



Studied characteristics of structure formation in plasma balls anchor coulters planters made from high-strength ВЧ 50.

В. И. ГУРИНОВИЧ, В. С. ГОЛУБЕВ, А. И. ПОКРОВСКИЙ, И. А. РОМАНЧУК, ФТИ НАН Беларуси, Н. Ф. СОЛОВЕЙ, ГСКБ по зерно- и кормоуборочной технике

УДК 669.13:621.7/9.0487:533.9

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ

В настоящее время решение проблемы повышения надежности и долговечности изделий машиностроения невозможно только за счет применения дорогостоящих высоколегированных сталей и сплавов. Обусловлено это, в первую очередь, экономическими причинами. Гораздо более эффективно использование обычных марок углеродистых сплавов и чугунов с последующим упрочнением рабочих поверхностей изделий различными методами [1–5], в том числе с использованием низкотемпературной плазмы.

В данной работе плазменное упрочнение было использовано для упрочнения наконечников анкерных сошников, изготавливаемых из высокопрочного чугуна марки ВЧ50. Сошники – детали зерновых рядных универсальных сеялок, предназначенные для формирования в почве бороздок для последующего посева семян на заданную глубину. На рис. 1 показаны типовой образец анкерного сошника (рис 1, а) и рабочее положение сошников (рис 1, б) в сеялке производства ОАО «Лид-агропромаш» мод. СТВ-8 (рис 1, в).

В процессе погружения в почву сошники испытывают главным образом абразивный износ и в меньшей степени коррозионный. Для увеличения срока службы сошника необходима высокая износостойкость материала, причем это важно не для всего объема детали, а лишь для той поверхности, которая непосредственно погружается в почву (она указана стрелкой на рис. 1, а, б).

Плазменную обработку рабочей поверхности сошника (показана стрелкой на рис. 1, а) в режиме оплавления проводили на установке «Киев-4М», оснащенной модернизированным плазматроном мод. ВПР-15. При различных режимах обработки получали оплавленные слои глубиной до ~1 мм.

Методика исследований

В качестве материала для исследований использовали высокопрочный чугун марки ВЧ50 (ГОСТ 7293-85), химический состав (мас.%) которого приведен ниже.

C	Si	Mn	Ni	Mg	P	S
3,2–3,6	1,7–2,1	0,5–0,7	0,4–0,6	0,04–0,06	до 0,08	до 0,01

Образцы для металлографических и дюрOMETрических исследований вырезали непосредственно из сошников, подвергнутых плазменному воздействию. Размеры образцов составляли приблизительно 20×20×10 мм.

Структурные исследования проводили на металлографическом комплексе МГК-1 и световом микроскопе «Neophot», микротвердость определяли на приборе «Duramin 5», а также на приборе ПМТ-3 под нагрузкой 100 г с выдержкой 12 с. Для выявления микроструктуры использовали стандартный травитель «нитраль»: 4%-ный раствор HNO₃ в этиловом спирте.

Результаты экспериментов

Исследование исходной структуры чугуна.

Микроструктура высокопрочного чугуна в исходном (литом) состоянии представляла собой феррито-перлитную металлическую матрицу с включениями графита округлой формы (рис. 2, 3).

Как видно из рис. 2, а, перлит располагается как вокруг графитных включений (в виде своеобразной оторочки), так и на стыках бывших аустенитных зерен. Оставшуюся часть металлической матрицы занимает феррит. Данное расположение составляющих (графит, сразу за ним перлит и только затем феррит) является обычным для модифициро-



a



б

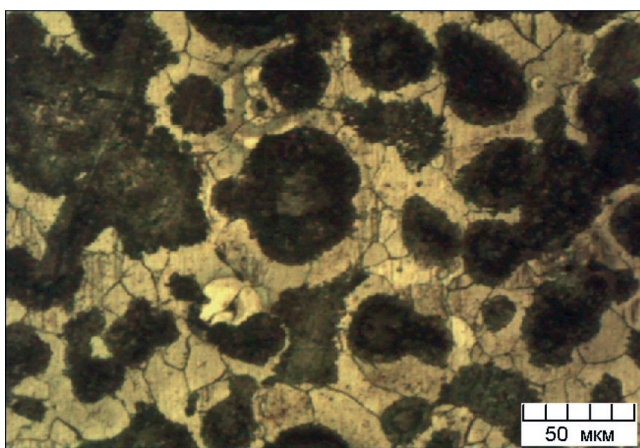


в

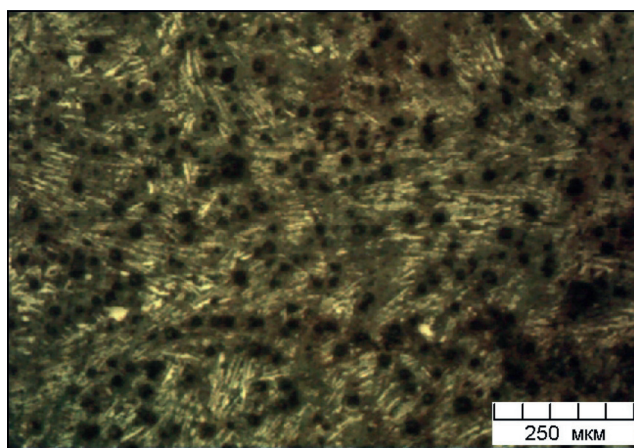


г

Рис. 1. Типовой образец анкерного сошника (*a*), рабочее положение сошника (*б*) в сеялке производства ОАО «Лидагпроммаш» мод. СТВ-8 (*в, г*)



a



б

Рис. 2. Микроструктура высокопрочного чугуна в исходном (литом) состоянии: *a* – зона в центральной (массивной) части сошника; *б* – зона тонкого сечения сошника с частичным отбелом. *a* – $\times 400$; *б* – $\times 100$

ванных чугунов и свидетельствует об ускоренной кристаллизации отливки в результате большого переохлаждения. Очевидно, что процесс кристаллизации происходил в следующем порядке: ниже температуры эвтектического превращения непо-

средственно кристаллизуется аустенито-графитная эвтектика с шаровидной формой включений графита. При этой температуре исчезает жидкая фаза. Снижение температуры приводит к превращению аустенита по схеме: аустенит \rightarrow феррит + графит.

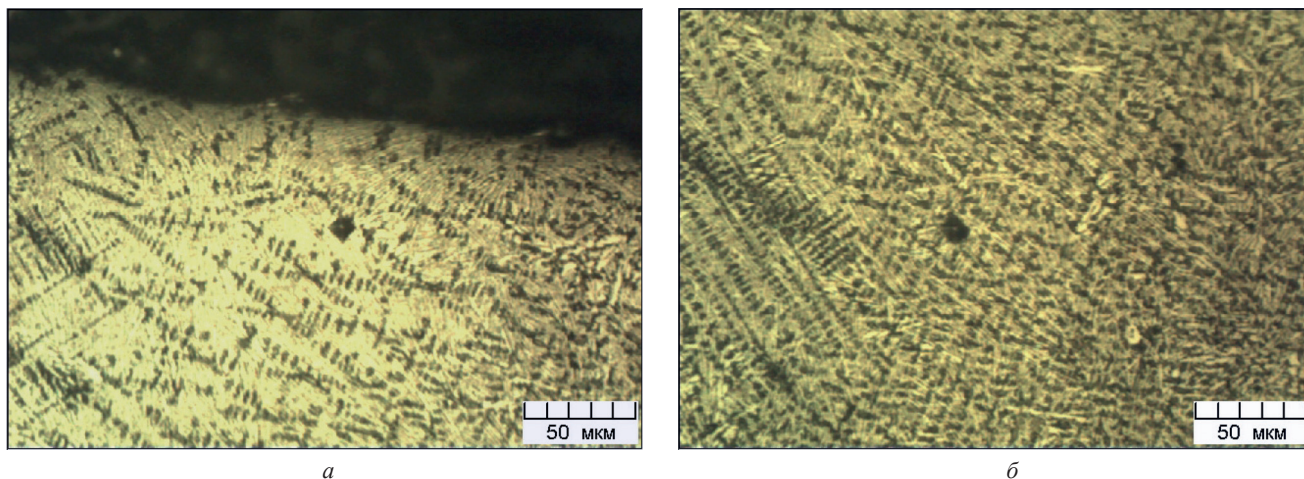


Рис. 3. Микроструктура чугуна ВЧ50 после плазменной обработки в режиме оплавления: *а* – непосредственно на поверхности (в верхней части показан край изделия); *б* – на некотором расстоянии от поверхности. $\times 400$

Углерод откладывается на готовых центрах кристаллизации, а феррит – в виде ободков вокруг включений графита. По мере понижения температуры до $723\text{ }^{\circ}\text{C}$ происходит превращение оставшейся части аустенита по схеме: аустенит \rightarrow феррит + цементит (перлит).

ДюрOMETрические измерения показали следующие результаты: микротвердость феррита $\sim 980\text{--}1000$ МПа, твердость перлита ~ 3500 МПа (36–38 HRC). Как видно из рис. 2, *б*, в исходной структуре высокопрочного чугуна имелись и участки ледебуритной эвтектики, что свидетельствует о частичном отбеле, причем количество эвтектики увеличивалось с уменьшением сечения изделия, а ее твердость составляла ~ 8850 МПа (64–65 HRC).

Исследование микроструктуры чугуна после оплавления.

Исследование микроструктуры поверхности.

Микроструктуры поверхностных слоев чугуна после плазменного оплавления представлены на рис. 3.

Как видно из рисунка, микроструктура представляет собой дендритные кристаллы аустенита

и ледебуритную эвтектику (аустенит и цементит). При последующем быстром охлаждении первичный аустенит претерпевает закалку, превращаясь в мартенсит. Аустенит эвтектики также превращается в мартенсит и в виде мелких включений округлой формы располагается в каркасе из цементита.

Как видно из рис. 3, графитных включений в структуре практически не наблюдается, очевидно, все они растворились в расплаве.

Следует отметить, что по мере отдаления от поверхности размеры ячеек структурных составляющих увеличиваются, а общая твердость снижается, изменяясь от ~ 10080 МПа (68 HRC) до ~ 7000 (58 HRC).

Исследование микроструктуры переходных слоев.

Ниже зоны оплавления расположены переходные области, в которых структура претерпела перекристаллизацию в твердом состоянии под действием тепла расплавленного металла.

Граница раздела между зоной оплавления и описываемой переходной зоной имеет неявно выраженный характер (рис. 4). Четкая линия раздела

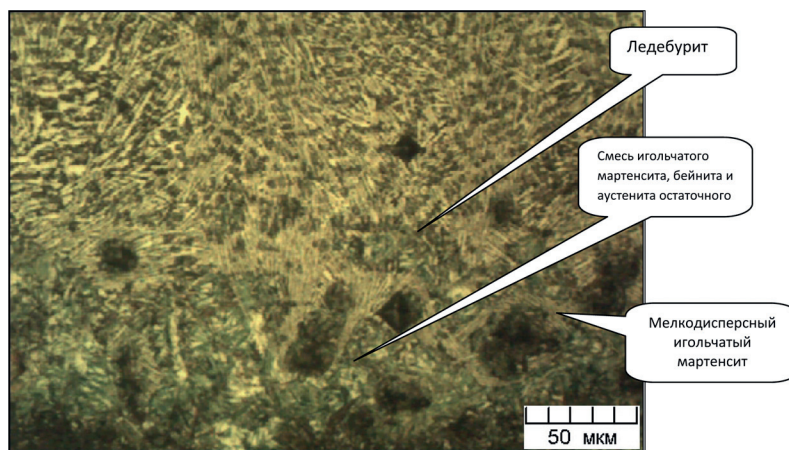


Рис. 4. Микроструктура чугуна на границе раздела между зоной оплавления (вверху) и подложки (внизу). $\times 400$

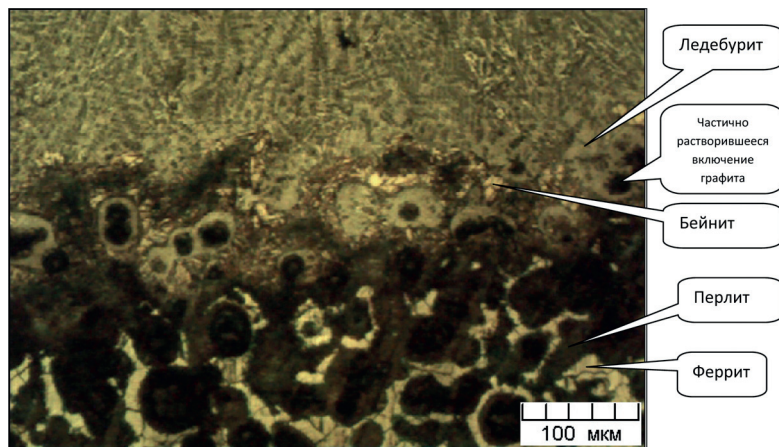


Рис. 5. Микроструктура переходного слоя и ее изменение по мере удаления от границы оплавления. $\times 200$

в большинстве случаев отсутствует и участки расплавленной зоны местами внедряются в переходную зону.

Микроструктура переходной зоны показана на рис. 5.

На границе раздела расплава с подложкой (рис. 4, 5) в структуре переходной зоны наблюдаются мартенсит игольчатой формы, графит и области ледебуритной эвтектики. Причем области ледебуритной эвтектики представляют собой продолжение оплавленного слоя в виде скругленных зон. Эти зоны ограничивают места, где ранее располагались графитные включения, которые при нагреве успели раствориться, обогатив аустенит углеродом, а также скругленные области с частично растворенными графитными включениями (оставшимися из числа наиболее крупных). Они также внедрены в мартенсит и расположены в местах, где температуры и продолжительности выдержки было недостаточно для полного растворения включения.

Следует отметить, что сохранившиеся в оплавленной зоне частично растворенные включения графита (рис. 5) имеют неровную поверхность, аналогичную описанной в работах [6, 7] при графитизации предварительно горячедеформированного чугуна.

Непосредственно под оплавленной поверхностью находится слой, состоящий из игольчатого мартенсита и некоторого количества остаточного аустенита.

Еще ниже расположен слой, состоящий из смеси игольчатого мартенсита, бейнита и некоторого количества остаточного аустенита.

Твердость игольчатого мартенсита составляет $\sim 7750\text{--}5000$ МПа (61–48 HRC), бейнита – $\sim 4500\text{--}3750$ МПа (44–39 HRC). Глубже расположена область, где преобладают перлитная основа твердостью $\sim 3470\text{--}3200$ МПа (36–33 HRC) и графит.

Под границей оплавления непосредственно около графитных включений наблюдаются (рис. 5) тонкие перлитные ободки твердостью ~ 4300 МПа. Они образовались, вероятно, вследствие того что часть растворенного при нагреве углерода при охлаждении успевает диффундировать к включению и отложиться на нем в виде графита, как на готовом центре кристаллизации. Иногда за тонким перлитным ободком следует слой ледебурита, где растворенный при нагреве углерод выделяется в соответствии с метастабильной диаграммой. Такой ободок образуется после перекристаллизации аустенита в твердом состоянии из-за частичного растворения графитного включения и повышения концентрации углерода в некотором объеме, прилегающем к данному включению.

Формирование структуры в непосредственной близости от графитных включений зависит от удаления включения от границы оплавления, что определяется температурой, до которой нагрет слой, в котором расположено включение, концентрацией растворенного углерода в твердом растворе вокруг него, размерами самих включений и их теплопроводностью, а также технологическими параметрами нагрева и охлаждения.

Чем дальше графитное включение удалено от границы оплавления, тем меньше вероятность образования ледебуритных ободков вокруг него и большая вероятность распада аустенита по стабильной системе железо–углерод с образованием феррита и графита. Как известно, если в структуре присутствуют готовые центры кристаллизации в виде графитных включений, как правило, углерод будет откладываться на них, а феррит образует ободки вокруг.

Постепенно, по мере удаления от границы оплавления, структура становится перлитно-графитной, а еще глубже – перлитно-феррито-графитной, все больше приближаясь к исходной (см. рис. 2).

Выводы

1. При плазменной обработке высокопрочного чугуна, характеризующейся высокими скоростями нагрева и охлаждения, образуется несколько зон с различными структурами. Можно выделить зоны оплавления, термического влияния, а также переходные зоны, представляющие сочетание смежных структур.

2. Быстрая кристаллизация расплава приводит к измельчению структурных составляющих, что

обеспечивает повышенную твердость (~ до 60–68 HRC). Особенностью плазменного оплавления чугуна является отсутствие трещин.

3. Дополнительным фактором повышения эксплуатационных характеристик чугуна после плазменного оплавления является перекристаллизация пересыщенного твердого раствора аустенита, нагретого выше температуры A_{c1} (в зоне термического влияния при плазменной обработке), что увеличивает глубину упрочненного слоя.

Литература

1. Плазменное поверхностное упрочнение / Л. К. Лецинский, С. С. Самоутин, И. И. Пирч, В. И. Комар. Киев: Изд-во Техника, 1990.
2. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И. Технологические процессы лазерной обработки / Под ред. А. Г. Григорьянца. 2-е изд., стереотип. М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2008.
3. Лазерные технологии в машиностроении и металлообработке / С. А. Астапчик, В. С. Голубев, А. Г. Маклаков. Минск: Беларуская навука, 2008.
4. Орлович А. В., Трытек А. С., Шевеля В. В. Поверхностное упрочнение чугуна электродуговой плазмой. Киев – Хмельницкий: Изд-во Жешувской политехники, 2008.
5. Горячая пластическая деформация чугуна: структура, свойства, технологические основы / А. И. Покровский. Минск: Беларуская навука, 2010.
6. Pa k o u s k i A., K h i n a B. Acceleration of carbide decomposition in cast iron during annealing due to preliminary plastic deformation // Proceedings of International Doctoral Seminar 2011. Trnava: Alumni Press, 2011. P. 291–303.
7. Покровский А. И., Хина Б. Б., Хроль И. Н. Ускорение распада цементита в чугуне при отжиге за счет предварительной горячей пластической деформации // Литье и металлургия. 2011. № 3 (61). С. 37–45.