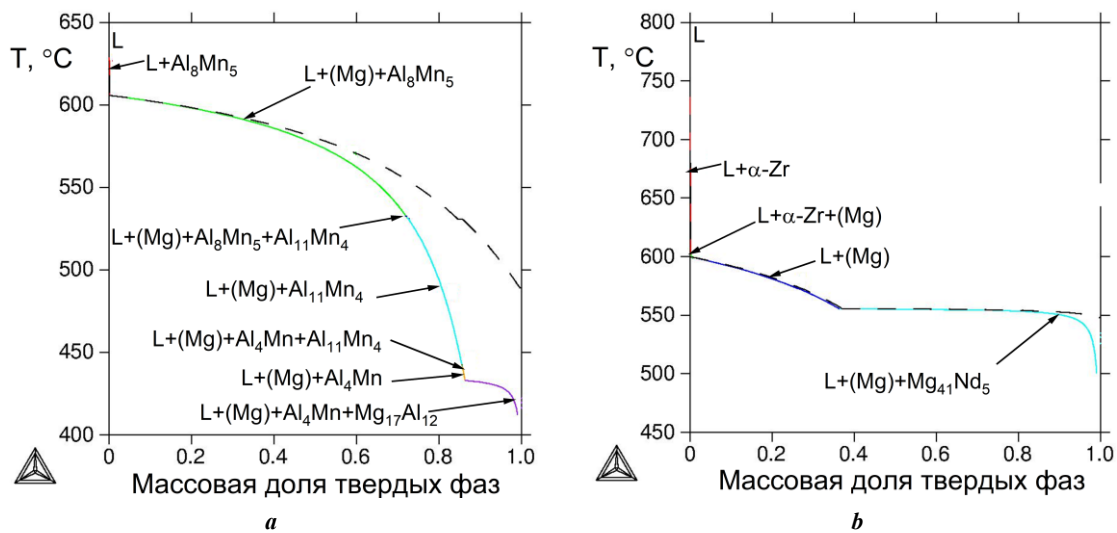


Рис. 2. Изменение массовой доли твердых фаз в процессе неравновесной кристаллизации (пунктир – равновесная кристаллизация) многокомпонентных сплавов: **а** – МЛ5; **б** – МЛ10
Fig. 2. Change in the mass fraction of solid phases in the process of nonequilibrium solidification (dashed line – equilibrium solidification) of multicomponent alloys: **a** – ML5; **b** – ML10

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

По результатам расчета неравновесной кристаллизации двойных сплавов построены линии неравновесного солидуса в магниевом углу систем Mg–Al и Mg–Zn (рис. 3 а, 3 с). При кристаллизации сплавов Mg–1,5%Al и Mg–2%Zn появляется неравновесный избыток фазы Mg₁₇Al₁₂ при температуре 437 °C (рис. 1 б) и MgZn₂ при температуре 341 °C (рис. 1 д). На рис. 3 б, 3 д представлены зависимости расчетных значений ЭИК (для разного количества твердых фаз), ПИК_{р.}, ПИК_{нер.} и экспериментальных значений ПГ для двойных сплавов систем Mg–Al и Mg–Zn. Расчетные значения ПИК_{р.} не коррелируют с величинами ЭИК и, соответственно, с ПГ. В данном случае, как и в алюминиевых сплавах

эвтектических систем [5; 6], значения ПИК_{нер.} хорошо согласуются с величиной ЭИК. В сплавах системы Mg–Al (рис. 3 б) расчетные зависимости ЭИК₉₀ показывают наилучшую корреляцию с экспериментальными значениями ПГ. Скорость снижения ПГ практически совпадает со скоростью уменьшения расчетной величины ЭИК₉₀. В двойных сплавах системы Mg–Zn наблюдается качественно такая же зависимость (рис. 3 д). Однако четкой корреляции между ЭИК и ПГ не отмечено. Наиболее близкий характер демонстрируют зависимости ЭИК₆₅ и ЭИК₈₀ (рис. 3 д).

Положение максимума ПГ несколько расходится с максимальным расчетным значением ЭИК. Так, в системе Mg–Al максимальный ПГ имеет сплав с 1 % Al,

Таблица 2. Значения расчетных температур и интервалов для многокомпонентных сплавов
 Table 2. Values of calculated temperatures and ranges for multicomponent alloys

Сплав	T _{65%} , °C	T _{80%} , °C	T _{90%} , °C	T _{н.с.} , °C	T _{р.с.} , °C	T _{лик.} , °C	ЭИК ₆₅ , °C	ЭИК ₈₀ , °C	ЭИК ₉₀ , °C	ПИК _{р.} , °C	ПИК _{нер.} , °C
МЛ3	610	589	540	363	564	631	247	226	177	67	268
МЛ4	562	503	405	350	464	612	212	153	55	148	262
МЛ5	551	489	431	412	489	629	139	77	19	140	217
МЛ6	531	451	426	389	460	630	142	62	37	170	241
МЛ7-1	579	542	445	400	487	640	179	142	45	153	240
МЛ10	555	553	548	500	548	737	55	53	48	189	237
МЛ12	612	585	514	339	482	732	273	246	175	250	393
МЛ15	608	573	498	339	477	730	269	234	159	253	391

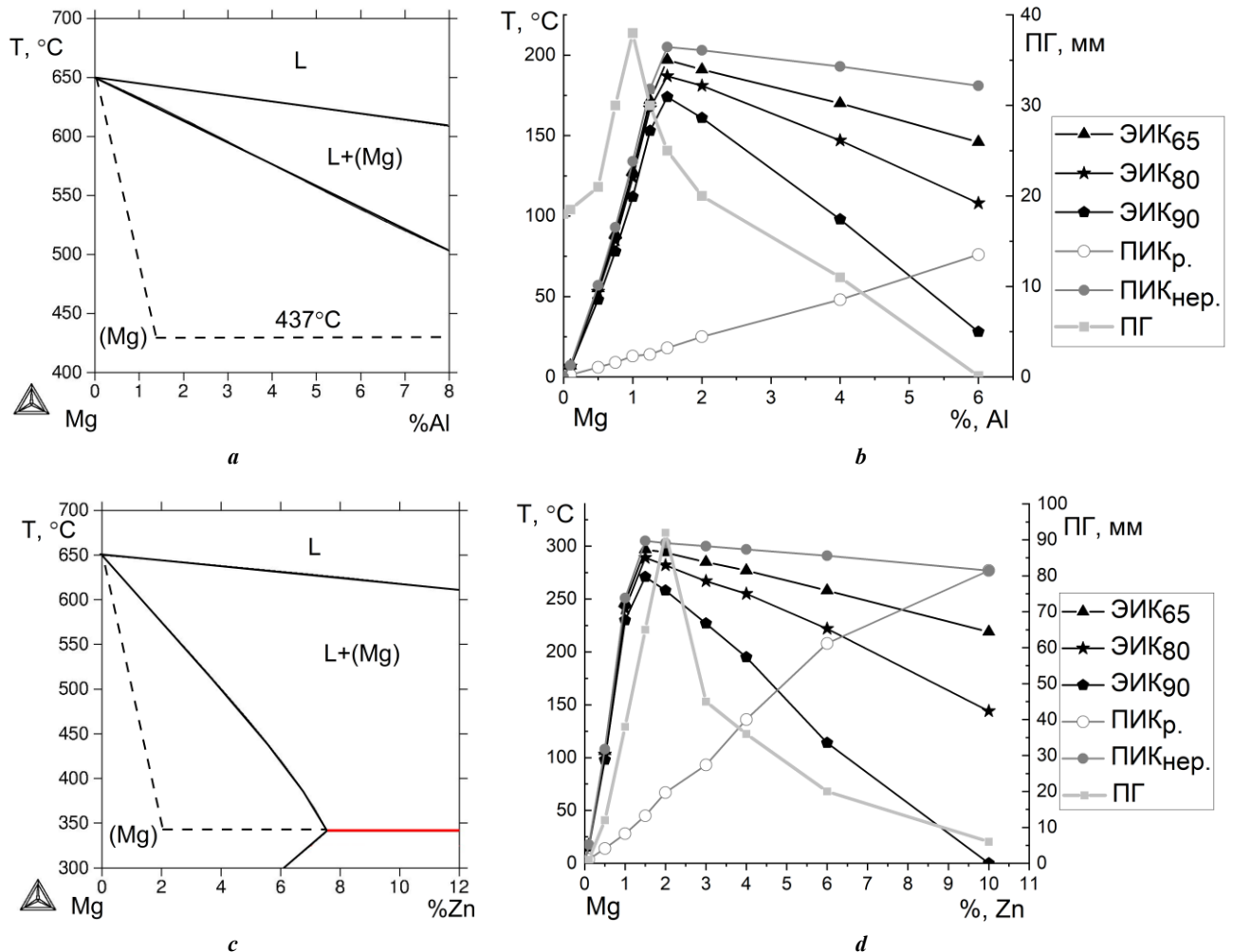


Рис. 3. Магнийский угол фазовых диаграмм систем Mg–Al (a) и Mg–Zn (c) (пунктир – неравновесный солидус) и зависимости расчетных значений эффективного интервала кристаллизации (для разного количества твердых фаз), полного равновесного интервала кристаллизации ПИК_{р.}, полного неравновесного интервала кристаллизации ПИК_{нер.} и экспериментальных значений показателя горячеломкости для двойных сплавов систем Mg–Al (b) и Mg–Zn (d)
 Fig. 3. Magnesium angle of the phase diagrams of the Mg–Al (a) and Mg–Zn (c) systems (dotted line – nonequilibrium solidus) and the dependences of the calculated values of effective solidification range ЭИК (for different amounts of solid phases), total equilibrium solidification range ПИК_{р.}, total nonequilibrium solidification range ПИК_{нер.}, and experimental values of the hot brittleness index ПГ for binary alloys of the Mg–Al (b) and Mg–Zn (d) systems

что подтверждено данными работы [9; 10], а наибольший расчетный ЭИК имеет сплав Mg–1,5%Al. Стоит отметить при этом, что в работах [9; 10] не рассматривали сплавы, содержащие более 1, но менее 2 % Al. В системе Mg–Zn максимум ПГ находится при 2 % Zn [3], однако по данным работ [9; 11] наиболее горячеломок сплав Mg–1,5%Zn, имеющий наибольший расчетный ЭИК (рис. 3).

Характер кристаллизации многокомпонентных сплавов несколько усложняется (рис. 2). Сплавы системы Mg–Zn–Zr (как и Mg–Zn) имеют низкий неравновесный солидус и, соответственно, очень широкий ЭИК, но при этом примерно такую же склонность к образованию кристаллизационных трещин, как спла-

вы Mg–Al–Zn, ЭИК которых примерно на 100 °С уже (таблица 3). А сплав МЛ10 (система Mg–Nd–Zr), имея высокую температуру неравновесного солидуса, отличается очень узким ЭИК (48–55 °С) и низким ПГ (таблица 3). Расчетные значения интервалов кристаллизации в сопоставлении с экспериментальным ПГ для многокомпонентных магниевых сплавов собраны в таблице 3.

По связи ПГ и ЭИК рассмотренные многокомпонентные сплавы разделены на 2 группы: первая – сплавы системы Mg–Al–Zn, вторая – Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr. В пределах этих групп зависимость ПГ и ЭИК имеет близкий к линейному характеру, с увеличением ЭИК возрастает ПГ (рис. 4). При этом для сплавов системы

Таблица 3. Значения эффективного интервала кристаллизации и полного равновесного интервала кристаллизации в сравнении с экспериментальным показателем горячеломкости для многокомпонентных сплавов
Table 3. Effective solidification range ЭИК and total equilibrium solidification range ПИК values in comparison with the experimental hot brittleness index for multicomponent alloys

Сплав	ЭИК ₆₅ , °С	ЭИК ₈₀ , °С	ЭИК ₉₀ , °С	ПИК _{р.} , °С	ПИК _{нер.} , °С	ПГ, мм
МЛ3	247	226	177	67	268	42,5
МЛ4	212	153	55	148	262	37,5
МЛ5	139	77	19	140	217	30
МЛ6	142	62	37	170	241	30
МЛ7-1	179	142	45	153	240	35
МЛ10	55	53	48	189	237	18,5
МЛ12	273	246	175	250	393	33
МЛ15	269	234	159	253	391	28

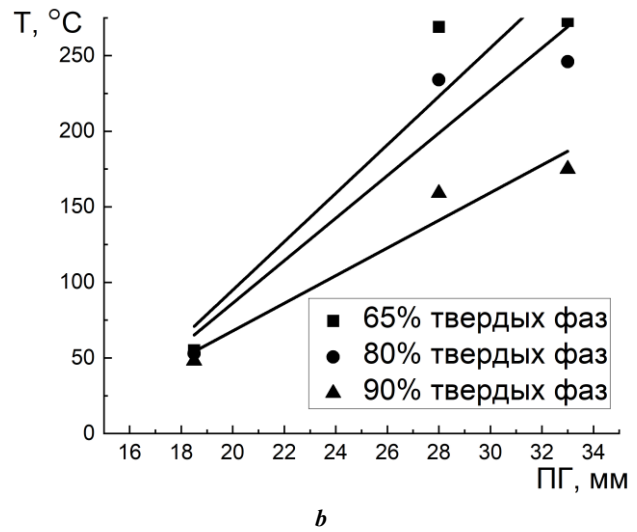
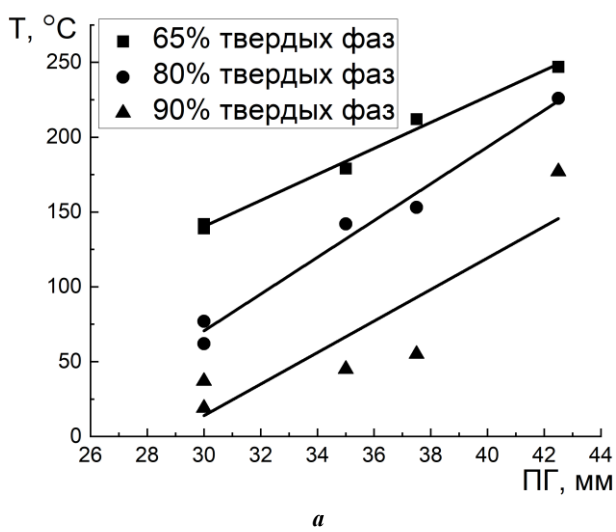


Рис. 4. Сопоставление расчетных значений эффективного интервала кристаллизации (для разного количества твердых фаз) и экспериментальных значений показателя горячеломкости для многокомпонентных сплавов на основе систем: **а** – Mg–Al–Zn; **б** – Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr
Fig. 4. Comparison of calculated effective solidification range ЭИК values (for different amounts of solid phases) and experimental values of the hot brittleness index ПГ for multicomponent alloys based on the systems: **a** – Mg–Al–Zn; **b** – Mg–Zn–Zr and Mg–Nd–Zr

Mg–Al–Zn все точки максимально близко ложатся на линейную зависимость для расчетных значений ЭИК₆₅ (рис. 4 а). Полученную зависимость можно описать простым линейным уравнением с доверительной вероятностью $R^2=0,99$:

$$\text{ПГ}=0,11 \cdot \text{ЭИК}+14. \quad (1)$$

Для систем Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr наиболее близкую к линейной зависимость демонстрируют расчетные значения ЭИК₉₀ (рис. 4 б). Для данной группы зависимость можно описать простым линейным уравнением с меньшей доверительной вероятностью $R^2=0,94$:

$$\text{ПГ}=0,1 \cdot \text{ЭИК}+13,2. \quad (2)$$

Уравнения (1) и (2) для двух групп имеют близкие коэффициенты. Объединение данных из двух групп, полученных для ЭИК при разном количестве твердых фаз, позволяет выделить линейную зависимость с доверительной вероятностью $R^2=0,96$:

$$\text{ПГ} = 0,12 \cdot \text{ЭИК}+12,5. \quad (3)$$

Уравнение (3) в первом приближении можно применить для обеих групп сплавов при условии использования в расчетах ЭИК₆₅ для сплавов системы Mg–Al–Zn и ЭИК₉₀ для сплавов систем Mg–Zn–Zr и Mg–Nd–Zr. Однако рассматривать в рамках одной группы сплавы разных систем, имеющие сильно различный неравновесный солидус, не совсем корректно.

В целом показана возможность оценки склонности магниевых сплавов систем Mg–Al и Mg–Zn к образованию трещин кристаллизационного происхождения по расчету ЭИК. Все отклонения расчетных значений ЭИК и экспериментальных значений ПГ обусловлены другими факторами, оказывающими влияние на горячеломкость, такими как механические свойства в твердотелом состоянии и модифицирование [3; 4]. Так, например, цирконий в широкоинтервальных сплавах Mg–Zn может выступать как модификатор, что улучшает литейные свойства. Предложенное уравнение для расчета требует экспериментальной проверки на сплавах иных составов, не использованных в расчетах. Однако такой возможности на данный момент нет. Основываясь на имеющемся удачном опыте применения аналогичной модели на примере создания новых алюминиевых сплавов [23; 24], предложенный метод расчета ПГ будет работать и в магниевых сплавах.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ

Проведены расчеты температур образования заданного количества твердых фаз, эффективного и полного интервалов кристаллизации в двойных и многокомпонентных сплавах на основе систем Mg–Al и Mg–Zn с использованием термодинамических расчетов неравновесной кристаллизации. Показана хорошая корреляция рассчитанных значений ЭИК с ПГ как в двойных, так и в многокомпонентных магниевых сплавах. По связи ПГ и ЭИК рассмотренные многокомпонентные сплавы в первом приближении разделены на 2 группы: первая – сплавы системы Mg–Al–Zn, вторая – Mg–Zn–

Zr и Mg–Nd–Zr. В пределах этих групп зависимость ПГ и ЭИК имеет близкий к линейному характер.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Pan Fusheng, Yang Mingbo, Chen Xianhua. A Review on Casting Magnesium Alloys: Modification of Commercial Alloys and Development of New Alloys // *Journal of Materials Science & Technology*. 2016. Vol. 32. № 12. P. 1211–1221. DOI: [10.1016/j.jmst.2016.07.001](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.07.001).
2. Xie Hecong, Zhao Hua, Guo Xin, Li Yongfeng, Hu Hengrui, Song Jiangfeng, Jiang Bin, Pan Fusheng. Recent progress on cast magnesium alloy and components // *Journal of Materials Science*. 2024. Vol. 59. P. 9969–10002. DOI: [10.1007/s10853-024-09459-x](https://doi.org/10.1007/s10853-024-09459-x).
3. Новиков И.И. Горячеломкость цветных металлов и сплавов. М.: Наука, 1966. 299 с.
4. Eskin D.G., Suyitno, Katgerman L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys // *Progress in Materials Science*. 2004. Vol. 49. № 5. P. 629–711. DOI: [10.1016/S0079-6425\(03\)00037-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(03)00037-9).
5. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Khvan A.V. Thermodynamic Calculations of the Effective Solidification Range and Its Relation to Hot Cracking of Aluminum-Based Ternary Alloys // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2011. Vol. 52. № 1. P. 50–55. DOI: [10.3103/S1067821211010275](https://doi.org/10.3103/S1067821211010275).
6. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Kanakidi Ya.Yu. Relation between the Full and effective solidification ranges and the hot cracking of multicomponent aluminum-based alloys // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2012. Vol. 53. № 5. P. 392–398. DOI: [10.3103/S1067821212050148](https://doi.org/10.3103/S1067821212050148).
7. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Churyumov A.Yu. Search for promising compositions for developing new multiphase casting alloys based on Al–Cu–Mg matrix using thermodynamic calculations and mathematic simulation // *Physics of Metals and Metallography*. 2012. Vol. 113. № 11. P. 1052–1060. DOI: [10.1134/S0031918X12110154](https://doi.org/10.1134/S0031918X12110154).
8. Song Jiangfeng, Pan Fusheng, Jiang Bin, Atrens A., Zhang Ming-Xing, Lu Yung. A review on hot tearing of magnesium alloys // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2016. Vol. 4. № 3. P. 151–172. DOI: [10.1016/j.jma.2016.08.003](https://doi.org/10.1016/j.jma.2016.08.003).
9. Bai Shengwei, Wang Feng, Du Xudong, Wang Zhi, Zhou Le, Wei Ziqi, Mao Pingli, Li Jinwei. Reduced hot tearing susceptibility of Mg–4Zn–1.5Ca–xY–0.3Zr alloy by introducing intergranular bridging secondary phases // *Journal of Alloys and Compounds*. 2025. Vol. 1014. Article number 178663. DOI: [10.1016/j.jallcom.2025.178663](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.178663).
10. Zhong Honggang, Lin Zenghuang, Han Qingyou, Song Jiangfeng, Chen Meicheng, Chen Xiangru, Li Lijuan, Zhai Qijie. Hot tearing behavior of AZ91D magnesium alloy // *Journal of Magnesium and Alloys*. 2024. Vol. 12. № 8. P. 3431–3440. DOI: [10.1016/j.jma.2023.02.010](https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.02.010).
11. Zhen Zisheng, Hort N., Huang Yuan Ding, Petri N., Utke O., Kainer K.U. Quantitative Determination on Hot Tearing in Mg–Al Binary Alloys // *Materials Science Forum*. 2009. Vol. 618–619. P. 533–540. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.618-619.533](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.618-619.533).
12. Easton M.A., Gibson M.A., Zhu Suming, Abbott T.B. An A Priori Hot-Tearing Indicator Applied to Die-Cast

- Magnesium-Rare Earth Alloys // Metallurgical and Materials Transactions A. 2014. Vol. 45. P. 3586–3595. DOI: [10.1007/s11661-014-2272-7](https://doi.org/10.1007/s11661-014-2272-7).
13. Li Tianyu, Lin Zenghuang, Su Chenxi, Gu Guangqi, Wang Hao, Li Lijuan, Zhong Honggang, Han Qingyou, Zhai Qijie. A method for predicting hot tearing during alloy solidification and its application in AZ91D magnesium alloy // Engineering Failure Analysis. 2025. Vol. 169. Article number 109194. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2024.109194](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.109194).
 14. Gan Wei Min, Huang Yuan Ding, Wang Zhi, Hort N., Hofmann M. Residual stresses near the hot sprues of as-cast Mg–Zn alloys investigated by stress-spec neutron diffractometer // Materials Science Forum. 2014. Vol. 768–769. P. 428–432. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.428](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.428).
 15. Gunde P., Schiffl A., Uggowitzer P.J. Influence of yttrium additions on the hot tearing susceptibility of magnesium–zinc alloys // Materials Science and Engineering: A. 2010. Vol. 527. № 26. P. 7074–7079. DOI: [10.1016/j.msea.2010.07.086](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.086).
 16. Wang Zhi, Huang Yuan Ding, Srinivasan A., Liu Zheng, Kainer K.U., Hort N. Influences of Y additions on the hot tearing susceptibility of Mg-1.5wt.%Zn alloys // Materials Science Forum. 2013. Vol. 765. P. 306–310. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.765.306](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.765.306).
 17. Liu Zheng, Zhang Si-bo, Mao Ping-li, Wang Feng. Effects of Y on hot tearing susceptibility of Mg–Zn–Y–Zr alloys // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014. Vol. 24. № 4. P. 907–914. DOI: [10.1016/S1003-6326\(14\)63142-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63142-3).
 18. Wang Zhi, Song Jiangfeng, Huang Yuanding, Srinivasan A., Liu Zheng, Kainer K.U., Hort N. An Investigation on Hot Tearing of Mg-4.5Zn-(0.5Zr) Alloys with Y Additions // Metallurgical and Materials Transactions A. 2015. Vol. 46. P. 2108–2118. DOI: [10.1007/s11661-015-2755-1](https://doi.org/10.1007/s11661-015-2755-1).
 19. Liu Shimeng, Wei Ziqi, Liu Zheng, Mao Pingli, Wang Feng, Wang Zhi, Zhou Le, Yin Xiunan. Effect of Zn content on hot tearing susceptibility of LPSO enhanced Mg–Zn–Y₂–Zr_{0.06} alloys with different initial mold temperatures // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 904. Article number 163963. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.163963](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.163963).
 20. Wang Yeshuang, Wang Qudong, Wu Guohua, Zhu Yanping, Ding Wenjiang. Hot-tearing susceptibility of Mg–9Al–xZn alloy // Materials Letters. 2002. Vol. 57. № 4. P. 929–934. DOI: [10.1016/S0167-577X\(02\)00898-4](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(02)00898-4).
 21. Li Bingcheng, Zhang Jing, Ye Fawang, Tang R., Dong Quan, Chen Jianhao. An approach to studying the hot tearing mechanism of alloying elements in ternary Mg–Zn–Al alloys // Journal of Materials Processing Technology. 2023. Vol. 317. Article number 117980. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2023.117980](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.117980).
 22. Du Xudong, Wang Feng, Wang Zhi, Zhou Le, Wei Ziqi, Liu Zheng, Mao Pingli. Effect of Ca/Al ratio on hot tearing susceptibility of Mg–Al–Ca alloy // Journal of Alloys and Compounds. 2022. Vol. 911. Article number 165113. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.165113](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165113).
 23. Glavatskikh M.V., Barkov R.Yu., Gorlov L.E., Khomutov M.G., Pozdniakov A.V. Microstructure and Phase Composition of Novel Crossover Al–Zn–Mg–Cu–Zr–Y(Er) Alloys with Equal Zn/Mg/Cu Ratio and Cr Addition // Metals. 2024. Vol. 14. № 5. Article number 547. DOI: [10.3390/met14050547](https://doi.org/10.3390/met14050547).
 24. Glavatskikh M.V., Barkov R.Yu., Gorlov L.E., Khomutov M.G., Pozdniakov A.V. Novel Cast and Wrought Al-3Zn-3Mg-3Cu-Zr-Y(Er) Alloys with Improved Heat Resistance // Metals. 2023. Vol. 13. № 5. Article number 909. DOI: [10.3390/met13050909](https://doi.org/10.3390/met13050909).

REFERENCES

1. Pan Fusheng, Yang Mingbo, Chen Xianhua. A Review on Casting Magnesium Alloys: Modification of Commercial Alloys and Development of New Alloys. *Journal of Materials Science & Technology*, 2016, vol. 32, no. 12, pp. 1211–1221. DOI: [10.1016/j.jmst.2016.07.001](https://doi.org/10.1016/j.jmst.2016.07.001).
2. Xie Hecong, Zhao Hua, Guo Xin, Li Yongfeng, Hu Hengrui, Song Jiangfeng, Jiang Bin, Pan Fusheng. Recent progress on cast magnesium alloy and components. *Journal of Materials Science*, 2024, vol. 59, pp. 9969–10002. DOI: [10.1007/s10853-024-09459-x](https://doi.org/10.1007/s10853-024-09459-x).
3. Novikov I.I. *Goryachelomkost tsvetnykh metallov i splavov* [Hot brittleness of non-ferrous metals and alloys]. Moscow, Nauka Publ., 1966. 299 p.
4. Eskin D.G., Suyitno, Katgerman L. Mechanical properties in the semi-solid state and hot tearing of aluminium alloys. *Progress in Materials Science*, 2004, vol. 49, no. 5, pp. 629–711. DOI: [10.1016/S0079-6425\(03\)00037-9](https://doi.org/10.1016/S0079-6425(03)00037-9).
5. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Khvan A.V. Thermodynamic Calculations of the Effective Solidification Range and Its Relation to Hot Cracking of Aluminum-Based Ternary Alloys. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2011, vol. 52, no. 1, pp. 50–55. DOI: [10.3103/S1067821211010275](https://doi.org/10.3103/S1067821211010275).
6. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Kanakidi Ya.Yu. Relation between the Full and effective solidification ranges and the hot cracking of multicomponent aluminum-based alloys. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 2012, vol. 53, no. 5, pp. 392–398. DOI: [10.3103/S1067821212050148](https://doi.org/10.3103/S1067821212050148).
7. Zolotarevskiy V.S., Pozdniakov A.V., Churyumov A.Yu. Search for promising compositions for developing new multiphase casting alloys based on Al–Cu–Mg matrix using thermodynamic calculations and mathematic simulation. *Physics of Metals and Metallography*, 2012, vol. 113, no. 11, pp. 1052–1060. DOI: [10.1134/S0031918X12110154](https://doi.org/10.1134/S0031918X12110154).
8. Song Jiangfeng, Pan Fusheng, Jiang Bin, Atrens A., Zhang Ming-Xing, Lu Yung. A review on hot tearing of magnesium alloys. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2016, vol. 4, no. 3, pp. 151–172. DOI: [10.1016/j.jma.2016.08.003](https://doi.org/10.1016/j.jma.2016.08.003).
9. Bai Shengwei, Wang Feng, Du Xudong, Wang Zhi, Zhou Le, Wei Ziqi, Mao Pingli, Li Jinwei. Reduced hot tearing susceptibility of Mg-4Zn-1.5Ca-xY-0.3Zr alloy by introducing intergranular bridging secondary phases. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025, vol. 1014, article number 178663. DOI: [10.1016/j.jallcom.2025.178663](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.178663).
10. Zhong Honggang, Lin Zenghuang, Han Qingyou, Song Jiangfeng, Chen Meicheng, Chen Xiangru, Li Lijuan, Zhai Qijie. Hot tearing behavior of AZ91D magnesium alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2024, vol. 12, no. 8, pp. 3431–3440. DOI: [10.1016/j.jma.2023.02.010](https://doi.org/10.1016/j.jma.2023.02.010).

11. Zhen Zisheng, Hort N., Huang Yuan Ding, Petri N., Utke O., Kainer K.U. Quantitative Determination on Hot Tearing in Mg–Al Binary Alloys. *Materials Science Forum*, 2009, vol. 618-619, pp. 533–540. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.618-619.533](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.618-619.533).
12. Easton M.A., Gibson M.A., Zhu Suming, Abbott T.B. An A Priori Hot-Tearing Indicator Applied to Die-Cast Magnesium-Rare Earth Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2014, vol. 45, pp. 3586–3595. DOI: [10.1007/s11661-014-2272-7](https://doi.org/10.1007/s11661-014-2272-7).
13. Li Tianyu, Lin Zenghuang, Su Chenxi, Gu Guangqi, Wang Hao, Li Lijuan, Zhong Honggang, Han Qingyou, Zhai Qijie. A method for predicting hot tearing during alloy solidification and its application in AZ91D magnesium alloy. *Engineering Failure Analysis*, 2025, vol. 169, article number 109194. DOI: [10.1016/j.engfailanal.2024.109194](https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.109194).
14. Gan Wei Min, Huang Yuan Ding, Wang Zhi, Hort N., Hofmann M. Residual stresses near the hot sprues of as-cast Mg–Zn alloys investigated by stress-spec neutron diffractometer. *Materials Science Forum*, 2014, vol. 768-769, pp. 428–432. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.428](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.428).
15. Gunde P., Schiffel A., Uggowitzer P.J. Influence of yttrium additions on the hot tearing susceptibility of magnesium–zinc alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2010, vol. 527, no. 26, pp. 7074–7079. DOI: [10.1016/j.msea.2010.07.086](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.086).
16. Wang Zhi, Huang Yuan Ding, Srinivasan A., Liu Zheng, Kainer K.U., Hort N. Influences of Y additions on the hot tearing susceptibility of Mg-1.5wt.%Zn alloys. *Materials Science Forum*, 2013, vol. 765, pp. 306–310. DOI: [10.4028/www.scientific.net/MSF.765.306](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.765.306).
17. Liu Zheng, Zhang Si-bo, Mao Ping-li, Wang Feng. Effects of Y on hot tearing susceptibility of Mg–Zn–Y–Zr alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, vol. 24, no. 4, pp. 907–914. DOI: [10.1016/S1003-6326\(14\)63142-3](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63142-3).
18. Wang Zhi, Song Jiangfeng, Huang Yuanding, Srinivasan A., Liu Zheng, Kainer K.U., Hort N. An Investigation on Hot Tearing of Mg-4.5Zn-(0.5Zr) Alloys with Y Additions. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, vol. 46, pp. 2108–2118. DOI: [10.1007/s11661-015-2755-1](https://doi.org/10.1007/s11661-015-2755-1).
19. Liu Shimeng, Wei Ziqi, Liu Zheng, Mao Pingli, Wang Feng, Wang Zhi, Zhou Le, Yin Xiunan. Effect of Zn content on hot tearing susceptibility of LPSO enhanced Mg–Zn_x–Y₂–Zr_{0.06} alloys with different initial mold temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 904, article number 163963. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.163963](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.163963).
20. Wang Yeshuang, Wang Qudong, Wu Guohua, Zhu Yanping, Ding Wenjiang. Hot-tearing susceptibility of Mg–9Al–xZn alloy. *Materials Letters*, 2002, vol. 57, no. 4, pp. 929–934. DOI: [10.1016/S0167-577X\(02\)00898-4](https://doi.org/10.1016/S0167-577X(02)00898-4).
21. Li Bingcheng, Zhang Jing, Ye Fawang, Tang R., Dong Quan, Chen Jianhao. An approach to studying the hot tearing mechanism of alloying elements in ternary Mg–Zn–Al alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 2023, vol. 317, article number 117980. DOI: [10.1016/j.jmatprotec.2023.117980](https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.117980).
22. Du Xudong, Wang Feng, Wang Zhi, Zhou Le, Wei Ziqi, Liu Zheng, Mao Pingli. Effect of Ca/Al ratio on hot tearing susceptibility of Mg–Al–Ca alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 911, article number 165113. DOI: [10.1016/j.jallcom.2022.165113](https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.165113).
23. Glavatskikh M.V., Barkov R.Yu., Gorlov L.E., Khomutov M.G., Pozdnyakov A.V. Microstructure and Phase Composition of Novel Crossover Al–Zn–Mg–Cu–Zr–Y(Er) Alloys with Equal Zn/Mg/Cu Ratio and Cr Addition. *Metals*, 2024, vol. 14, no. 5, article number 547. DOI: [10.3390/met14050547](https://doi.org/10.3390/met14050547).
24. Glavatskikh M.V., Barkov R.Yu., Gorlov L.E., Khomutov M.G., Pozdnyakov A.V. Novel Cast and Wrought Al-3Zn-3Mg-3Cu-Zr-Y(Er) Alloys with Improved Heat Resistance. *Metals*, 2023, vol. 13, no. 5, article number 909. DOI: [10.3390/met13050909](https://doi.org/10.3390/met13050909).

Calculation of the effective solidification range and its relationship with hot brittleness of alloys based on Mg–Al and Mg–Zn systems

Andrey V. Pozdnyakov, PhD (Engineering), Associate Professor

University of Science and Technology MISIS, Moscow (Russia)

E-mail: pozdnyakov@misis.ru

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5975-4849>

Received 05.02.2025

Revised 19.02.2025

Accepted 27.02.2025

Abstract: Magnesium alloys of the Mg–Al and Mg–Zn systems have a wide effective solidification range (ESR), and as a result, have the tendency to hot brittleness during casting. There are several methods for analyzing and calculating the hot brittleness of magnesium alloys, but they are very labor-intensive. In this regard, the objective of the study is to develop a model for calculating the hot brittleness index (HBI) based on the value of the calculated effective solidification range, identifying and analyzing their relationship in binary and multicomponent alloys based on the Mg–Al and Mg–Zn systems. The ESR was calculated using the Thermo-Calc program (TTMG3 database). The ESR was calculated as the difference between the temperature of formation of a given amount of solid phases and the nonequilibrium solidus temperature. The study showed a good correlation between the calculated values of ESR and HBI in both binary and multicomponent magnesium alloys. In the Mg–Al system alloys, the calculated dependences of the ESR at 90 % of solid phases (ESR₉₀) show the best correlation with the experimental values of HBI. In the binary alloys of the Mg–Zn system, a qualitatively similar dependence is observed. However, no clear correlation was noted between the ESR and HBI. The ESR₆₅

and ESR_{80} dependences demonstrate the closest nature. According to the relationship between HBI and ESR, the considered multicomponent alloys are divided into two groups as a first approximation: the first one is the Mg–Al–Zn system alloys; the second one is the Mg–Zn–Zr and Mg–Nd–Zr alloys. Within these groups, the dependence of HBI and ESR has a nature close to a linear one. To describe the dependence of all alloys, a single equation can be applied if ESR_{65} is used in the calculations for Mg–Al–Zn alloys and ESR_{90} – for Mg–Zn–Zr and Mg–Nd–Zr alloys. The proposed model will allow for easy and quick calculation of the HBI, which is very important in the development of new high-tech magnesium alloys.

Keywords: magnesium alloys; hot brittleness; effective solidification range; thermodynamic calculation; nonequilibrium solidification.

For citation: Pozdniakov A.V. Calculation of the effective solidification range and its relationship with hot brittleness of alloys based on Mg–Al and Mg–Zn systems. *Frontier Materials & Technologies*, 2025, no. 1, pp. 59–68. DOI: 10.18323/2782-4039-2025-1-71-5.