



The article is dedicated to the matters of improvement of special characteristics such as hightemperature strength, corrosion resistance, thermalphysic indices of alloys on the basis of aluminium by means of alloying them by elements of transition group. Influence of concentrations of elements in addition alloy, speed of its cooling, methods of introduction, portions of alloys introduction, content of applied fluxes and other factors on the structure and characteristics at production of heterogeneous aluminium alloys with the purpose of ensuring of high exploitation characteristics of castings is examined.

Л. П. ДОЛГИЙ, Г. В. ДОВНАР, А. А. АНДРИЦ, БНТУ

УДК 621.74

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ПОЛУЧЕНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ЧАСТИЧНОМ РАСТВОРЕНИИ БЫСТРООХЛАЖДЕННЫХ ДИСПЕРСНЫХ ЛИГАТУР

Существующие конструкционные промышленные сплавы на основе алюминия ограничены в отношении повышения некоторых специальных свойств, таких, как жаропрочность, коррозионная стойкость, теплофизические показатели. Легирование данных сплавов элементами переходной группы оказывает положительное влияние на указанные свойства. Для этого сплав должен иметь высокодисперсную гетерогенную структуру.

Однако легирование алюминия и его сплавов переходными металлами в значительной степени ограничивается неспособностью алюминия образовывать в широком интервале твердые растворы с малой объемной долей эвтектики (перитектики). Поэтому введение даже нескольких процентов переходных металлов приводит к появлению в структуре интерметаллических соединений в виде грубых первичных включений. Увеличение скорости кристаллизации позволяет расширить пределы легирования твердых растворов на основе алюминия при введении повышенного количества переходных металлов: образуется метастабильный твердый раствор, сильно пересыщенный легирующим элементом, а в случае выделения первичных кристаллов структура измельчается. Однако материалы, полученные с высокими и сверхвысокими скоростями охлаждения (чешуйки, порошки, ленты, гранулы), могут быть использованы в технологии литейного производства только как высококонцентрированные лигатуры, поскольку невозможно обеспечить охлаждение реальных фасонных отливок (макрослитков) со скоростями 1000–10 000 °C/с.

Эффективность воздействия дисперсных лигатур на структуру и свойства выплавляемых сплавов зависит от ряда факторов: исходной структуры и количества вводимых дисперсных материалов,

температуры ввода лигатуры, температуры заливки, времени нахождения лигатуры в расплаве и др., которые необходимо учитывать при разработке техпроцессов легирования.

Поскольку сплавы, охлажденные с высокой скоростью, кристаллизуются в неравновесных условиях и, следовательно, состояние их метастабильно, то при их нагреве следует ожидать развития процессов рекристаллизации. В связи с этим про-

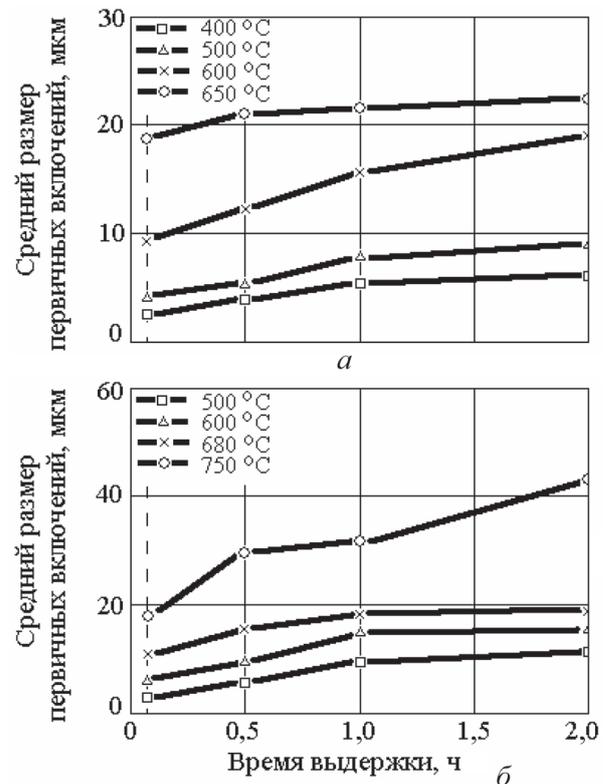


Рис. 1. Влияние изотермической выдержки на устойчивость структуры быстроохлажденных сплавов Al+30%Si: а – порошок; б – лента

водили исследования, раскрывающие поведение высококонцентрированных быстроохлажденных сплавов при нагреве до высоких температур, близких к рабочей температуре легируемого расплава.

При изотермической выдержке порошкового сплава Al+ 30%Si, полученного распылением, отмечено, что до 500 °С происходит незначительное укрупнение первичного кремния. Интенсивная коалесценция кремния начинается с 600 °С при выдержке сплава свыше 5 мин. При температуре 650 °С, что соответствует предполагаемой температуре введения порошка в расплав, происходит коалесценция большей части кремния и структуру микрослитка определяют крупные кристаллы кремния (рис. 1, *a* и рис. 2, *a–в*).

Интенсивное укрупнение первичных интерметаллидов в сплаве Al+ 25%Fe, полученного при охлаждении со скоростью около 100 000 °С/с, происходит при температуре свыше 700 °С, а выделя-

ющиеся включения представляют собой многогранники неправильной формы (рис. 1, *a* и рис. 2, *з–е*). Так как пересыщение твердого раствора при образовании первичных фаз, даже в случае реализации сверхвысоких скоростей охлаждения, незначительно, в данном случае определяющим механизмом укрупнения структуры исследуемых лигатур при повышенной температуре является коагуляция имеющихся первичных фаз за счет активизации процессов диффузии. Можно отметить две стадии роста кристаллов. На первой, которая, как правило, длится до 10 мин, отмечается интенсивный рост частиц. На второй (свыше 30 мин) происходит постепенное затухание процесса коалесценции, при этом относительное изменение среднего размера кристаллов небольшое.

Одним из перспективных вариантов использования высококонцентрированных быстроохлажденных лигатур системы алюминий – переходный ме-

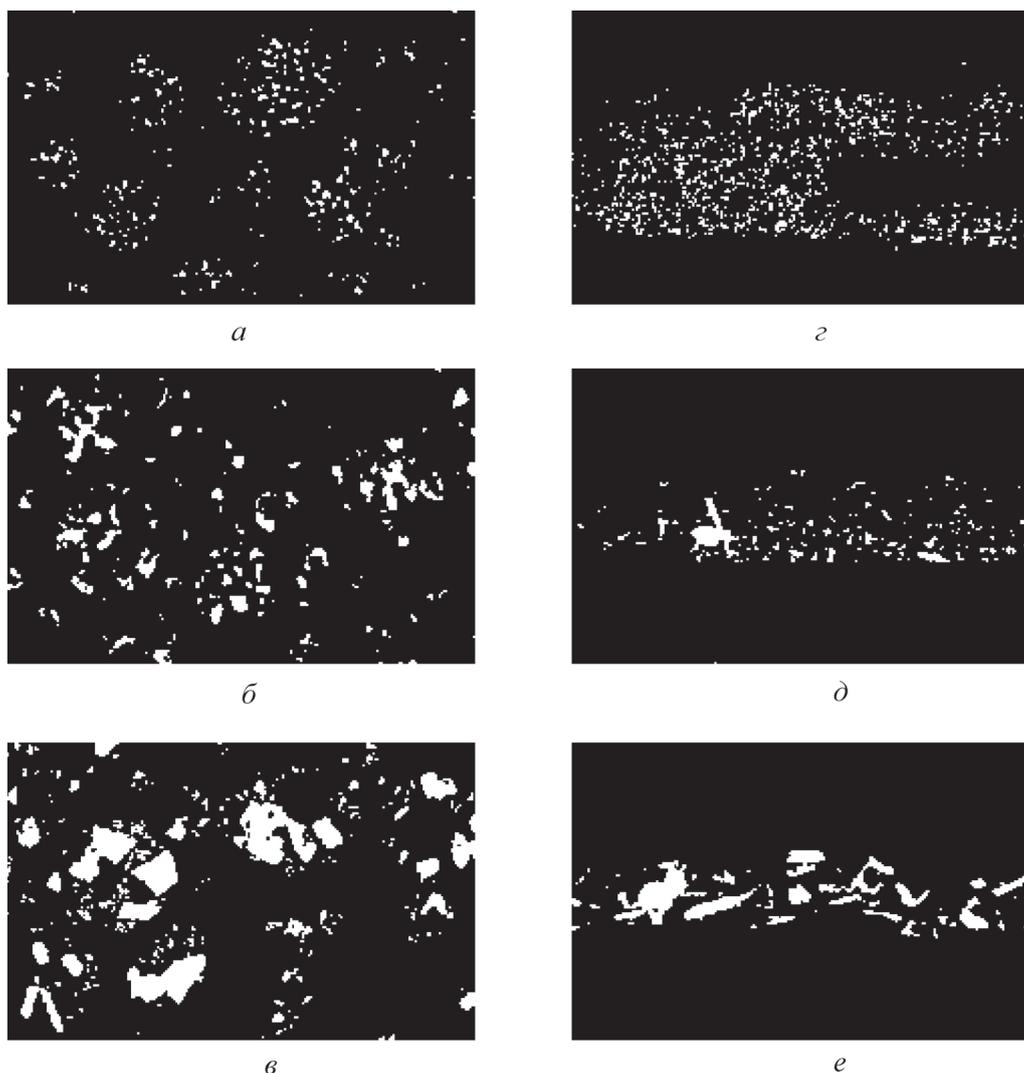


Рис. 2. Влияние температуры нагрева на микроструктуру дисперсных быстроохлажденных лигатур: *a* – Al+ 30%Si (без нагрева); *б* – Al+ 30%Si (нагрев до 600 °С, выдержка 30 мин); *в* – Al+ 30%Si (нагрев до 650 °С, выдержка 10 мин); *г* – Al+ 25%Fe (без нагрева); *д* – Al+ 25%Fe (нагрев до 700 °С, выдержка 30 мин); *е* – Al+ 25%Fe (нагрев до 750 °С, выдержка 10 мин). $\times 500$

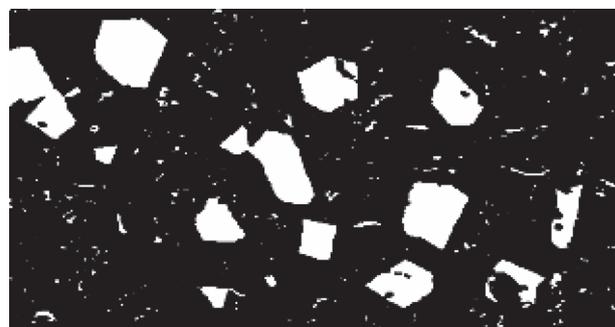
Состав и температуры плавления исследуемых флюсов

Состав флюса	Температура плавления флюса, °С	Степень усвоения лигатуры, %	
		порошок САС-1-50	лента Al+ 25%Fe
15%CaCl ₂ + 50%KCl+ 35%SrCl ₂	522	3	10
38%CdCl ₂ + 20%SrCl ₂ + 42%NaCl	388	5	17
45%K ₂ CO + 27%Li ₂ CO ₃ + 28%Na ₂ CO ₃	390	10	24
50%KCl+ 50%NaCl	550	20	32
49.5%KCl+ 49.5%NaCl+1%CaF ₂	640	9	22
45%NaCl+ 45%KCl+ 10%Na ₃ AlF ₆	630	65	73
31%NaCl+ 33%KCl+ 36%SrCl ₂	500	25	35
44%KCl+ 2%CaF ₂ + 32%CaCl ₂ + 22%BaCl ₂	515	30	45
47%V ₂ O ₅ + 53%K ₂ CO ₃	500	15	30
Sb ₂ S ₃	545	7	16
Na ₃ AlF ₆	790	8	15
KBF ₄	450	94	96
K ₂ SiF ₆	535	93	95
NH ₄ Cl	545	10	25

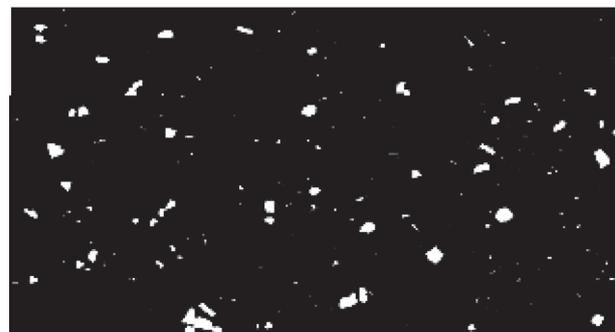
талл и алюминий – кремний является неполное их растворение в расплаве. Процесс заключается во введении лигатуры в интервале температур ликвидус – солидус для конечного сплава. В этом случае растворяется только металлическая основа лигатур, а мелкие включения первичных фаз переходят в рабочий расплав практически без изменений, с учетом лишь их коалесценции в период нагревания.

Для реализации предлагаемой технологии необходимо в первую очередь подобрать такие технологические параметры плавки и литья, которые обеспечили бы растворение металлической основы дисперсных материалов с максимально возможным сохранением в рабочем сплаве мелких тугоплавких включений. Необходимо также получить сплав с равномерным распределением компонентов в объеме и удалить из него оксидные и газовые включения, вносимые в расплав лигатурой. Температура легируемого расплава не должна значительно превышать температуру солидус для вводимого лигатурного сплава, так как имеется вероятность частичного расплавления первичных интерметаллических фаз.

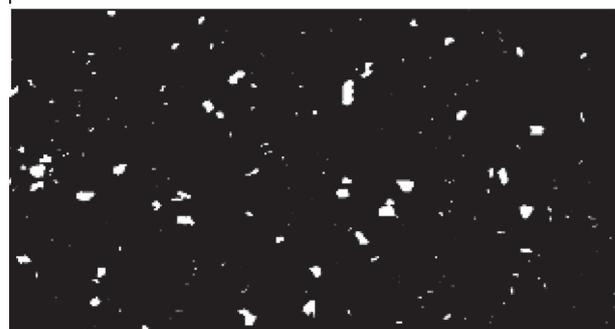
Устойчивость диспергированного металла определяет пленка оксида алюминия на его поверхности, препятствующая растворению лигатур. Оксид алюминия Al₂O₃ имеет кристаллическую решетку типа корунда и температуру плавления около 2050 °С. Расчетная температура ввода быстроохлажденных лигатур в зависимости от параметров соответствующих диаграмм состояния исследуемых сплавов и массы добавки находится в интервале 620–700 °С. При замешивании дисперсных частиц в расплав их оксидная пленка (оболочка) относительно легко разрушается и рас-



a



б



в

Рис. 3. Влияние способа введения кремния на микроструктуру сплава Al+ 18%Si: *a* – растворение кремния кристаллического; *б* – растворение кремния + 0,1%P; *в* – неполное растворение порошка САС-1-50. ×200

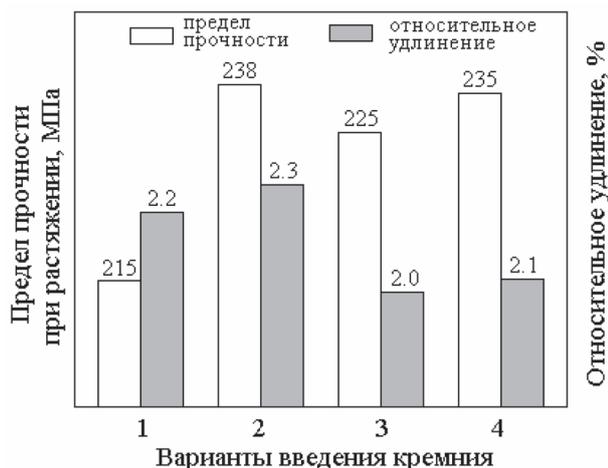


Рис. 4. Механические свойства сплава Al+ 18%Si при различных вариантах введения кремния: 1 – кремний кристаллический ($T = 800^{\circ}\text{C}$); 2 – кремний кристаллический + 0,1% фосфора ($T = 800^{\circ}\text{C}$); 3 – порошок SAC-1-50 + 10% K_2SiF_6 ($T = 800^{\circ}\text{C}$); 4 – порошок SAC-1-50 + 10% K_2SiF_6 ($T = 620^{\circ}\text{C}$)

пределяется по объему жидкости. Однако в этом процессе возникают проблемы, характерные при легировании дисперсными частицами, – плохая смачиваемость лигатуры и ее ошлаковываемость. В связи с этим исследовалась возможность введения быстроохлажденных лигатур в расплав через флюсовую фазу.

Флюсы для плавки и рафинирования алюминиевых сплавов, как правило, представляют собой смеси галогенидных солей, оксидов, карбонатов щелочных или щелочноземельных металлов. В данной работе флюсы подбирались исходя из следующих основных критериев: высокая активность по отношению к оксиду алюминия, относительно невысокая температура плавления (до 700°C) и высокая рафинирующая способность.

Экспериментально установлено, что наиболее полное усвоение быстроохлажденных лигатур происходит при использовании соединений калия тетрафторбората (KBF_4) и калия кремнефтористого (K_2SiF_6), а их оптимальная добавка при температуре процесса от 620°C и выше составляет 10% от массы лигатуры (см. таблицу). Уменьшение количества флюса снижает эффект усвоения порошка.

При исследовании технологии введения порошка (выбор температурного режима, порядок ввода компонентов, время выдержки расплава перед заливкой) для сравнения микроструктур и механических свойств параллельно готовили сплав такого же химического состава из сплава АК12оч добавлением кристаллического кремния по двум вариантам: без микролегирования и с обработкой расплава 0,1% красного фосфора.

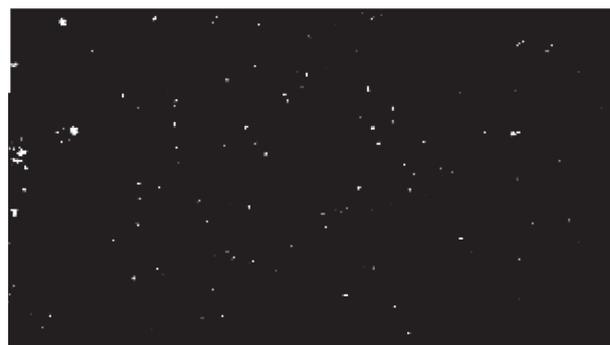
Сравнение микроструктур показало, что наиболее мелкие включения первичного кремния на-



a



б



в

Рис. 5. Влияние вида вводимой лигатуры (Al+ 10Fe) при ее полном растворении на микроструктуру сплава Al+ 4,5%Fe: а – кусковая лигатура; б – гранулированная лигатура; в – ленточная лигатура. $\times 200$

блюдаются в сплаве с добавкой фосфора. При легировании сплава АК12оч лигатурой SAC-1-50 по технологии неполного растворения включения первичного кремния несколько крупнее, чем у сплава Al+ 18%Si, микролегированного фосфором (рис. 3). Это объясняется некоторой коалесценцией мельчайших частиц первичного кремния в порошке лигатуры. Однако первичная структура сплава, легированного SAC-1-50, гораздо мельче структуры сплава, приготовленного по традиционной технологии: растворением кристаллического кремния.

Использование технологии неполного растворения позволяет получать механические свойства, не уступающие аналогичным показателям при микролегировании силуминов фосфором и превосхо-

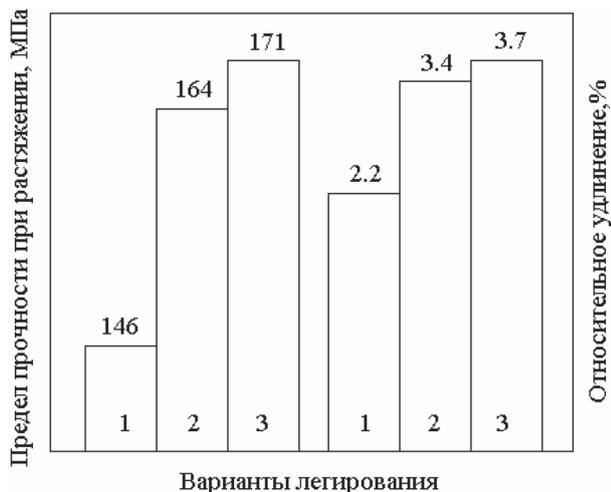


Рис. 6. Механические свойства сплава Al+ 4,5%Fe, полученного растворением различных лигатур состава Al+ 10%Fe совместно с флюсом KBF₄: 1 – кусковая лигатура; 2 – гранулированная лигатура; 3 – ленточная лигатура

дающие технологию растворения кристаллического кремния (рис. 4).

При получении сплава Al+ 4,5%Fe введением в соответствующий расплав эвтектического состава (1,8% железа) быстроохлажденной ленточной лигатуры состава Al+ 10%Fe при температуре 650 °С, отвечающей интервалу ликвидус-солидус данного сплава, наилучший эффект получается при использовании в шихте около 10% соединения KBF₄.

Первичная структура исходного сплава алюминий-железо, полученного растворением традиционной кусковой лигатуры, представляет собой игловидные включения интерметаллида Al₃Fe. При легировании сплава быстроохлажденной ленточной лигатурой в структуре конечного сплава первичные интерметаллиды имеют вид дисперсных равномерно распределенных кристаллов (рис. 5).

Положительное влияние предлагаемой технологии на микроструктуру отражается и на механических свойствах сплава Al+ 4,5%Fe (рис. 6).

Технология неполного растворения дисперсных лигатур опробована при легировании промышленного сплава АК12М2. Сплав имеет следующий химический состав: Si – 11,0–13,0%, Cu – 1,80–2,50, Fe – 0,60–1,0%.

Железо в данный сплав входит в качестве легирующего компонента для повышения жаропрочности, но, образуя сложное интерметаллическое соединение неравноосной формы, снижает пластичность сплава. В лабораторных условиях сплав готовили методом прямого сплавления чистых компонентов. Железо вводили в расплав традиционной кусковой лигатурой и дисперсной (лента) с содержанием железа в количестве 10 мас.%. Лигатура имела следующие температурные параметры: ликвидус – 825 °С, солидус – 655 °С. Температура, при которой лигатура вводилась в расплав, составляла около 700 °С. Заметно, что легирование ленточной лигатурой с неполным растворением способствует росту прочности и пластичности как при комнатной температуре, так и при высоких температурах испытаний (рис. 7).

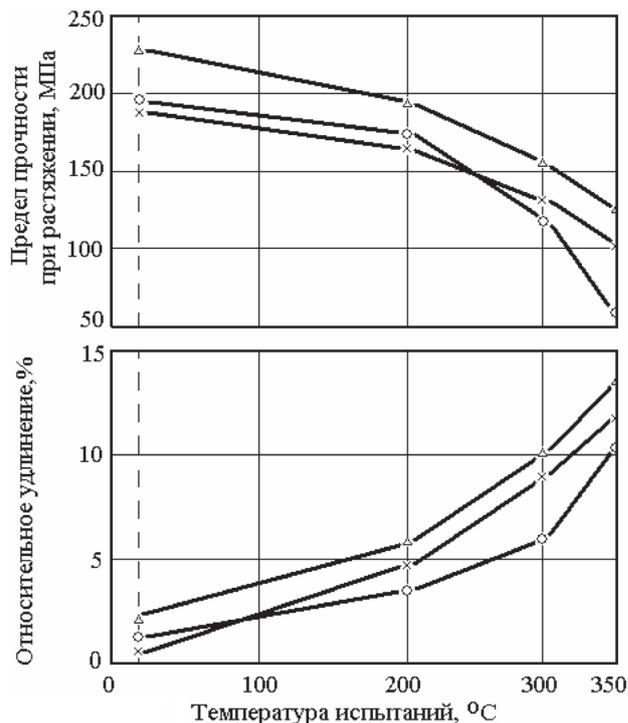


Рис. 7. Механические свойства сплава АК12М2 в зависимости от способа его легирования железом: o – кусковая лигатура (до 1% Fe); Δ – ленточная лигатура (до 1% Fe); x – ленточная лигатура (до 2% Fe)

Кроме того, использование дисперсной лигатуры позволяет поднимать содержание железа в сплаве до 2% без очевидных потерь механических свойств при комнатной температуре и значительном их повышении при нагревании.

Таким образом, введение дисперсных быстроохлажденных лигатур в виде гранул порошка или лент совместно с флюсом в алюминий или в сплавы на его основе при температуре, отвечающей интервалу ликвидус – солидус для конечного сплава или вводимой лигатуры (при легировании эвтектических сплавов), позволяет получать традиционными методами заливки сплавы, характеризующиеся первичной структурой, незначительно отличающейся от структуры быстроохлажденных частиц, что обеспечивает высокие эксплуатационные свойства отливок. Предлагаемая технология наиболее приемлема для сплавов, для которых не найдены эффективные недорогие модификаторы.