

**УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ГРАФИТИЗИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ
ПРИ ВЫСОКИХ ЧАСТОТАХ НАГРУЖЕНИЯ**

И.В. Акимов, к.т.н.

Запорожский национальный технический университет

Графитизированные стали, как материалы, содержащие углерод частично в виде графитовых включений характеризуются наличием демпфирующей способности [1] и, в сравнении чугунами, более высокими показателями прочности, пластичности, ударной вязкости и др. [2], что позволяет применять эти сплавы для изделий, работающих в условиях циклических нагрузок (коленчатые валы, шатуны, сепараторы и вкладыши подшипников и т.п.). Учитывая довольно широкий спектр рабочих частот нагружения указанных деталей машин, можно сказать, что возможность применения для них графитизированных сталей определяется уровнем их усталостной прочности как при низких, так и при высоких частотах нагружения. Сопротивление усталостному разрушению графитизированных сталей при относительно низких частотах нагружения (до 15 Гц) описано в работах [3, 4]. При этом данные об усталостной прочности таких сталей при более высоких частотах нагружения в литературе отсутствуют. В этой связи, исследование сопротивления разрушению графитизированных сталей и определение оптимального химического состава стали с высокими показателями статической и циклической прочности при высоких частотах нагружения, как потенциального конструкционного материала для тяжело нагруженных изделий ответственного назначения представляет научный и практический интерес.

Цель работы заключалась в оценке влияния содержания углерода в составе графитизированных сталей на формирование структуры металлической основы и графитной фазы, а также в определении оптимального содержания химических элементов для получения высоких показателей пластичности, статической и циклической прочности графитизированной стали – основных критериев, учитываемых при выборе конструкционного материала для изделий ответственного назначения, работающих в условиях статических и циклических нагрузок.

Графитизированные стали с различным содержанием углерода (0,48...1,95%) выплавляли в 60-ти килограммовой индукционной печи с основной футеровкой. Содержание остальных химических элементов составляло: 1,1...2,2%Si; 0,60...0,70%Mn; 0,15...0,18%Cr; 0,9...3,2%Cu; 0,22...0,25%Al и до 0,015%S и 0,024%P. Требуемые концентрации углерода получали путем науглероживания жидкого сплава в печи чугуном Л5. Необходимые концентрации кремния и меди получали путем присадки в печь ферросилиция ФС65 и электротехнической меди М1. При этом расплав модифицировали в ковше силикокальцием, ферросилицием и алюминием. Разливку жидкого металла вели в сухие песчано-глинистые формы, обеспечившие получение слитков с прямоугольным и круглым поперечным сечением из которых, впоследствии, изготавливались образцы для испытаний. Для улучшения структуры и свойств

опытных сталей полученные отливки подвергали закалке (нагрев до 860°C, выдержка 1 час, охлаждение в масле) с последующим средним отпуском (400°C, 2 часа).

Испытания по определению показателей статической прочности и пластичности проводили в соответствии с ГОСТ 1497-84.

Испытания на усталость сталей при высокочастотном знакопеременном нагружении проводили, руководствуясь ГОСТ 25.502-79 на исследовательских комплексах Белорусского государственного технологического университета при частоте 18,0 кГц. Для проведения испытаний на этих частотах использовали магнестрикционные установки, которые работали в режиме автоколебаний. Форма и размеры образцов для испытаний при высоких частотах нагружений представлены на рисунке 1.

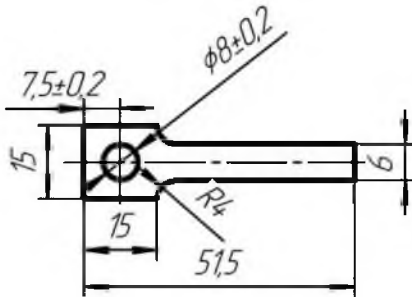


Рис. 1. Основные геометрические параметры образцов.

Согласно ГОСТ 25.502-79, основными критериями разрушения при определении пределов выносливости и построении кривых усталости служили полное разрушение или появление макротрещин заданного размера. Построение кривых усталости и определение пределов выносливости производили для вероятности разрушения 50 %. При этом для определения пределов выносливости была выбрана база испытаний – 10^7 циклов.

Фрактографический анализ проводили на изломах образцов при использовании электронного сканирующего микроскопа «JSM-5610LV» фирмы JEOL.

Согласно данным металлографического анализа опытных сплавов после литья, различное содержание в них углерода обусловило различие микроструктур. Так, при содержании углерода 0,48% структура стали состояла из феррито-перлитной металлической основы с незначительным количеством равномерно распределенных точечных графитовых включений (рис. 2 а). Повышение содержания этого элемента до 0,78...1,27% способствовало увеличению количества графита до 2...4% объем. (см. рис. 2б), при этом металлическая матрица практически полностью была представлена крупнопластинчатой перлитной фазой. Структура стали, содержащей 1,54%С, характеризовалась не только повышением количества графитной фазы (до 5% объем., рис.2 в), но и наличием отдельных выделений вторичного цементита по границам перлитных зерен. Основным отличием структуры стали с наибольшей концентрацией углерода 1,95% являлось образование пластинчатых включений графита в феррито-перлитной металлической основе. При этом количество графитной фазы в данной стали достигало 8% объем (рис.2 г).

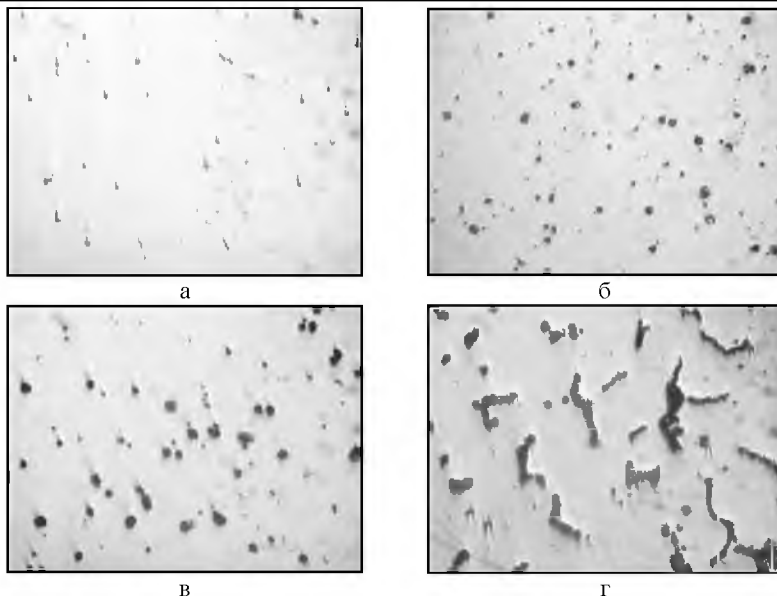


Рис. 2. Структура графитной фазы сталей с различным содержанием углерода ($\times 250$): а – 0,48; б – 0,78; в – 1,54; г – 1,95 масс. %С.

Закалка с последующим средним отпуском опытных сплавов способствовала образованию сорбита отпуска в структуре металлической основы и практически не изменила количество, форму и распределение графитовых включений (рис. 3).

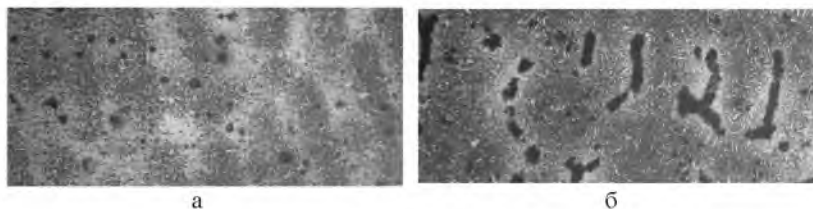


Рис. 3. Структура термообработанных графитизированных сталей ($\times 250$): а – 1,54; б – 1,95 масс. %С.

Результаты испытаний на разрыв (табл. 1) показали, что в зависимости от содержания углерода и, соответственно, структуры экспериментальных сталей в широком диапазоне изменялись их прочность (443...1280 МПа) и пластичность (5...22%). Так, стали эвтектидного класса с содержанием углерода ~0,78%С отличались достаточно высокой прочностью и превосходили по этому показателю перлитный высокопрочный чугун ВЧ50-2 практически в два

раза (вариант 2, табл.1). Наибольшей пластичностью характеризовалась сталь с наименьшим содержанием углерода (0,48%; вариант 1, табл.1), что объясняется наличием в структуре металлической основы высокопластичной ферритной фазы и наименьшим содержанием графита (см. рис. 2а). Высокоуглеродистые стали с ~1,9%С (вариант 5, табл. 1) являлись наименее прочными и низкопластичными, что связано как с увеличением количества разупрочняющей графитной фазы, так и со сменой формы графитовых включений с компактной на пластинчатую (см. рис.2 г).

Таблица 1

Механические свойства термообработанных графитизированных сталей и чугуна ВЧ50-2

| № опыта | Содержание углерода, масс. % | Механические свойства | | |
|---------|------------------------------|-----------------------|--------------|---|
| | | σ_b , МПа | δ , % | Предел выносливости σ_{-1} , МПа |
| 1. | 0,48 | 720,0 | 22 | 361 |
| 2. | 0,72 | 1280,0 | 12 | 409 |
| 3. | 1,27 | 887,0 | 12 | 358 |
| 4. | 1,54 | 760,0 | 12 | 315 |
| 5. | 1,95 | 443,3 | 5 | 264 |
| 6. | Чугун ВЧ 50-2* | 500* | 2* | 200 [5] |

* По ГОСТ 7293-70

Показатели высокочастотной усталостной прочности опытных сталей так же проявляли значительную структурную чувствительность, прежде всего, от количества и формы графитной фазы. На рис.4 приведены кривые усталости опытных сталей и чугуна марки ВЧ50-2, данные по которому взяты из [5].

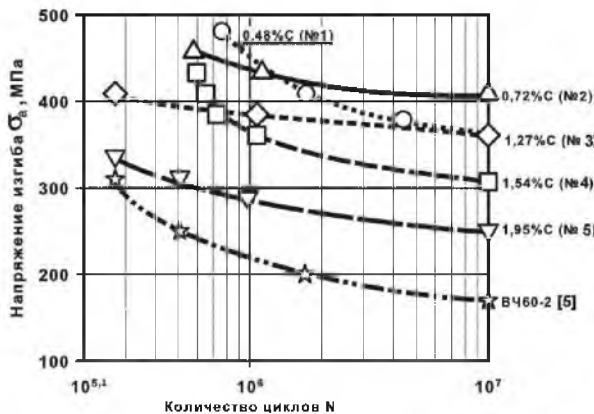


Рис. 4. Сравнительные усталостные характеристики сталей с возрастающим содержанием углерода и чугуна ВЧ50-2.

Анализ результатов испытаний показал, что наилучшим сопротивлением усталостному разрушению обладали сплавы содержащие $\sim 0,78\%C$ (409МПа, вариант 2, табл.1). Это можно объяснить наличием как высокопрочной мелкодисперсной сорбитной металлической основы опытных сталей, которая по данным [6], хорошо сопротивляется росту усталостной трещины в углеродистых конструкционных сталях, так и мелкодисперсным равномерно распределенным графитом. Из рис.4 видно, что показатели σ_{-1} для стали варианта 2 практически в два раза превышают аналогичную характеристику высокопрочного чугуна перлитного класса ВЧ50-2 (см. рис.4). Дальнейшее повышение содержания углерода в опытных сплавах снижало предел выносливости вследствие, прежде всего, повышения количества графитной фазы и ухудшения ее формы с компактной на пластинчатую.

Фрактографический анализ поверхностей усталостных изломов сталей с содержанием углерода $0,48...0,78\%$ (рис.5 а) показал, что распространение усталостной трещины при частоте 18 кГц было равномерным вплоть до зоны долома. На поверхности роста магистральной трещины наблюдался микрорельеф с интенсивными деформационными гребнями, где практически отсутствуют характерные для чугунов участки скола с вторичными микротрещинами. Это позволяет сделать вывод о высокоэнергоемком микромеханизме усталостного разрушения, обеспечивший высокие показатели предела выносливости этих сталей. Обращает на себя внимание и разрушение графитовых включений, попавших в зону роста магистральной трещины. Заметно (рис. 5 б), что они разрушаются при растяжении, то есть межфазовые силы связи матрицы и графитовых включений являются значительными, что повышает энергоемкость разрушения графитизированных сталей.

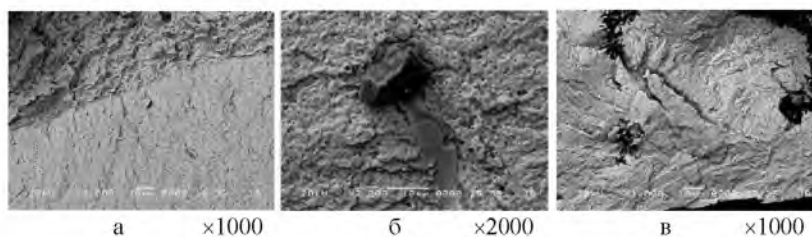


Рис. 5. Фрактограммы усталостного разрушения графитизированных сталей: а, б – $0,48...0,78\%C$; в – $1,95\%C$.

Иная ситуация наблюдалась на микрорельефе опытных сталей с $\sim 1,95\%C$. Пластинчатая форма графита, а следовательно и высокая концентрация напряжений у включений способствовала хрупкому, низкоэнергоемкому механизму разрушения, о чем свидетельствуют отчетливо просматриваемые на фрактографиях участки скола (рис. 5 в). Как следствие, долговечность такого

сплава в среднем была в 1,5 раза ниже, чем в сплавах с компактным графитом (см. табл. 1).

Выводы

Результаты проведенных экспериментов показали, что наиболее благоприятное сочетание свойств: $\sigma_b=1280$ МПа; $\delta=12\%$; $\sigma_{-1}=409$ МПа имела графитизированная сталь состава: 0,7...0,8%С; 2,2...2,4%Si; 3,0...3,2%Cu; 0,60...0,70%Mn; 0,22...0,25%Al. По показателям пластичности, а так же статической и циклической прочности экспериментальная сталь указанного состава превосходит высокопрочные чугуны марок ВЧ50...ВЧ60 и ряд марок углеродистых сталей [7].

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

- 1 Скворцов А.И., Агапова Л.И. Магнитные и демпфирующие свойства графитизированных сталей после изотермической закалки // МиТОМ. 1993. № 5. с.9-10.
- 2 Жураковский В.М. Организация трансформируемой структуры и обеспечение заданных свойств графитсодержащей стали: автореф. дисс. на соискание научн. степени докт. техн. наук: спец. 05.02.01 «Материаловедение» / В.М. Жураковский. – Минск, 1985. – 40 с.
- 3 Акимов И.В., Андрейко И.М. Малоцикловая выносливость графитизированных сталей с различной формой графитовых включений // Нові матеріали в металургії та машинобудуванні, 2003. - №1. – С.38-40
- 4 Волчок І.П. Міцність та циклічна тріщиностійкість графітізованих сталей / Андрейко І.М., Остап О.П., Акімов І.В., Головатюк Ю.В. // Фізико-хімічна механіка матеріалів, 2002. – №6. – С.7-12.
- 5 Писаренко Г.С. Определение предела выносливости высокопрочного чугуна при совместном действии чистого изгиба и кручения / Литовка В.И., Башта А.В. // Проблемы прочности 1986, №8, С.32-35
- 6 Троценко В.Т. Сопротивление усталости металлов и сплавов: Справочник Киев.: Наукова Думка, 1987. – 347 с.
- 7 Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие: в 4-х т. / Под общей ред. В. В. Панасюка. – Киев: Наук. думка, 1988 - 1990. Т.4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О. Н. Романив, С. Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин и др. – 1990. – 680 с.