

Таблица 2. Изменение относительной износостойкости опытных сталей от температуры нагрева под закалку*

Показатель	Температура нагрева под закалку, °С					
	г.к. сост.	740	760	780	800	820
Относительная износостойкость ϵ	0,80	0,95	1,35	1,75	1,85	2,20
	0,70	0,75	1,15	1,35	1,40	1,50

* в числителе — значения износостойкости стали состава 3, в знаменателе — значения износостойкости стали состава 1

Износостойкость стали, микролегированной титаном и бором, после закалки от температур 740–860°С и низкого отпуска, оказывается более высокой в сравнении со сталью состава 1 без микродобавок. Такое повышение показателей износостойкости достигается за счет формирования более дисперсной структуры стали после термической обработки и образования большого количества равномерно распределенной высокодисперсной упрочняющей карбонитридной фазы.

Таким образом, совместное микролегирование среднеуглеродистой конструкционной стали титаном и бором способствует формированию повышенного комплекса ее механических характеристик после термической обработки. Установлено сложное нелинейное влияние микродобавок титана и бора на положение критических точек стали с выраженными экстремумами вблизи определенных их концентраций. Титан несколько тормозит процессы гомогенизации γ -твердого раствора и превращения перлита в аустенит при нагреве до температуры, незначительно превышающей критическую точку A_{c1} , прежде всего за счет измельчения зерна и диспергирования цементита и ферритных участков. При дальнейшем повышении температуры нагрева титан способствует ускорению процесса перераспределения элементов в аустените и его достаточно полной гомогенизации уже в верхней области межкритического интервала температур.

Список литературы

1. Быковских С.В., Позняк Д.В., Быковских П.С. Влияние параметров структуры и упрочняющей карбонитридной фазы на формирование механических характеристик стали. Международный сборник научных трудов «Прогрессивные технологии и системы машиностроения». — Донецк: ДонГТУ, 1999. — Вып.8. — С. 22–28.
2. Повышение качества стали 65Г путем ее микролегирования / С.В.Быковских, Е.С.Ярошевская, Н.М.Скороход и др. // Сталь, 1996. — № 5. — С. 12–14.
3. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. — М.: Металлургия, 1986. — 272 с.

© Быковских С.В., Горбатенко В.П., Шевченко А.И., Позняк Д.В., 2002

АЛИМОВ В.И. (ДонНТУ), ШЕВЕЛЕВ А.И. (ООО «ДОНСПЛАВ»), КРЫМОВ В.Н. (ДонНТУ)

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СПЛАВАХ АЛЮМИНИЯ ПРИ КРАТКОВРЕМЕННОМ ВОЗДЕЙСТВИИ ПЛАЗМОЙ

На литых пробах промышленных вторичных сплавов алюминия установлены структурные изменения под воздействием электродуговой углеродсодержащей плазмы.

Поток энергии высокой удельной плотности, независимо от происхождения, вызывает необратимые химические и структурные изменения в приповерхностных слоях материалов, наследственно связанных с их исходным составом и структурой; ранее это было показано на конструкционных сталях различного назначения, подвергшихся воздействию углеродсодержащей низкотемпературной плазмы, возникающей при электрическом разряде [1-3]. Подобные изменения могут наблюдаться при непреднамеренном плазменном воздействии, сопровождающем плазменную резку, возникновение электрической дуги при размыкании контактов и коротком замыкании, воздействии шаровой молнии и т.д.

В настоящей работе произведена оценка кратковременного действия электродуговой плазмы на вторичные алюминиевые сплавы. Исследования выполнены на промышленных алюминиевых сплавах АК5М2 (% масс.: 5,1 Si, 2,7 Cu, 0,47 Mn, 0,51 Mg, 0,11 Ti) АК7 (% масс.: 7,03 Si, 1,14 Cu, 0,18 Mn, 0,22 Mg, 0,33 Zn, 0,78 Fe, 0,05 Ni, 0,08 Pb), АК12М2 (% масс.: 12,1 Si, 1,98 Cu, 0,84 Ti). Использовали литые пробы, из которых изготавливали образцы размером 10x15x20 мм. Образцы из сплава АК12М2, кроме того, предварительно электролитически хромировали и никелировали. Плазменное воздействие осуществляли прямой электрической дугой при силе переменного тока 150-180 А и напряжении между графитовым электродом и образцом 180-200 В. Скорость перемещения электрода вдоль поверхности образцов составляла около 5 мм/с. Изучение строения основы и измененных слоев производили с помощью микроскопа «Неофот-21» на шлифах, протравленных 0,5%-ным водным раствором HF; микротвердость измеряли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н.

При визуальном осмотре невооруженным глазом и при небольшом увеличении ($\times 5-10$) видно, что на поверхности образцов под воздействием плазмы образуются кратеры, поверхность которых, в свою очередь, покрыта сажистым налетом с оксидами; частично они слущиваются при легком постукивании, а частично прочно удерживаются на поверхности. При небольшой скорости перемещения графитового электрода возникают наплывы металла, свидетельствующие о его расплавлении и размягчении. Кратеры образуются не только в результате усадочных явлений, но и вследствие выброса жидкого металла из зоны воздействия плазмы.

Судя по различной травимости основы и зоны воздействия, можно сделать вывод о том, что общая глубина измененного слоя под воздействием электродуговой плазмы составляет 2-4 мм и определяется совокупностью технологических параметров. В зоне воздействия часто видны столбчатые кристаллы, вытянутые в направлении тепловода.

Микротвердость, измеренная после плазменного воздействия и непродолжительного пребывания при комнатной температуре, не вызывающего заметного старения, значимо различается в зависимости от места ее измерения (таблица).

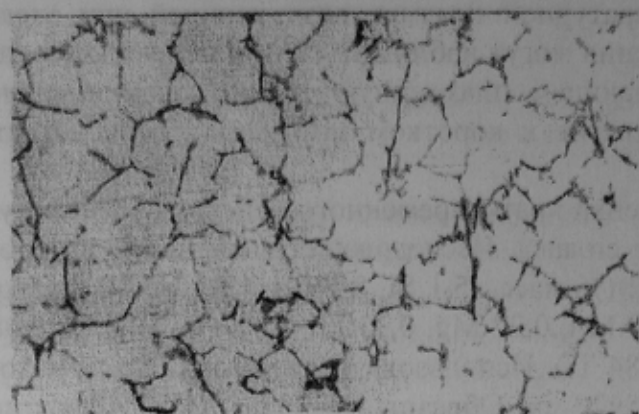
Таблица. Микротвердость* структурных составляющих сплавов после воздействия плазмой

Сплав	Микротвердость, Н/мм ²		
	Исходный твердый раствор	В окрестности границы зоны оплавления и исх. структуры	В зоне оплавления
АК5М2	930	930-1030	1240
АК7	820	980-1050	1650
АК12М2	970	1135-1277	1350

*) — среднее значение из 15-20 измерений

Микроструктура сплавов в различных зонах сечений образцов приведена на рис. 1-3. Основу сплавов в исходном состоянии составляет α -твердый раствор Si, Cu, Mg,

Zn, Fe, Mn и др. в алюминии, кристаллы кремния, а также фазы Al_3Fe , $AlSiFe$, $AlSiFeMn$, $CuAl_2$, Mg_2Si [4], что обусловлено присутствием соответствующих примесей и типично для вторичных сплавов [5].



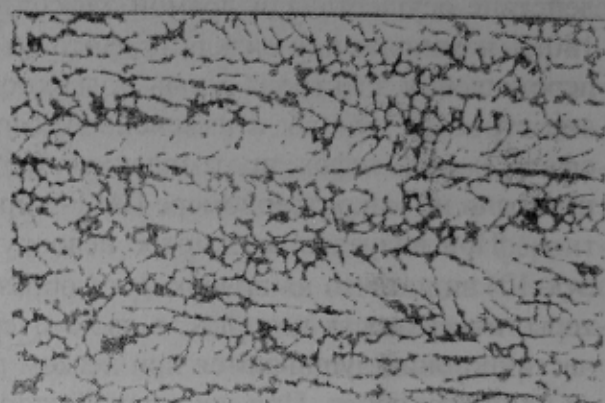
a



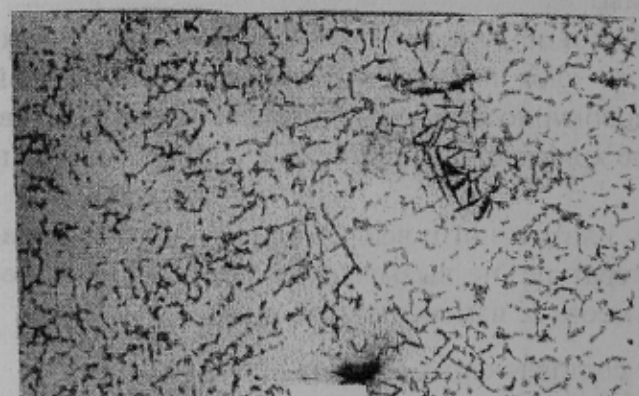
a



б



б



в

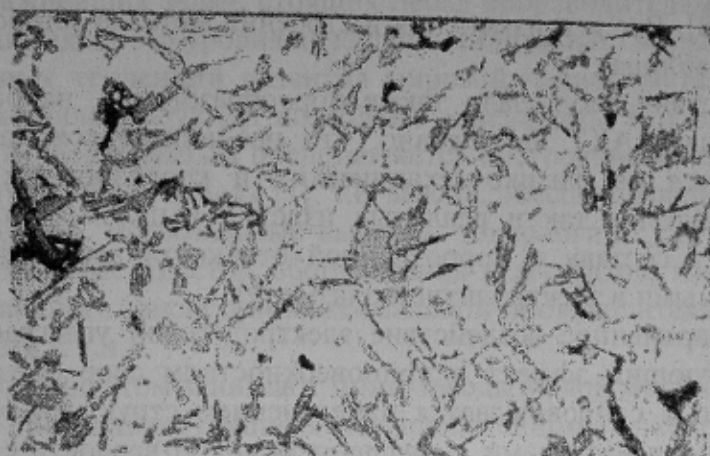


в

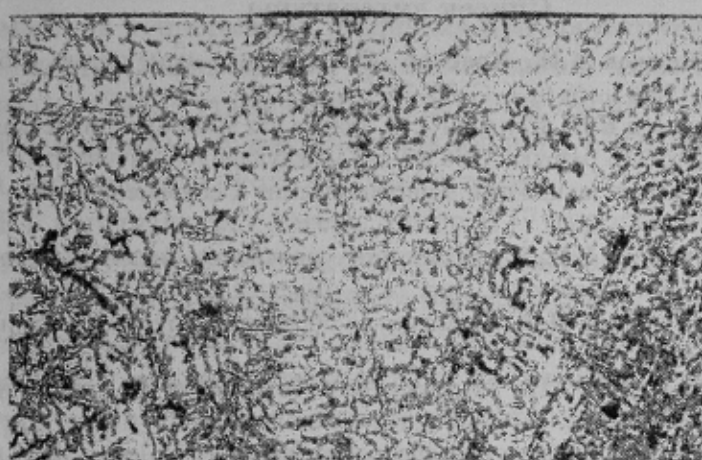
Рис. 1. Микроструктура сплава АК5М2, $\times 200$: *a* — исходная структура; *б* — поверхность после плазменного воздействия, без травления; *в* — после плазменного воздействия, зона оплавления с выделениями графита

Рис. 2. Микроструктура сплава АК7: *a* — исходная структура, $\times 400$; *б* — после плазменного воздействия, зона оплавления, $\times 500$; *в* — после плазменного воздействия, граница зоны оплавления, $\times 200$

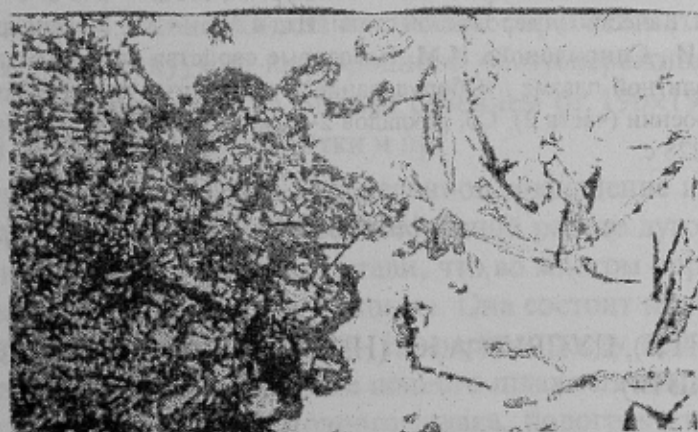
Под кратковременным воздействием плазмы происходит модификация структуры, сопровождающаяся измельчением структурных составляющих и образованием металлографически ориентированных структур. Металл зоны воздействия наполняется



a



б



в

Рис. 3. Микроструктура сплава АК12М2: *a* — исходная структура, $\times 200$; *б* — после плазменного воздействия, зона оплавления, $\times 200$; *в* — после плазменного воздействия, граница зоны оплавления, $\times 400$

графитными частицами из разрушенного электрической дугой электрода, при этом часть углерода может попасть в твердый раствор; по данным [6] растворимость углерода в алюминии в твердом состоянии составляет примерно 0,02-0,04% (масс.). Не исключается образование в подобных условиях и карбида алюминия Al_4C_3 [7]; алюминий с углеродом образует карбид Al_4C_3 , который растворяется в алюминии, но неустойчив в

присутствии железа [8]. Все эти изменения в строении металла зон воздействия и вызывают упрочнение (таблица).

В зоне воздействия наблюдали также порообразование, наиболее интенсивно развивающееся в сплаве АК7. Безусловно, что наблюдавшиеся нами структурные изменения проявляются на физико-механических и коррозионных свойствах, как локальных зон воздействия, так и реальных изделий в целом, что подтверждается данными по фазовому составу и коррозионной стойкости алюминия с боридными покрытиями, полученными в электролитной плазме [9].

Вывод. Кратковременное воздействие электродуговой углеграфитовой плазмы вызывает модифицирующий эффект в приповерхностном слое образцов вторичных алюминиевых сплавов и сопровождается измельчением структурных составляющих, наполнением графитными частицами, повышением микротвердости с одновременным ухудшением качества поверхности.

Список литературы

1. Кулагин И.Д., Борзов А.Н., Краснов Ю.И. Дуговая цементация рабочих поверхностей стальных деталей // ФХОМ, 1986. — № 6. — С. 35–38.
2. Алимов В.И., Крымов В.Н., Кундос Ю.М. Локальная химико-термическая обработка износостойких деталей в плазме дугового разряда // Сб. трудов международной научно-техн. конф. в г. Севастополе 9-12.09.1997 «Прогрессивные технологии машиностроения и современность». — Донецк: ДонГТУ, 1997. — С. 9–10.
3. Алимов В.И., Крымов В.Н. Поверхностное упрочнение сталей электродуговой плазмой // Збірник наукових праць ДонДТУ. Металургія. Вип. 14. — Донецьк, ДонДТУ, 1999. — С. 137–143.
4. Аристова Н.А., Колобнев И.Ф. Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов. — М.: Металлургия, 1977. — 144 с.
5. Баранов А.А., Микуляк О.П., Резняков А.А. Технология вторичных цветных металлов и сплавов. — Киев: «Вища школа», 1988. — 163 с.
6. Эллиот Р.П. Структуры двойных сплавов. Справочник. Т. 1. Пер. с англ. А.М. Захарова и др. под ред. И.И. Новикова и И.Л. Рогельберга. — М.: «Металлургия», 1970. — 456 с.
7. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справ. изд. / О.А. Банных, П.Б. Будберг, С.П. Алисова и др. — М.: Металлургия, 1986. — 440 с.
8. Смоляренко Д.А. Качество углеродистой стали. Изд-е 3-е. — М.: Металлургия, 1977. — 271 с.
9. Федоренкова Л.И., Спиридонова И.М. Некоторые свойства боридных покрытий на алюминии, полученных в электролитной плазме // Оборудование и технология термической обработки металлов и сплавов в машиностроении (часть 2). Сб. докладов 2-го международного симпозиума. — Харьков: ИПЦ «Контраст», 2001. — 228 с.

© Алимов В.И., Шевелев А.И., Крымов В.Н., 2002

СМИРНОВ А.Н. (ДонНТУ), ЦУПРУН А.Ю. (НПО «ДОНИКС»), ПИМОНЕНКО В.А., ПАНОВ В.В. (ДП «УБиВТ»)

ОПТИМИЗАЦИЯ РАБОТЫ КОВШЕЙ ДЛЯ АГРЕГАТА «ПЕЧЬ-КОВШ» В УСЛОВИЯХ ДП «УБиВТ»

Рассмотрено влияние различных методов перемешивания на протекание гидродинамических процессов и химических реакций в сталеразливочном ковше. Исследования выполнены в 18-тонном ковше для электромагнитного перемешивания и продувки металла газом. Показано, что процессы десульфурации наиболее активно протекают при продувке металла газом, а вторичное окисление металла оказывается меньшим при использовании электромагнитного перемешивания. Рассмотрены результаты оптимизации и повышения стойкости рабочего слоя огнеупоров в ковше.