

УДК 669.018.28

**МИКРОСТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ПОРШНЕЙ
МАЛОГАБАРИТНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ**

**В. И. Мазур, С. В. Капустникова, А. Ю. Шпортько, С. В. Бондарев,
И. Крачковская, Т. Картовая**

Национальная металлургическая академия Украины

Введение

В настоящей работе проведен сравнительный анализ структуры, фазового состава и некоторых свойств малогабаритных поршней для мотороллеров японских производителей 1 и 2. На потребительском рынке стоимость мотороллеров двух этих фирм отличается почти в 2 раза.

Известно, что первые поршни из сплавов на основе алюминия с высоким содержанием кремния были изготовлены в Германии на заводах MANLE Group. В настоящее время MANLE выпускают поршни для двигателей внутреннего сгорания всех типов и размеров: от малогабаритных для мотороллеров до мощных поршней для судовых двигателей и стационарных энергогенераторов.

Одним из самых успешных конкурентов фирмы MANLE является фирма Yamaha Motor Co LTD, которая ведет свою историю с середины 50-х годов прошлого столетия. Большое количество европейских производителей ориентируется на стандарты этой фирмы. Поршни Yamaha наличием характерной особенности – двух окон для продувки цилиндра – отличаются от поршней других фирм-производителей (Suzuki или Honda).

Материалы и методика

Были проведены исследования макро- и микроструктуры поршней, определен их химический и фазовый состав, количественные параметры микроструктуры: $V, \%$ – объемная доля структурных и фазовых составляющих; $\lambda, \text{мкм}$ – межпластиночное расстояние в эвтектике $\alpha\text{Al} + \text{Si}$, измерена микротвердость (H_{μ} , МПа) двойной эвтектики $\alpha\text{Al} + \text{Si}$ и фаз, ее составляющих.

Результаты и их обсуждение

Химический состав исследуемых поршней приведен в таблице 1. Видно, что сплавы, из которых были отлиты эти поршни, незначительно отличаются по составу и относятся к заэвтектическим силуминам.

Таблица 1

№ поршня	Химический состав поршней				
	Содержание элементов, мас %				
	Si	Cu	Fe	Mn	Al
1	16,2	1,0	0,49	0,074	остальное
2	16,8	1,1	0,57	0,095	остальное

Оба поршня типа AD 50 STD ($\varnothing 41$ мм). На рисунке 1 приведен макротемплет одного из поршней с указанием условных зон, отличающихся температурно-деформационными условиями эксплуатации.

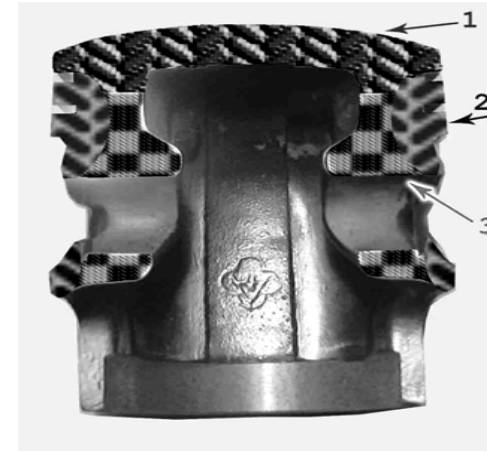


Рис. 1. Макротемплет поршня с указанием условных зон.

Зона 1 непосредственно примыкает к камере сгорания и подвергается влиянию высоких температур (~240 °С) и напряжений, обусловленных параметрами рабочего процесса.

Зона 2 испытывает ударные нагрузки; здесь также действуют силы трения между канавками поршня и компрессионными кольцами. Интервал рабочих температур в этой зоне достаточно высок и составляет 220–200 °С.

Зона 3 испытывает знакопеременные нагрузки; интервал рабочих температур 180–150 °С.

Анализ макроструктуры разрушившихся в процессе эксплуатации поршней показал, что в них присутствуют газоусадочные раковины и поры. Особую опасность представляют раковины, расположенные в непосредственной близости от канавок под маслосъемные и компрессионные кольца. Такие дефекты являются сильными концентраторами напряжений; возле них могут зарождаться и распространяться с большой скоростью трещины. Присутствие в работающих поршнях этих литейных дефектов свидетельствует о нарушении технологии литья и является одной из причин их разрушения.

Металлографически выявлено различие в микроструктуре поршней двух разных производителей (рис. 2). Структура поршня производителя 2 является типичной для заэвтектических немодифицированных силуминов (рис. 2а). Основными структурными составляющими являются кристаллы первичного кремния и колонии грубодифференцированной пластинчатой эвтектики $\alpha Al + Si$. Структура поршня производителя 1 представлена теми же структурными составляющими, но отличающимися по строению и форме (рис. 2 б). Вместо грубых пластинчатых кристаллов эвтектического кремния присутствуют более мелкие с округлыми сечениями ветвей, т. е. произошла трансформация пластинчатой эвтектической структуры в стержневую.

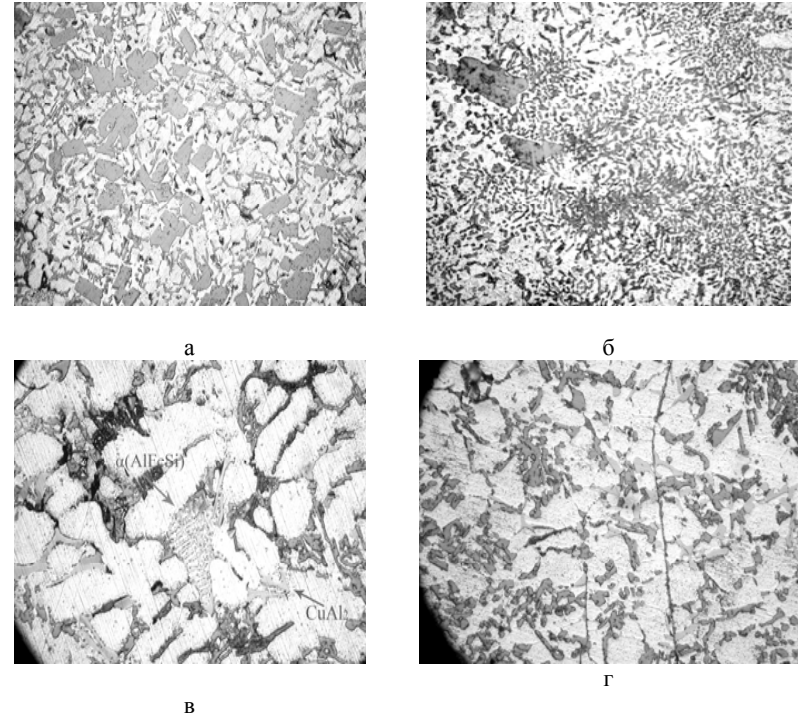


Рис. 2. Микроструктура поршней.

Вместе с этим изменилась степень дифференцировки эвтектики, которая определяется межпластиночным расстоянием двухфазного пакета (λ): если в эвтектике поршня производителя 2 среднее значение $\lambda \approx 2,5$ мкм, то для поршня производителя 1 $\lambda \approx 1,5-2,0$ мкм. В некоторых участках этой отливки заметен также переход форм роста первичного кремния от типичных гранных к более округлым (рис. 2 б). Эти морфологические признаки являются характерными для структуры модифицированных силуминов. Известно, что модифицирование приводит не только к изменению структуры, но и к улучшению механических и технологических свойств силуминов [1–3].

В структуре сплавов обоих поршней присутствуют интерметаллидные фазы – либо в виде первичных кристаллов, либо в составе двойных или более сложных эвтектик. Характер металлографического травления показывает, что это преимущественно железосодержащие фазы: α (Al–Fe–Si) – скелетная, β (Al–Fe–Si) – игольчатая и фаза, содержащая медь: θ – фаза (CuAl_2) [1;4]. В поршне производителя 2 железосодержащая фаза присутствует в виде отдельных компактных кристаллов либо в виде скелетных кристаллов в составе двойной эвтектики $\alpha\text{Al} + (\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ (рис. 2 в). В условиях

производства в сплавах, содержащих даже небольшое количество марганца, преимущественно образуется именно эта фаза, а не α (Al-Fe-Si). В структуре поршня производителя 1 кроме компактных кристаллов железосодержащей фазы присутствуют вытянутые иглообразные кристаллы β (Al-Fe-Si) (рис. 2 г), что могло привести к охрупчиванию сплава и преждевременному его разрушению. Фаза CuAl_2 (θ) присутствует в структуре обеих поршней. Она имеет вид прожилок в составе вырожденной двойной эвтектики $\alpha\text{Al} + \theta$ (рис. 2в); очень редко встречаются тонкодифференцированные трехфазные эвтектические колонии $\alpha\text{Al} + \text{Si} + \theta$.

Данные рентгенофазового анализа подтверждают присутствие вышеперечисленных фаз (рис. 3). Максимумы интерференций, соответствующие фазам CuAl_2 и $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$, выявляются на малых углах; интенсивность их невелика вследствие малого содержания этих фаз (менее 2 %) в исследуемых сплавах. Объемная доля интерметаллидных фаз в структуре поршня производителя 2 несколько выше, чем в поршне производителя 1, что обусловлено различием химического состава.

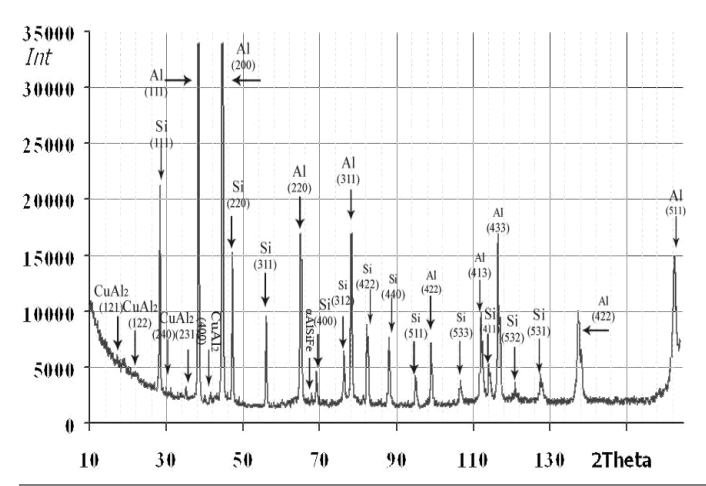


Рис. 3. Дифрактограмма поршня.

Данные количественного анализа микроструктуры (V и λ) в трех выделенных зонах обеих поршней показывают, что имеющиеся незначительные различия в значениях этих параметров связаны с условиями формирования отливок, в основном со скоростью охлаждения сплавов в разных участках кокиля. В зоне 2, где условия теплоотвода были наилучшими и соответственно реализовывались наибольшие скорости охлаждения, объемная доля кристаллов первичного кремния оказалась несколько выше, чем в двух других (для поршня производителя 1 – $V_{\text{Si}} \approx 27\%$, $V_{\text{Si}} \approx 20\%$ в 1-й

и 3-й зонах соответственно; в поршне производителя 2 – $V_{Si} \approx 40\%$, $V_{Si} \approx 30\%$ в 1-й и 3-й зонах). В этой же зоне обоих поршней параметр λ имел минимальные значения (для поршня производителя 1 $\lambda \approx 1,5$ мкм) в сравнении с другими зонами, ($\lambda \approx 1,8-2,0$ мкм в 1-й и 3-й зонах соответственно), что подтверждает важную роль кинетических факторов при кристаллизации отливок.

Термодеформационные условия эксплуатации поршней мало сказываются на значениях этих двух количественных параметров; они оказывают существенное влияние на состояние твердого раствора и кристаллов эвтектического кремния. Об этом свидетельствуют значения микротвердости эвтектической составляющей и αAl -твердого раствора в разных зонах поршня и характерные морфологические признаки твердофазных превращений. В поршне производителя 1 в высокотемпературных зонах 1 и 2 металлографически достаточно наглядно выявляются признаки коалесценции и сфероидизации кристаллов эвтектического кремния и во всех трех зонах – коалесценции и сфероидизации продуктов распада пересыщенного αAl -твердого раствора. В поршне производителя 2 заметны признаки сфероидизации кристаллов эвтектического кремния в зонах 1 и 2; в 3-й зоне, испытывающей влияние более низких температур, пластины эвтектического кремния остаются грубыми с плоскими гранями. В этой зоне значения микротвердости эвтектики $\alpha Al + Si$ оказались более высокими в сравнении со значениями H_μ для 1 и 2-й зон ($H_\mu = 1500$ МПа для 3-й зоны и $H_\mu = 1100...1200$ МПа – для 2- и 1-й соответственно).

Известно, что в сплавах с грубой пластинчатой структурой процессы разупрочнения с повышением температуры проходят медленнее, чем в сплавах с тонкодифференцированной дисперсной структурой. Об этом свидетельствуют данные по микротвердости поршня производителя 1. Значения H_μ αAl -твердого раствора для всех трех зон этого поршня оказались несколько ниже, чем у поршня производителя 2 ($H_\mu = 350$ МПа и $H_\mu = 380$ МПа соответственно для 1-й зоны), что подтверждает металлографическую картину более полного прохождения процессов коалесценции и сфероидизации в модифицированном силумине.

Таким образом, сопоставление изменений структуры сплавов с микротвердостью в каждой из условно выделенных зон поршней позволяет сделать вывод о влиянии термосиловых условий их эксплуатации. Они сказываются преимущественно на процессах распада пересыщенного твердого раствора (старение) и на таких превращениях в твердом состоянии, как коалесценция и сфероидизация. Поскольку многофазные сплавы, состоящие из кристаллов разного состава, формы и размеров, являются термодинамически неустойчивыми, то в условиях повышенных температур и накопленных нагрузок ускоряются диффузионные процессы,

способствующие переходу сплава в более равновесное состояние, признаки чего отмечены в микроструктуре исследованных поршней.

ВЫВОДЫ

1. Поршень производителя 1 изготовлен из модифицированного заэвтектического силумина, структура которого, наряду с другими фазовыми составляющими, представлена колониями тонкодифференцированной двойной эвтектики $\alpha Al + Si$.

2. Поршень производителя 2 изготовлен из немодифицированного заэвтектического силумина с колониями грубодифференцированной пластинчатой эвтектики $\alpha Al + Si$.

3. Причиной разрушения поршня производителя 1 явилась недоработка технологии литья, приведшая к появлению газоусадочных раковин в отливке и образованию вредной β (Al-Fe-Si)-фазы с иглообразной морфологией.

4. Причина разрушения поршня производителя 2 состоит в нарушении технологии литья: либо в исключении технологической операции модифицирования, либо в демодифицировании сплава в процессе литья.

5. Производитель 2 для снижения расходов на производство предпочел упрощенную технологию изготовления литых заготовок поршней. С этим связано, судя по всему, отличие стоимости мотороллеров анализируемых фирм на потребительском рынке.

Литература

1. Мальцев М. В. Металлография промышленных цветных сплавов. – М.: Металлургия, 1970. – 364 с.

2. Строганов Г. Б., Ротенберг В. А., Гершман Г. Б. Сплавы алюминия с кремнием. – М.: Металлургия, 1977. – 272 с.

3. Строганов Г. Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1985. – 216 с.

4. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: Справ. изд./ Пригунова А. Г., Белов Н. А., Таран Ю. Н. и др. – М.: МИСИС, 1996. – 175 с.