УДК 691.771; 621.73; 621.7-4

О некоторых причинах хрупкого разрушения заготовок из сплава АМг6

П.А. Головкин

ПАО «РКК «Энергия» им. С.П. Королёва»

On some causes of crushing fracture of Al-6%Mg alloy pieces

P.A. Golovkin

Public Joint Stock Company “Rocket and Space Corporation “Energia” named by S.P. Korolev”

Рассмотрены причины повышенной склонности материала прессованных прутков из алюминиево-магниевого сплава АМг6 к хрупкому разрушению при нормальных температурах. Путем металлографического анализа и сопоставления твердости выполнено сравнение материалов разных лет производства. Показано, что одной из причин склонности материала к хрупкому разрушению может стать повышенное содержание в нем избыточных интерметаллических соединений, которое является функцией различных технологических воздействий от приготовления исходного расплава до получения прессованных прутков. Описаны механизм образования избыточных фаз и пути ограничения этого процесса. Раскрыто противоречие между технической рекомендацией ТР 50-31-70, где указана необходимость гомогенизации слитков при температуре 500 °С в течение не менее 3…6 ч., и отраслевым стандартом ОСТ 92-1019–81, в котором для повышения пластичности катаных и прессованных материалов из сплавов АМг5 и АМг6 предписан их отжиг при температуре 380…440 °С не более 3 ч.

EDN: CNZWUJ, https://elibrary/cnzwuj

Ключевые слова: алюминиево-магниевый сплав, хрупкое разрушение, химический состав, интерметаллидные фазы, содержание избыточных фаз, горячая деформация

The reasons for the occurrence of increased tendency to brittle fracture at normal temperatures of the material of pressed bars made of aluminium-magnesium Al-6%Mg alloy AMr6 are considered. By analyzing metallography and comparing hardness, materials from different years of production are compared. It is shown that one of the reasons for the material's tendency to brittle fracture may be the increased content of excess intermetallic compounds in it, which is a function of various technological influences from the preparation of the initial melt to the production of pressed rods. The mechanism of formation of excess phases and ways of limiting this process are described. The contradiction between the technical recommendation “TP 50-31-70”, which indicates the need for homogenization of ingots at 500 °C for at least 3...6 hours, and the industry standard “OCT 92-1019–81”, where to increase the ductility of rolled and pressed materials from Al-5 %Mg "AMr5" and Al-6 %Mg "AMr6" alloys, it is prescribed to anneal them at 380...440 °C for no longer than 3 hours.

EDN: CNZWUJ, https://elibrary/cnzwuj

Keywords: aluminium-magnesium alloy, brittle fracture, chemical composition, intermetallide phases, impurities, content of excess phases, hot deformation

Основные интерметаллические соединения в алюминиево-магниевых сплавах. Особенностью алюминиевых сплавов группы АМг, химический состав которых определяет ГОСТ 4784–2019 [1], является возникновение в неравновесных условиях кристаллизации и деформационных процессов различных интерметаллидных фаз. Диаграмма равновесия Al–Mg, как основных составляющих алюминиево-магниевого сплава, приведена на рис. 1 [2], где Ж — жидкое состояние.

Следует обратить внимание на некоторые противоречия в работах различных исследователей. Так, описывая присущие алюминиево-магниевым сплавам интерметаллические соединения, Л.Ф. Мондольфо выделяет среди них β-фазу Mg_2Al_3 (37,3 % Mg) и фазу Mg_5Al_8 (36 % Mg) с температурами плавления 450 и 452 °С соответственно [2]. Автор отмечает, что в равновесии с твердым раствором находится β-фаза Mg_2Al_3, однако на диаграмме равновесия Al–Mg (см. рис. 1) это соединение выходит за пределы гомогенности, лежащей в диапазоне 34,8…37,1 % Mg. Напротив, соединение Mg_5Al_8 входит по составу в область гомогенности, но не является равновесным и содержит, по разным оценкам, 108 или 1166…1172 атомов [2].

В то же время, как отмечают О.Е. Осинцев и С.Л. Никитин [3], во многих источниках под β-фазой подразумевается соединение Mg_5Al_8. В работе [4] соединение Mg_5Al_8 охарактеризовано как γ-фаза, так как она имеет сложную кубическую структуру, содержащую 52 атома, и ее хрупкость является характерной для γ-фазы различных химических соединений.

В исследовании [3] в качестве γ-фазы заявлено соединение $Mg_{17}Al_{12}$, содержащее 55,7 % Mg и 58 атомов в ячейке, которое согласно работам [2, 5] образуется при содержании 45…60 % магния в твердом растворе.

Также в сплавах системы Al–Mg имеют место другие соединения с примесями Fe, Si и пр. Столь подробное описание интерметаллических соединений необходимо, чтобы понять их влияние на возможное изменение свойств металлического материала. Так, Л.Ф. Мондольфо [2] описывает включения Mg_5Al_8 как очень хрупкие до температуры 328 °С, а в источнике под редакцией И.И. Корнилова [4] указано, что они резко снижают твердость при температуре более 300 °С.

Разногласия в описании избыточных фаз, образующихся и переходящих в твердый раствор в условиях кристаллизации исходного расплава, усугубляются схожей картиной с описанием соединений, появляющихся в процессе его деформации, таких как метастабильная фаза β′ [3]. Относительно нестабильной гексагональной ε-фазы [4] $Mg_{23}Al_{30}$ [3] с содержанием 40,5 % ат. Mg Л.Ф. Мондольфо утверждает, что она не образуется из жидкого состояния [2], хотя и не указывает прямо на ее появление

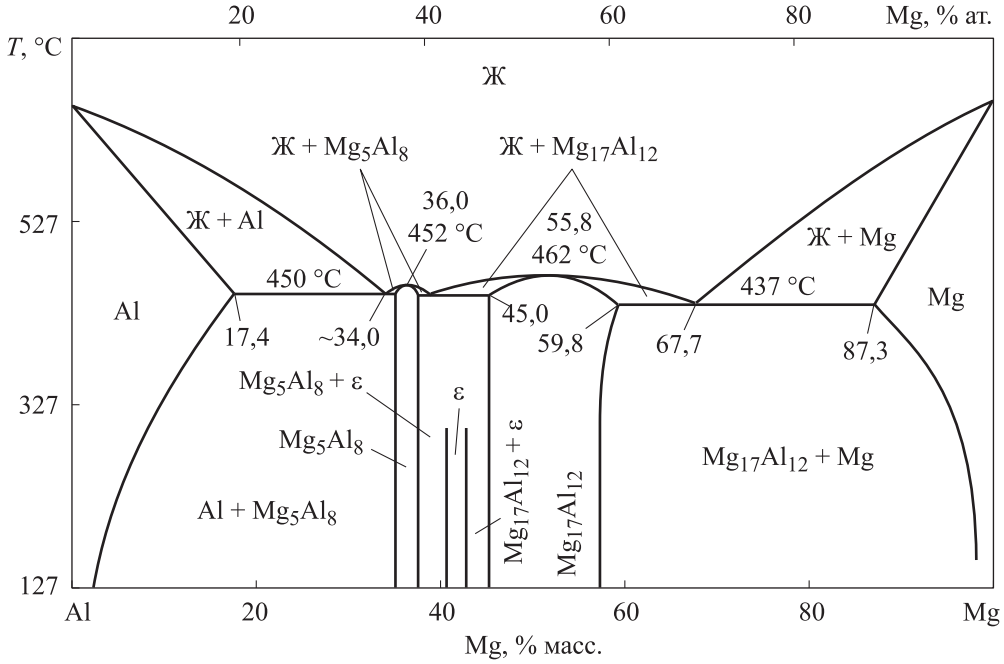


Рис. 1. Диаграмма равновесия системы Al–Mg

вследствие горячей пластической деформации материала.

В работах А.И. Беляева с соавторами [6] и П.П. Арсентьева и Л.А. Коледова [7] диаграмма состояния сплавов системы Al–Mg, описана как «сложная, с интерметаллическими соединениями переменного состава, эвтектиками и ограниченными твердыми растворами на основе Al и Mg». Отмечено, что при температуре перегрева примерно на 130 °С [6] вплоть до 800 °С в расплаве сохраняются участки ближнего порядка на основе гранецентрированной кубической структуры до ~1,6 нм в поперечнике, сохраняя в себе и соединения типа Mg_2Al_3 [6].

В работе же И.И. Новикова указано, что «процессы образования фаз в твердом состоянии подчиняются тем же закономерностям, что и процессы кристаллизации жидкости» [8], а значит, их количество может уменьшаться или увеличиваться, изменяя свойства деформированного материала.

Влияние интерметаллических фаз на некоторые свойства магналиев. Прессование исходного слитка при одновременном воздействии пластической деформации и повышенной температуры резко ускоряет фазовые и диффузионные превращения в металлическом материале, ускоряет распад пересыщенного твердого раствора и растворение частиц избыточных фаз в алюминиевых сплавах [9]. Причем на макроуровне химический состав материала не изменяется, поэтому при его проверке у поставляемых по требованиям ГОСТ 21488–2025 [10] прессованных прутков количество связанного в соединения вещества не определяется.

Несмотря на обилие литературы, общепринятого определения избыточных фаз и их количественного содержания в твердом растворе алюминиевых сплавов нет, как и в ГОСТ Р 57125–2016 [11]. В связи с этим обозначим его в виде показателя V_v, как это сделано К.С. Чернявским в работе [12], и условно сведено к сумме двух составляющих — Mg_2Al_3 и Mg_5Al_8.

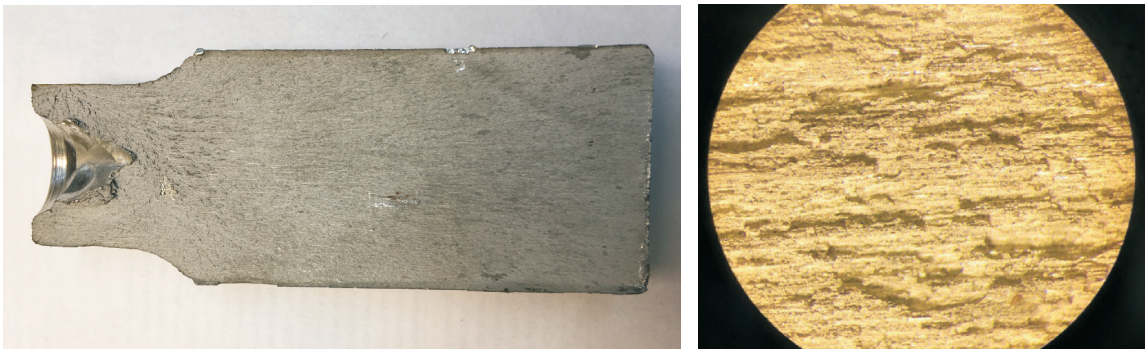
Растворяясь в алюминии, магний ввиду большего несоответствия размеров внедренных атомов упруго искажает его кристаллическую решетку сильнее, чем медь, кремний или цинк [13]. В том числе поэтому, как указано в работе В.В. Захарова [13], сопротивление деформированию у магналиев возрастает быстрее, вследствие чего они более чувствительны к предельной скорости прессования, чем сплавы систем Al–Cu и Al–Zn.

То, что теплопроводность сплавов с содержанием 5…6 и 15 % Mg в 2 и 3 раза ниже, чем у чистого алюминия [2], также может способствовать хрупкому разрушению металлического материала.

В качестве примера на рис. 2 приведена картина хрупкого продольного разрушения прутка диаметром 60 мм из сплава АМг6 при его поджатии задней бабкой токарного станка. На поверхности параллельного направлению прессования прутка излома, почти отсутствуют следы вязкого разрушения, фактура излома показывает его хрупкий характер.

С одной стороны, это связано со значительными внутренними напряжениями в материале, а с другой — с ослаблением металлических связей материала по границам зерен некогерентными с твердым раствором интерметаллическими соединениями, что отмечает М.Е. Дриц [14].

Как указано в работе [3], фазы Mg_2Al_3 и Mg_5Al_8 склонны к диффузионному переходу в твердый раствор при отжиге в диапазоне тем-



а *б*

Рис. 2. Картины разрушения прутка из сплава АМг6 (*а*) и поверхности излома (*б*) при увеличении ×16

пературы 430…440 °С, для чего требуется не менее 3,5 и 5,0 ч соответственно [3]. В.В. Захаров установил [13], что при прессовании слитков из сплавов АМг3, АМг5 и АМг6 морфология избыточных фаз может непосредственно повлиять на допустимые скорость и температуру безопасной деформации, и что для их растворения необходима гомогенизация слитков при температуре около 500 °С [13].

Такие рекомендации входят в противоречие с определяющим технические требования к деталям из алюминиевых сплавов ОСТ 92-1019–81 [15], где в п. 2.6 для сплавов АМг5 и АМг6 предусмотрен отжиг при температуре 310…335 °С в течение не более 3 ч, либо при температуре до 500…520 °С с не указанным сокращением времени выдержки садки. Также, «для повышения пластичности катаных и прессованных материалов» из сплавов АМг5 и АМг6, в п. 2.6.1 разрешено проводить отжиг при 380…440 °С с обязательным отжигом при 310…335 °С. При этом в п. 2.6.2 этого стандарта отмечено, что «длительность выдержки при температуре высокого отжига должна быть минимально необходимой».

Это значит, что избыточные фазы не будут полностью растворены при отжиге по предписанным ОСТ 92-1019–81 режимам, как это подробно описано в работе [16]. В таком случае становится понятна логика примечания к п. 5.7 ОСТ 92-1619–87 [17], где в случае разрушения поковок из сплава АМг6 при ковке по установленным этим же документом режимам, предписано снижать ее температуру с 430…300 °С до не более чем 350 °С. Насыщенный избыточными фазами материал при ковке может хрупко разрушиться, что отмечено в работе [18], когда образующиеся трещины заполняются жидкостью на базе эвтектики Mg_2Al_3 с вкраплениями частиц Mg_5Al_8 и др.

Предположение о значимой роли интерметаллидных фаз в разрушении прутка при обычных температурах находит подтверждение и в статье Д.А. Билалова с соавторами [19], вследствие чего следует обратить внимание на механизм образования этих соединений в металлическом материале при его обработке. Кроме того, в определяющей режимы гомогенизации слитков технической рекомендации ТР 50-31-70 [20] прямо указано, что скопления избыточных фаз при значительных напряжениях растяжения, например, при свободной ковке, способствуют появлению трещин.

Влияние технологических факторов на количество избыточных фаз. Горячая пластическая деформация состоит из двух условно разделенных механизмов — внутри- и межзеренного [21, 22]. Последний преобладает там, где самолокализация энергетически выгодных сдвиговых деформаций и деформационный разогрев предопределяет повышение показателя V_v в материале. Другими словами, значение показателя V_v является функцией, в том числе соотношения механизмов деформации материала заготовок.

К сожалению, даже такие современные методы, как масс-спектроскопия с индукционно связанной плазмой (ИСП-МС) [23] и атомно-эмиссионная спектроскопия с индукционно связанной плазмой (АЭС-ИСП) [24] не позволяют отделить фазы Mg_2Al_3 и Mg_5Al_8 от твердого раствора.

Однако эту задачу можно решить путем рентгенофлуоресцентной масс-спектрометрии высокого разрешения (РМС ВР) [25] и классического планометрического метода, рекомендованного ГОСТ 21073.4–75 [26].

Цель работы — определение причин хрупкого разрушения прутков из сплава АМг6.

В качестве объектов исследования выступали прутки из сплава АМг6 производства 2000 и 2015 г. С помощью РМС ВР и классического планометрического метода определены значения показателя V_v, последний из которых и показал хрупкое разрушение. Выявление микроструктуры материала образцов проведено по методике МР 21-31-69 [27].

Для прутка производства 2000 г. твердость материала в продольном и поперечном направлениях оказалась равной 105...143 и 100...120 МПа, т. е. отличалась от минимального значения на 26 и 20 %, а для прутка производства 2015 г. — 125...150 и 115...130 МПа, т. е. различие составило 16 и 12 % соответственно. Результаты замеров показателя V_v и микротвердости материала прутков в продольном и поперечном направлениях приведены в таблице.

Видно, что с ростом показателя V_v микротвердость материала снижается, уменьшаясь и по направлению к центру прутка, где скорость его истечения при прессовании выше, и преобладают напряжения растяжения [9]. Такую зависимость можно объяснить повышенной твердостью интерметаллидов относительно матрицы твердого раствора. Так, в работе О.Е. Осинцева и С.Л. Никитина [3] твердость

Значения показателя V_v и микротвердости материала прутков из сплава АМг6

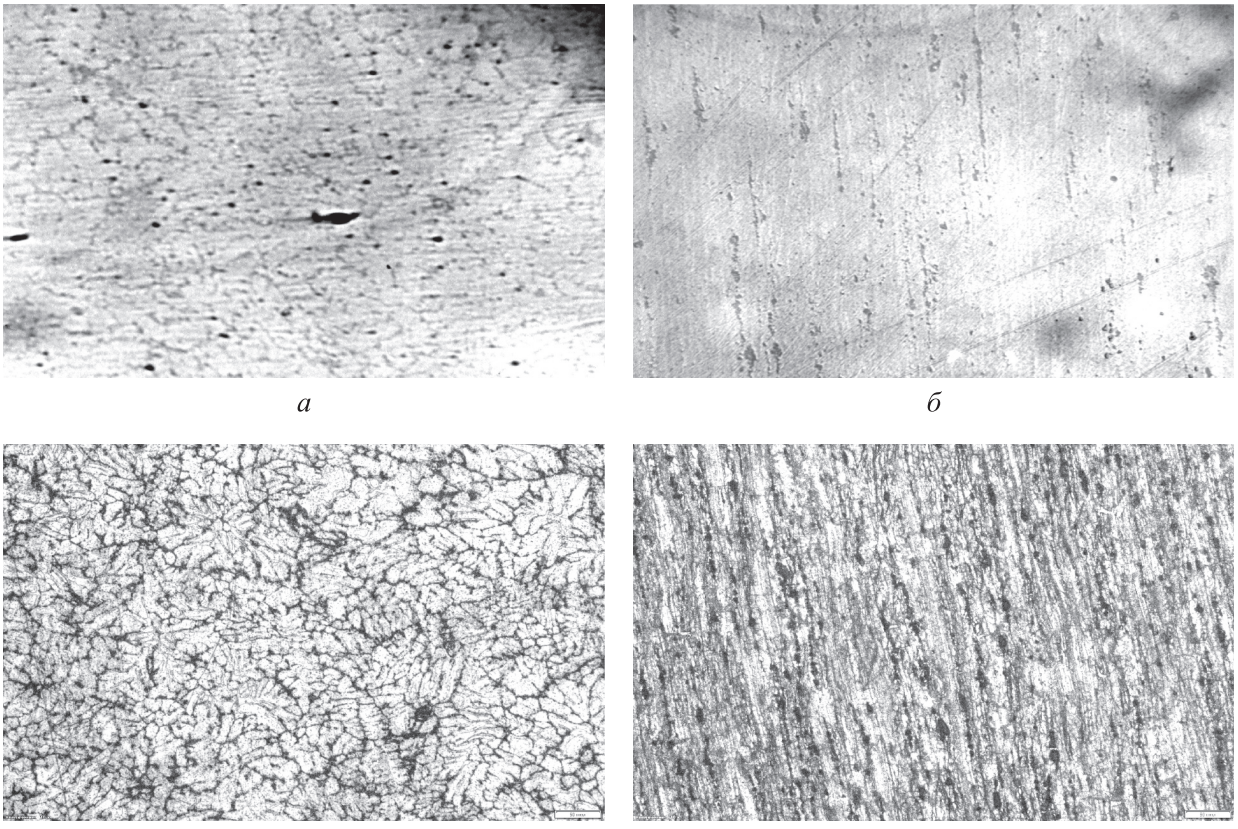
Год выпуска прутка	Направление	Твердость, МПа	Показатель V_v, % ат.
2000	Продольное	100…120	3,3…3,7
	Поперечное	105…143	
2015	Продольное	115...130	5,8…6,4
	Поперечное	125…150	

фазы Al_3Mg_2 указана равной 2000…3400 МПа, а у В.Н. Добаткина с соавторами [28] — 5000 МПа против 1000 МПа у матрицы твердого раствора. Однако растворение избыточных фаз приводит к образованию в металлическом материале диффузионных рыхлот, что и снижает его твердость.

Микроструктуры материалов прутков производства 2000 и 2015 г. показаны на рис. 3. Материал прутка производства 2015 г. отличает выраженная фактурность. Это обусловлено тем, что содержание избыточных фаз в прутках 2000 и 2015 г. составило 3,3…3,7 и 5,8… 6,4 % ат. соответственно, а травление изменяет поверхности тем сильнее, чем больше электроотрицательных фаз он содержит.

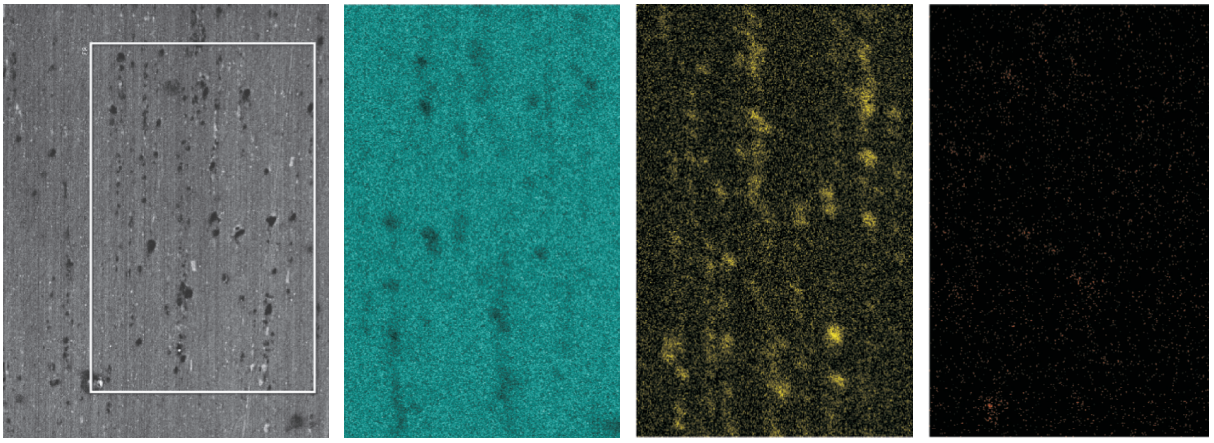
В частности, по данным В.П. Батракова [29], у сплава АМг6 скорость растворения матрицы твердого раствора в 3%-ном водном растворе NaCl составляет 6 г/(м^2·ч), у β-фазы Mg_2Al_3 — 240 г/(м^2·ч). Такое повышенное количество скоплений избыточных фаз и микропустот в материале производства 2015 г. могло способствовать хрупкому разрушению материала прутка по описанному В.И. Добаткиным механизму [28], что также отмечено в работе [14].

Количественно отделить образующиеся непосредственно из основных компонентов



а *б* *в* *г*

Рис. 3. Микроструктуры материала прутков производства 2000 г. (*а*, *б*) и 2015 г. (*в*, *г*) в поперечном (*а*, *в*) и продольном (*б*, *г*) направлениях при увеличении ×200



а *б* *в* *г*

Рис. 4. Картины шлифа из сплава АМг6 при увеличении ×200 (*а*) и распределения в нем Al (*б*), Mg (*в*) и Fe (*г*) с увеличением ×250

твердого раствора соединения Al_3Mg_2 и Mg_5Al_8 от содержащих примеси AlFeSi, AlFeSiMn, Fe_2SiAl_8, $CuMg_4Al_6$, $(FeMn)A_{l6}$ и др. [2, 6] можно путем вычитания из общей суммы их предельно допустимого по ГОСТ 4784–2019 содержания. С учетом того, что этот государственный стандарт допускает до 0,4 % Si и Fe, до 0,2 % Zn, 0,1 % Cu и в сумме до 0,1 % других примесей (всего до 0,8 % ат.), расчетное общее содержание в металлическом материале соединений с участием примесей, может составлять 1,2…1,5 % ат.

По сравнению с исходным прутком, где скопления частиц достигают 20…30 мкм в поперечнике, размер включений поковки находится в пределах 3…5 мкм. Согласно данным В.В. Захарова [13], такой материал уже не склонен к разрушению при горячей деформации, так как размеры включений не превышают пороговое значение (10…15 мкм). Однако хрупкому разрушению заготовки могло способствовать и то, что материал не был отожжен в состоянии поставки, что допускает ГОСТ 21488–2025 для прутков, предназначенных для дальнейшей ковки или штамповки.

Образующиеся в ходе взаимодействия алюминия и магния с примесями соединения AlFeSi, AlFeSiMn, Fe_2SiAl_8, $CuMg_4Al_6$, $(FeMn)A_{l6}$ и др. [2, 6] легко определяются методом, рекомендованным ГОСТ 21488–2025 и методами АЭС-ИСП и ИСП-МС, как примеси, предельное содержание которых задает ГОСТ 4784–2019.

На полученных методом РМС-ВР картинах шлифа алюминия (рис. 4, *а*) показано распределение в нем магния и железа (рис. 4, *б–г*), где более светлые участки отвечают большему содержанию элемента и, наоборот. Видно, что в местах расположения соединений Mg_2Al_3 и Mg_5Al_8 содержание алюминия снижается, а магния повышается в соответствии с их химическими формулами.

Схожие результаты для сплава АМг6 приведены и в работе [19], где также применено оборудование, позволяющее отследить изменение химического состава материала в местах скопления избыточных фаз. Общая зависимость такова, что строчечная направленная структура и повышенное значение показателя V_v уменьшают температурный и силовой пороги разрушения материалов алюминиево-магниевых сплавов, что следует учитывать при разработке процессов их термической и деформационной обработки, начиная с этапа приготовления исходного слитка.

Выводы

1. Материал изготовленных в разное время прессованных прутков содержит от 3,3…3,7 до 5,8…6,4 % масс. интерметаллидных фаз, из которых чуть более одной трети составляют соединения Mg_2Al_3 и Mg_5Al_8, а остальную часть избыточные фазы — соединения алюминия и магния с находящимися в материале примесями.

2. Так как заложенные в ГОСТ 21488–2025 методы анализа химического состава не отличают материал твердого раствора от связанного в интерметаллические соединения, с учетом возможностей и стоимости применения для определения значения V_v предпочтителен металлографический метод, описанный ГОСТ 21073.4–75.

3. Показатель V_v является функцией различных технологических воздействий от приготовления исходного расплава до получения прессованных прутков и может дать дополнительную информацию о свойствах материала.

4. Материал с повышенным значением показателя V_v отличает склонность к хрупкому разрушению как при обычных температурах, так и при повышенных, что не определяется при использовании заложенных ГОСТ 21488-2025 методов его проверки.

5. Существует противоречие между ТР 50-31-70, где указана необходимость гомогенизации слитков при температуре 500 °С в течение не менее 3…6 ч, и ОСТ 92-1019–81, где для повышения пластичности катаных и прессованных материалов из сплавов АМг5 и АМг6 предписан отжиг при 380…440 °С не более 3 ч.

6. При отказе производителя от отжига слитка скопления избыточных фаз перейдут в материал прессованных прутков, образовав склонную к хрупкому разрушению строчечную структуру, и отжиг по режимам ОСТ 92-1019–81 не сможет полностью растворить эти фазы, лишь развив в материале пористость.

Литература

[1] ГОСТ 4784–2019. *Алюминий и сплавы алюминиевые деформируемые. Марки*. Москва, Стандартинформ, 2019. 31 с.

[2] Мондольфо Л.Ф. *Структура и свойства алюминиевых сплавов*. Москва, Металлургия, 1979. 640 с.

[3] Осинцев О.Е., Никитин С.Л. *Высокопрочные коррозионностойкие литейные алюминиевые сплавы системы Al-Mg с повышенным содержанием кремния*. Москва, МАТИ, 2008. 263 с.

[4] Корнилов И.И., ред. *Механические свойства металлических соединений*. Москва, Металлургиздат, 1962. 300 с.

[5] Синявский В.С., Вальков В.Д., Калинин В.Д. *Коррозия и защита алюминиевых сплавов*. Москва, Металлургия, 1986. 368 с.

[6] Фридляндер И.Н., ред. *Металловедение алюминия и его сплавов*. Москва, Металлургия, 1983. 279 с.

[7] Арсентьев П.П., Коледов Л.А. *Металлические расплавы и их свойства*. Москва, Металлургия, 1976. 375 с.

[8] Новиков И.И. *Теория термической обработки металлов*. Москва, Металлургия, 1986. 480 с.

[9] Каргин В.Р., Гречникова А.Ф., Ерисов Я.А. и др. *Теория и технология прессования алюминиевых сплавов*. Самара, СГАУ, 2015. 80 с.

[10] ГОСТ 21488–2025. *Прутки прессованные из алюминия и алюминиевых сплавов. Технические условия*. Москва, Российский институт стандартизации, 2025. 32 с.

[11] ГОСТ Р 57125–2016. *Прессованные изделия из алюминиевых сплавов. Термины и определения дефектов*. Москва, Стандартинформ, 2016. 46 с.

[12] Чернявский К.С. *Стереология в металловедении*. Москва, Металлургия, 1977. 279 с.

[13] Захаров В.В. *Разработка научных основ легирования алюминиевых сплавов, предназначенных для прессования, и термической обработки слитков из них*. Москва, ВИЛС, 1988. 45 с.

[14] Дриц М.Е., Корольков А.М., Гук Ю.П. и др. *Разрушение алюминиевых сплавов при растягивающих напряжениях*. Москва, Наука, 1973. 215 с.

[15] ОСТ 92-1019–81. *Детали из алюминиевых и магниевых сплавов. Технические требования*. Москва, ВИАМ, ОНТИ, 1981. 67 с.

[16] Головкин П.А. Контроль на пережог поковок из алюминиевого сплава АМг6. *Технология легких сплавов*, 2023, № 1, с. 90–96, doi: https://doi.org/10.24412/0321-4664-2023-1-90-96

[17] ОСТ 92-1619–87. *Заготовки штампованные из алюминиевых сплавов. Типовой технологический процесс горячей объемной штамповки*. Москва, ВИАМ, ОНТИ, 1985. 44 с.

[18] Головкин П.А. О факторе количественного содержания интерметаллидных фаз в природе разрушения поковок из сплава АМг6. *Технология легких сплавов*, 2022, № 2, с. 15–19, doi: https://doi.org/10.24412/0321-4664-2022-2-15-19

[19] Билалов Д.А., Оборин В.А., Наймарк О.Б. Влияние интерметаллидных включений на образование подповерхностных трещин в сплаве АМг6 при гигацикловой усталости. *Письма о материалах*, 2020, т. 10, № 2, с. 206–210, doi: https://doi.org/10.22226/2410-3535-2020-2-206-210

[20] ТР 50-31-70. *Технологическая рекомендация. Гомогенизация слитков алюминиевых сплавов*. Москва, ВИЛС, 1970. 24 с.

[21] Головкин П.А. Механизмы деформации металлов и сплавов, используемых в электровакуумных СВЧ-приборах. *Металлообработка*, 2020, № 5–6, с. 27–34, doi: https://doi.org/10.25960/mo.2020.5-6.27

[22] Галкин В.И., Головкин П.А. О влиянии механизмов деформации на структуру и свойства металлического материала. *Упрочняющие технологии и покрытия*, 2021, № 5, с. 207–214.

[23] Алексеев А.В., Якимович П.В. Применение метода масс-спектрометрии высокого разрешения с тлеющим разрядом в анализе никелевых сплавов. *Труды ВИАМ*, 2020, № 8, с. 101–108, doi: https://doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-8-101-108

[24] Дворецков Р.М., Барановская В.Б., Мазалов И.С. и др. Применение атомно-эмиссионной спектрометрии с индуктивно связанной плазмой для анализа электролитов при электролитической экстракции фаз никелевых сплавов. *Труды ВИАМ*, 2018, № 12, с. 107–120.

[25] Абрамов А.В., Пупышев А.А. *Рентгенофлуоресцентный анализ*. Екатеринбург, УрФУ, 2017. 96 с.

[26] ГОСТ 21073.4–75. *Металлы цветные. Определение величины зерна планометрическим методом*. Москва, Изд-во стандартов, 2002. 24 с.

[27] МР 21-31-69. *Методическая рекомендация. Выявление макро-и микроструктуры алюминия и его сплавов методом химического травления*. Москва, ВИЛС, 1969. 9 с.

[28] Добаткин В.И., Габидуллин Р.М., Колачев Б.А. и др. *Газы и окислы в алюминиевых деформируемых сплавах*. Москва, Металлургия, 1976. 263 с.

[29] Батраков В.П. Проблемы морской коррозии. В: *Коррозия и защита сплавов в морских условиях*. Москва, ВИАМ, 1985, с. 6–22.

References

[1] GOST 4784–2019. *Alyuminiy i splavy alyuminievye deformiruemye. Marki* [Aluminium and wrought aluminium alloys. Grades]. Moscow, Standartinform Publ., 2019. 31 p. (In Russ.).

[2] Mondolfo L.F. Aluminum alloys. structure and properties. Butterworth, 1976. 971 p. (Russ. ed.: *Struktura i svoystva alyuminievykh splavov*. Moscow, Metallurgiya Publ., 1979. 640 p.)

[3] Osintsev O.E., Nikitin S.L. *Vysokoprochnye korrozionnostoykie liteynye alyuminievye splavy sistemy Al-Mg s povyshennym soderzhaniem kremniya* [High-strength corrosion-resistant cast aluminum alloys of the Al-Mg system with increased silicon content]. Moscow, MATI Publ., 2008. 263 p. (In Russ.).

[4] Kornilov I.I., ed. *Mekhanicheskie svoystva metallicheskikh soedineniy* [Mechanical properties of metallic joints]. Moscow, Metallurgizdat Publ., 1962. 300 p. (In Russ.).

[5] Sinyavskiy V.S., Valkov V.D., Kalinin V.D. *Korroziya i zashchita alyuminievykh splavov* [Corrosion and protection of aluminum alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 368 p. (In Russ.).

[6] Fridlyander I.N., ed. *Metallovedenie alyuminiya i ego splavov* [Metallurgy of aluminum and its alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1983. 279 p. (In Russ.).

[7] Arsentyev P.P., Koledov L.A. *Metallicheskie rasplavy i ikh svoystva* [Metallic melts and their properties.]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 375 p. (In Russ.).

[8] Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals.]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1986. 480 p. (In Russ.).

[9] Kargin V.R., Grechnikova A.F., Erisov Ya.A. et al. *Teoriya i tekhnologiya pressovaniya alyuminievykh splavov* [Theory and technology of pressing aluminum alloys.]. Samara, SGAU Publ., 2015. 80 p. (In Russ.).

[10] GOST 21488–2025. *Prutki pressovannye iz alyuminiya i alyuminievykh splavov. Tekhnicheskie usloviya* [Pressed bars of aluminium and aluminium alloys. Specifications]. Moscow, Rossiyskiy institut standartizatsii Publ., 2025. 32 p. (In Russ.).
[11] GOST R 57125–2016. *Pressovannye izdeliya iz alyuminievykh splavov. Terminy i opredeleniya defektov* [Aluminium alloy extruded products. Terms and definitions of defects]. Moscow, Standartinform Publ., 2016. 46 p. (In Russ.).
[12] Chernyavskiy K.S. *Stereologiya v metallovedenii* [Stereology in metallurgy.]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1977. 279 p. (In Russ.).
[13] Zakharov V.V. *Razrabotka nauchnykh osnov legirovaniya alyuminievykh splavov, prednaznachennykh dlya pressovaniya, i termicheskoy obrabotki slitkov iz nikh* [Development of scientific principles for alloying aluminum alloys intended for extrusion and heat treatment of ingots made from them]. Moscow, VILS Publ., 1988. 45 p. (In Russ.).
[14] Drits M.E., Korolkov A.M., Guk Yu.P. et al. *Razrushenie alyuminievykh splavov pri rastyagivayushchikh napryazheniyakh* [Fracture of aluminum alloys under tensile stresses]. Moscow, Nauka Publ., 1973. 215 p. (In Russ.).
[15] OST 92-1019–81. *Detali iz alyuminievykh i magnievykh splavov. Tekhnicheskie trebovaniya* [Details made of aluminium and magnesium alloys. Technical requirements]. Moscow, VIAM Publ., ONTI Publ., 1981. 67 p. (In Russ.).
[16] Golovkin P.A. Control on overburning of amg6 aluminum alloy open forgins. *Tekhnologiya legkikh splavov* [Technology of Light Alloys], 2023, no. 1, pp. 90–96, doi: https://doi.org/10.24412/0321-4664-2023-1-90-96 (in Russ.).
[17] OST 92-1619–87. *Zagotovki shtampovannye iz alyuminievykh splavov. Tipovoy tekhnologicheskiy protsess goryachey obemnoy shtampovki* [Stamped billets made of Aluminium alloys. Typical technological process of volume hot forging]. Moscow, VIAM, ONTI Publ., 1985. 44 p. (In Russ.).
[18] Golovkin P.A. About the factor of quantitative content of intermetallic phases in the nature of destruction of AMg6 alloy open forgings. *Tekhnologiya legkikh splavov* [Technology of Light Alloys], 2022, no. 2, pp. 15–19, doi: https://doi.org/10.24412/0321-4664-2022-2-15-19 (in Russ.).
[19] Bilalov D.A., Oborin V.A., Naymark O.B. The effect of intermetallic inclusions on the formation of subsurface cracks in the AlMg6 alloy under very high cycle fatigue. *Pisma o materialakh* [Lett. Mater.], 2020, vol. 10, no. 2, pp. 206–210, doi: https://doi.org/10.22226/2410-3535-2020-2-206-210 (in Russ.).
[20] TR 50-31-70. *Tekhnologicheskaya rekomendatsiya. Gomogenizatsiya slitkov alyuminievykh splavov* [Technological recommendation. Homogenization of aluminum alloy ingots]. Moscow, VILS Publ., 1970. 24 p. (In Russ.).
[21] Golovkin P.A. Mechanisms of deformation of metals and alloys, used in electric vacuum microwave devices. *Metalloobrabotka* [Metalworking], 2020, no. 5–6, pp. 27–34, doi: https://doi.org/10.25960/mo.2020.5-6.27 (in Russ.).
[22] Galkin V.I., Golovkin P.A. About influence of deformation mechanisms on the structure and properties of metallic material. *Uprochnyayushchie tekhnologii i pokrytiya* [Strengthening Technologies and Coatings], 2021, no. 5, pp. 207–214. (In Russ.).
[23] Alekseev A.V., Yakimovich P.V. Application of the glow discharge high resolution mass spectrometry method in analysis of nickel alloys. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2020, 8, pp. 101–108, doi: https://doi.org/10.18577/2307-6046-2020-0-8-101-108 (in Russ.).
[24] Dvoretskov R.M., Baranovskaya V.B., Mazalov I.S. et al. Application of atomic emission spectrometry with inductively coupled plasma for the analysis of electrolytes during electrolytic extraction of the phases of nickel alloys. *Trudy VIAM* [Proceedings of VIAM], 2018, no. 12, pp. 107–120. (In Russ.).
[25] Abramov A.V., Pupyshev A.A. *Rentgenofluorestsentnyy analiz* [X-ray fluorescence analysis]. Ekaterinburg, UrFU Publ., 2017. 96 p. (In Russ.).
[26] GOST 21073.4–75. *Metally tsvetnye. Opredelenie velichiny zerna planometricheskim metodom* [Non-ferrous metals. Determination of grain size by planimetric method.]. Moscow, Izd-vo standartov Publ., 2002. 24 p. (In Russ.).
[27] MR 21-31-69. *Metodicheskaya rekomendatsiya. Vyyavlenie makro-i mikrostruktury alyuminiya i ego splavov metodom khimicheskogo travleniya* [Methodological recommenda-

tion. Identification of the macro- and microstructure of aluminum and its alloys by chemical etching.]. Moscow, VILS Publ., 1969. 9 p. (In Russ.).
[28] Dobatkin V.I., Gabidullin R.M., Kolachev B.A. et al. *Gazy i okisly v alyuminievykh deformiruemykh splavakh* [Gases and oxides in aluminum wrought alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 263 p. (In Russ.).
[29] Batrakov V.P. Problemy morskoy korrozii [Problems of marine corrosion.]. V: *Korroziya i zashchita splavov v morskikh usloviyakh* [In: Corrosion and protection of alloys in marine conditions]. Moscow, VIAM Publ., 1985, pp. 6–22. (In Russ.).

Статья поступила в редакцию 02.12.2025

Информация об авторе

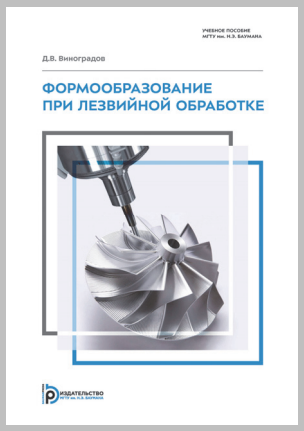
ГОЛОВКИН Павел Александрович — кандидат технических наук, ведущий инженер. ПАО «РКК «Энергия» им. С.П. Королёва» (141070, Королёв Российская Федерация, Московская область, ул. Ленина, д. 4а, e-mail: pavelgolovkin527@gmail.com).

Information about the author

GOLOVKIN Pavel Aleksandrovich — Candidate of Science (Eng.), Leading Engineer. Public Joint Stock Company "Rocket and Space Corporation "Energia" named by S.P. Korolev" (141070, Korolev, Russian Federation, Lenin St., Bldg. 4a, e-mail: pavelgolovkin527@gmail.com).

Просьба ссылаться на эту статью следующим образом:
Головкин П.А. О некоторых причинах хрупкого разрушения заготовок из сплава АМг6. *Известия высших учебных заведений. Машиностроение*, 2026, № 11, с. 79–88.

Please cite this article in English as:
Golovkin P.A. On some causes of crushing fracture of Al-6%Mg alloy pieces. *BMSTU Journal of Mechanical Engineering*, 2026, no. 11, pp. 79–88.



Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана предлагает читателям учебное пособие Д.В. Виноградова

«Формообразование при лезвийной обработке»

Показано место обработки резанием в общей структуре технологических процессов, раскрыты основные понятия теории резания, кратко описаны основные виды лезвийной обработки, раскрыты их особенности, показаны способы формообразования, применяемые при резании, преимущества и недостатки каждого из них. Изложен алгоритм построения геометрических параметров лезвий режущих инструментов, приведены примеры определения углов лезвий некоторых инструментов. Дано введение в кинематику резания: описаны системы координат, используемые при проектировании и изготовлении режущих инструментов, а также погрешности, возникающие при замене одной системы координат на другую.

Для студентов, изучающих дисциплину «Основы компьютерного проектирования», входящую в программу подготовки по специальности 15.05.01 «Проектирование технологических машин и комплексов». Может быть полезно при изучении курсов «Основы теории резания», «Основы проектирования режущих инструментов».

По вопросам приобретения обращайтесь:
105005, Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1.
Тел.: +7 499 263-60-45, факс: +7 499 261-45-97;
press@bmstu.ru; https://press.bmstu.ru