

WAYS OF USE OF EFFECT HYDRODYNAMICAL CAVITATION AT PROCESSING LIQUID FOOD ENVIRONMENTS

E. A. Denisuk, the post-graduate student, the candidate of technical sciences, the professor;

S. P. Shevelev, Nizhniy Novgorod State Agricultural Academy, Nizhniy Novgorod

Annotation. Hydrodynamical and acoustic navigation are considered and analysed. The area of expediency of application of various types cavitation is made. Diagrams of designs hydrodynamical warmgenerators and area of their application in meat, dairy manufacture and in technologies of processing of production plant growing are considered.

The keywords. Cavitation, acoustics, heating, hydrodynamics, warmgenerator.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУР СЕРОГО ЧУГУНА В ЗОНЕ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Ю. И. Матвеев, д.т.н., профессор, зав. кафедрой «Эксплуатации судовых энергетических установок» ГОУ ВПО «Волжская государственная академия водного транспорта»;

С. С. Казаков, ст. преподаватель кафедры «Тракторы и автомобили» ГОУ ВПО «Нижегородский государственный инженерно-экономический институт»

Аннотация. В работе приведены исследования структурных превращений серого чугуна после лазерной

обработки. Изложены выводы по проведению обработки лазером деталей ЦПГ двигателей внутреннего сгорания.

Ключевые слова: лазерная обработка, серый чугун, микроструктура чугуна, упрочнение поршневых колец.

При обработке чугунов, используемых для изготовления ПК судовых дизелей, лазерным излучением, с оплавлением поверхностного слоя микроструктура зоны лазерного воздействия (ЗЛВ) неоднородна по глубине (рис. 1). В строении ЗЛВ можно выделить зону оплавления (ЗО) и зону закалки из твердой фазы (ЗТФ). Переходная зона, или зона отпуска, как это видно из рис. 1, в чугунах после лазерного воздействия выявляется редко. Зона термического влияния (ЗТВ) состоит лишь из ЗТФ.

В верхнем оплавленном слое (зоне оплавления) графит растворяется в расплаве и после охлаждения в зоне оплавления формируется структура белого чугуна. Затвердевание идет по метастабильной диаграмме «железо-цементит» без выделения свободного графита. Высокая скорость оплавления может приводить к отклонению от общей закономерности кристаллизации белых чугунов [1, 2].

В доэвтектическом белом чугуне кристаллизация начинается с выделения первичных зерен аустенита, а затем при температуре около 1147 °С идет образование эвтектики. В структуре ЗО трудно выделить избыточные зерна аустенита, здесь наблюдается тонкодисперсная смесь остаточного аустенита и цементита, имеющая дендритное строение. Из-за высокой скорости охлаждения кристаллизация избыточного аустенита подавляется, и весь расплав затвердевает эвтектически с образованием ледебурита.

Анализ микроструктуры ЗО в электронном микроскопе показал, что ледебурит преимущественно состоит из

цементита, который обуславливает высокую твердость ЗЛВ.

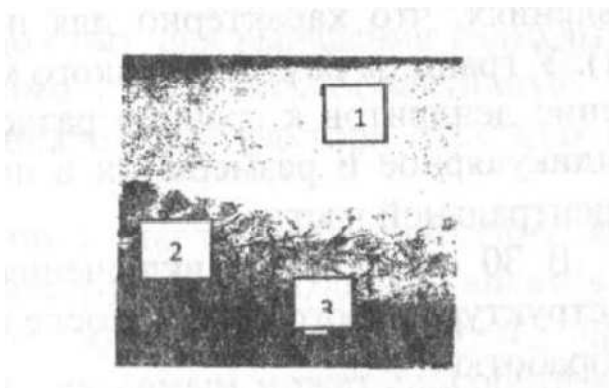


Рис. 1. Микроструктура зоны лазерного воздействия чугуна поршневых колец ОАО «Завод Нижегородский Теплоход»: 1 - зона оплавления; 2 - зона закалки из твердой фазы; 3 - основа чугуна

Эвтектическая кристаллизация доэвтектических чугунов способствует выравниванию концентрации кремния в зоне оплавления, а это приводит к смешению эвтектической точки на диаграмме Fe-Fe₃C влево [1].

Микроструктурным анализом установлено, что структуры, образовавшиеся в результате лазерной обработки, при высоких скоростях нагрева и охлаждения (10 ...10) по сравнению с изотермической закалкой сильно различаются. В структуре чугуна после лазерной обработки наблюдаются две ярко выраженные зоны. В первой зоне 30 (охлаждение идет из жидкого состояния) при увеличении длительности травления в 4 % спиртовом растворе HNO₃ наблюдается ряд вытравленных ямок, ориентированных под углом (8... 15°) к поверхности, в виде эвтектических колоний цементита, определяющих кристаллизацию дендритов в этом направлении.

При кристаллизации расплава с обычными скоростями охлаждения наблюдается зона столбчатых кристал-

лов и усадочная раковина, которые не наблюдаются после лазерной обработки. Ближе к центральной части зоны оплавления кристаллизация дендритов протекает в различных направлениях, что характерно для первичного цемента (рис. 1). У границы раздела жидкого металла с твердым направлением дендритов к границе раздела преимущественно перпендикулярное и размеры их в несколько раз больше, чем в центральной части.

В ЗО отсутствуют включения графита, наблюдаемые в структуре серого чугуна после обычной изотермической обработки.

Графит полностью растворился в жидком металле, обогатив его углеродом. Повышенное содержание углерода в зоне оплавления подтверждается микрорентгеноспектральным анализом. Концентрация углерода до глубины 0,05 мм заметно увеличивается. Это связано с насыщением поверхностных и подповерхностных слоев углеродом из углеродосодержащей краски и частичному всплытию графита. Расчеты показывают, что в этой зоне содержится до 7 % углерода [3].

Распределение хрома и марганца в ЗО практически одинаково. Наблюдается незначительная ликвация кремния к поверхности ЗЛВ.

Твёрдость поверхностных слоев в оплавленной зоне достигает HV (10000... 12000) МПа и зависит от режимов лазерного упрочнения. На границе кристаллизации жидкого металла с нерасплавленным, а также в ЗО может образовываться некоторая пористость (рис. 2). Сфероидальная форма пор свидетельствует об их образовании в результате выделения газов, адсорбированных графитом при кристаллизации чугуна.

Зона термического влияния состоит из мартенсита, аустенита и пластинчатого графита (рис. 3). Твёрдость

структурных составляющих ЗТФ несколько меньше, чем в ЗО и достигает HV (8000... 11000) МПа.

Имеется достаточно много публикаций с самыми противоречивыми сведениями о влиянии аустенита на износостойкость [1]. Поэтому для выявления связи износа со структурой необходимо определить объективную закономерность влияния конкретного фактора отдельно взятого состава сплавов.

По сравнению с мартенситом аустенит является менее износостойкой структурой. Однако, являясь значительно более вязким, аустенит способствует хорошему удержанию карбидов, тем самым может способствовать повышению износостойкости и усталостной прочности. Остаточный аустенит, не претерпевающий превращений в процессе изнашивания, приобретает ячеистую структуру, способствующую увеличению равномерности распределения дислокаций.

Установлено, что чугуны с нестабильной аустенитной матрицей проявляют значительно более высокую износостойкость, по сравнению ее сплавами, имеющими стабильную основу.

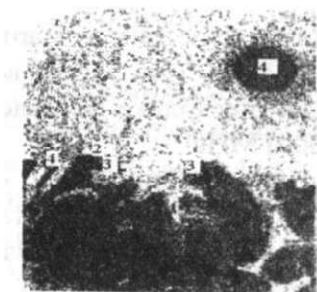


Рис. 2. Микроструктура
 нияшей части зоны оп-
 лавления и зоны закалки
 из твердой фазы (x 600)

- 1 - мартесит+ледебурит;
- 2 - мартенсит+аустенит;
- 3 -тростомартенсит;
- 4 - включения графита



Рис.3. Микроструктура
 границы зон оплавления и
 закалки из твердой фазы
 (x 800)

- 1 - мартесит+аустенит;
- 2 - мартенсит;
- 3 - аустенит;
- 4 - графит

Высокую износостойкость таких сплавов можно объяснить значительными изменениями, происходящими в их поверхностных слоях в результате внешних воздействий при трении; превращение аустенита в мартенсит, появление внутренних сжимающих напряжений, выделение гонко-дисперсных карбидов со плоскостям скольжения, перераспределение количеств структурных составляющих и т.д.

В белых чугунах аустенит, полученный при кристаллизации, устойчивее вторичного, выделяющегося при аустенитизации. Пониженную устойчивость аустенита можно объяснить накоплением дефектов кристаллического строения во время фазовых превращений в твердом состоянии с меньшей концентрацией углерода.

Низкоуглеродистые белые чугуны по результатам исследований [1] дали основания подразделить их на следующие группы по степени повышения износостойкости:

- с уменьшением объемов бывших аустенитных участков и увеличенным количеством эвтектики;

- с наиболее высокой твердостью бывших аустенитных участков;

- с увеличенной микротвердостью бывших аустенитных участков, максимально приближающиеся к твердости цементита, а также ее значительным содержанием вторичных карбидов и уменьшенным количеством эвтектики.

Микротвердость бывших аустенитных участков можно увеличить с помощью термической обработки, однако, объёмная изотермическая закалка чугуна представляет определенную трудность, сопровождается возникновением микротрещин и приводит к снижению стойкости при повторных динамических ударных нагрузках. Недостатком объёмной закалки чугунов является также то, что наблюдается преимущественная растворимость карбидообразующих элементов в цементите; концентрация же их в аустените незначительна, что не обеспечивает его переохлаждения и образования мартенситной структуры. Эта проблема решается с помощью лазерного упрочнения.

Однако при малых скоростях лазерной обработки и высокой плотности мощности лазерного излучения в оплавленном слое ЗО увеличивается вероятность трещинообразования. Кроме того, чрезмерное увеличение плотности мощности лазерной обработки вызывает появление дефектов в ЗО «капельного вида» [4], что отрицательно сказывается на качестве рабочей поверхности (возрастает шероховатость, снижается усталостная прочность поверхностных слоев обрабатываемого материала). Наличие аустенитных участков, как показали исследования, не только

повышает износостойкость трущихся рабочих поверхностей, но и уменьшает вероятность возникновения вышеназванных дефектов в ЗЛВ при лазерной обработке серых чугунов.

При лазерной обработке серых чугунов с оплавлением поверхностного слоя в ЗЛВ чётко просматривается граница в виде неровной линии между ЗО и ЗТФ.

Это обусловлено эффектом «контактного плавления». Данная особенность объясняется тем, что металлическая или ферритная матрица около графитных включений насыщается углеродом, и температура её плавления понижается согласно диаграмме «железо-углерод».

Вся ЗТФ имеет очень неоднородную структуру. Ниже линии оплавления имеется светлая полоса шириной (10...20) мкм, которая свидетельствует о том, что здесь имело место значительное насыщение матрицы углеродом из графитных включений. При насыщении до формирования аустенитоцементитной структуры микротвердость этой полосы весьма высока и достигает микротвердости ЗО. При насыщении до формирования аустенитоцементитной структуры с большим количеством остаточного аустенита микротвердость несколько понижаться.

В средней области ЗТФ наблюдается чередование светлых и тёмных участков. Это объясняется тем, что матрица на различном расстоянии от графитных включений насыщается углеродом до разного уровня.

При этом возникает вероятность и микрооплавления самой матрицы. Полное растворение графитных включений возможно только при лазерной обработке с малой скоростью. По мере увеличения расстояния от графита может образовываться целый ряд структурных составляющих: твердая аустенитноцементитная и менее твердая аустенитномартенситная структура, которые имеют светлый оттенок. Благодаря образованию этих структур при насы-

щении углеродом металлической матрицы происходит упрочнение ЗТФ серых чугунов или упрочнение этих чугунов без макрорасплавления поверхности.

В чугунах с перлитной основой или сорбитной матрицей на большом расстоянии от графита образуется тёмная структура мартенсита или тростомартенсита. В чугунах с ферритной матрицей образуется ферритная структура с меньшей твёрдостью.

При увеличении скорости обработки количество аустенитноцементитной структурной составляющей в ЗТФ уменьшается, а мартенситной увеличивается. Это объясняется тем, что матрица меньше насыщается углеродом из графита и из растворяющегося вторичного цементита. Однако в нижней области ЗТФ усиливается структурно-концентрационная неоднородность, т.к. появляется нерастворённый цементит.

Проведённый анализ ЯГР-спектров Fe_{57} после лазерной обработки серых перлитных чугунов с оплавлением поверхности позволил установить, что в поверхностном слое толщиной 1 мкм 30 содержится (20 ± 5) % мартенсита, (20 ± 5) % аустенита и (60 ± 5) % цементита.

Послойным фазовым анализом установлено, что с увеличением толщин снятого слоя ЗЛВ количество цементита и аустенита уменьшается, а содержание мартенсита повышается. Анализ спектров, полученных при регистрации конверсионных электронов, показал, что в поверхностном слое толщиной 0,1 мкм наблюдаются линии, соответствующие оксидам железа FeO , Fe_3O_4 , Fe_2O_3 - Суммарное содержание оксидов в этом слое составляет $(40 \pm 2,5)$ %, аустенита (10... 15) %, мартенсита (20...25) % и цементита (30...35) %. Образование оксидов на поверхности слоя такой толщины объясняется воздействием кислорода атмосферы на расплавленный металл.

На рентгеновских дифрактограммах и рентгенограммах наблюдаются несколько отражений, которые не соответствуют ни одной из вышеперечисленных фаз. Расчётные данные межплоскостных расстояний для этих отражений сопоставляли с имеющимися в литературе, и анализ показал, что в ЗО присутствуют метастабильные фазы, которые при обычной изотермической обработке не наблюдаются.

Кристаллизация в условиях сверхвысоких скоростей охлаждения приводит к образованию метастабильного аустенита и ϵ -фазы. Метастабильный аустенит не снижает высокой твёрдости поверхности ЗЛВ, его микротвёрдость составляет HV (11000... 12000) МПа. В структуре ЗО наблюдаются ячейки с тёмными точками, напоминающие эв-тектоидный графит в основной массе эвтектического цемента.

После двукратного отпуска при 300 °С в течение 1,5 часов интенсивность отражений этих фаз резко уменьшается, твёрдость при этом практически не изменяется. Отсутствие метастабильных фаз на спектрах ЯГР объясняется тем, что исследовали массивные образцы с наложением дорожек лазерного излучения, приводящих к отпуску упроченного слоя.

На рентгенограммах, снятых в CO_2 излучении ЗО серого чугуна после обработки непрерывным CO_2 -лазером, имеются линии γ -Fe, α -Fe, Fe_3C и C. Анализ рентгенограммы показывает, что количество аустенита в серых чугунах, обработанных CO_2 - лазером, колеблется в пределах (25...65) %, цемента - (10...45) %, α -Fe - (5...50) %. С увеличением скорости лазерной обработки количество α -Fe увеличится, а γ -Fe уменьшается. Наличие α -Fe в ЗЛВ можно объяснить тем, что аустенит в процессе заковки частично превращается в мартенсит. В ЗО могут присутствовать в небольшом количестве включения графита, что связано с

неполным его растворением, а также всплытием из нижних слоев.

Наличие графита в ЗО способствует порообразованию и снижает микротвердость поверхностных слоев ЗЛВ. Наибольшее количество пор образуется при высокой скорости обработки и высокой плотности мощности излучения.

Для уменьшения порообразования в ряде случаев рекомендуется предварительное вакуумирование деталей перед лазерной обработкой или рафинирование жидкого чугуна перед заливкой в форму при получении заготовки. Однако, это значительно усложняет технологический процесс. Более простым приёмом для уменьшения количества пор в ЗО является понижение плотности мощности излучения и скорости обработки. В этом случае уменьшается вероятность образования трещин, которые являются наиболее распространённым видом дефектов при обработке деталей с оплавлением поверхностного слоя.

В верхней части ЗТВ матрица вокруг графита оплавляется и насыщается углеродом. Исследованиями установлено, что в ЗТФ формируются отдельные области следующих структурных составляющих: вблизи графита образуется светлый слой, очевидно с преобладанием цемента, далее пластинчатый ледебурит, ледебурит и аустенит, затем однородная область аустенита (серого цвета) и, наконец, аустенитно-маргенситная игольчатая структура.

При малых размерах пластин графит может полностью растворяться, цементитная структура или чисто ледебуритная структура могут отсутствовать.

В нижней части ЗТФ, где насыщение матрицы из графита очень незначительно, структура представляет собой мартенсит и остаточный аустенит. Около границы с исходным металлом процесс аустенизации перлита не за-

вершён, здесь можно наблюдать нерастворённые частицы цементита.

Увеличение скорости лазерной обработки приводит к уменьшению степени насыщения углеродом матрицы вокруг графитных включений в верхней части ЗТФ. В нижней части ЗТФ возрастает незавершенность аустенитизации при нагреве, поэтому твёрдый раствор меньше насыщается углеродом. В результате среднее значение микротвердости в этом случае заметно понижается.

Лазерная обработка чугунов без оплавления поверхности имеет свои особенности. Изучение структуры серых чугунов с использованием металлографического, рентгеноструктурного методов ЯГР-спектроскопии позволило установить, что в ЗЛВ в этом случае образуются в основном аустенитно-мартенситные структуры с преобладанием мартенсита. При этом могут образовываться тонкодисперсные продукты распада аустенита в виде изолированных участков, окружающих графитные включения. Положительным фактором обработки без оплавления поверхности является отсутствие дефектов в ЗЛВ при неизменной микрогеометрии упрочнения самой поверхности. Однако, в этом случае трудно получить стабильность структурных составляющих в ЗЛВ. Глубина упрочняемого слоя при этом составляет (0,1 ... 0,2) мм.

На основании результатов проведённых исследований, учитывая производственные технологические особенности изготовления деталей ЦПГ СОД, сделан вывод, что упрочнение ПК СОД необходимо производить лазерной обработкой с оплавлением рабочей поверхности.

Литература

1. Лахтин, Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов. М.: Машиностроение, 1976. - 360 с.
2. Рыкалин, Н. Н. Лазерная обработка материалов. - М.: Машиностроение, 1975. - 296 с.
3. Чеканова, Н. Т. Исследование влияния мощного CO₂ - лазера и свойства чугунов, применяемых в автомобилестроении: Дисс. ... канд. тех. Наук. - Завод ВТУЗ при Моск. автом. з-де им. И.А. Лихачева, 1981. - 187 с.
4. Матвеев, Ю. И. Упрочнение поршневых колец лазерной обработкой. Тезисы докладов. / Материалы международной научно-практической конференции Н.Новгород, НГТУ, 1994. - 91 с.

FORMATION OF STRUCTURES OF GREY PIG-IRON IN THE ZONE OF LASER INFLUENCE

Y. I. Matveev, the doctor of technical sciences, the professor, manager of the chair «Operation of ship power installations» the Volga state Academy of a sailing charter;

S. S. Kazakov, the senior teacher of the chair ((Tractors and cars» the Nizhniy Novgorod state engineering-economic Institute

Annotation. In work researches of structural transformations of grey pig-iron after laser processing are resulted. Conclusions on carrying out of processing by the laser of details TSPG of internal combustion engines are stated.

The keywords. laser processing, grey pig-iron, a microstructure of pig-iron, hardening of piston rings.