

**Список літератури**

1. Ефимов, В.А. Перспективы развития работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав [Текст] / В.А. Ефимов. – Киев: Изд. ИПЛ АН УССР. – 1983. – С. 3-65.
2. Немененок, Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силиминов [Текст] / Б.М. Немененок – Мн. Технопринт, 1999. – 272 с.

УДК 669.017:621.745.56:537.84

**В. А. Середенко, Е. В. Середенко, С. Г. Голубчик, А. А. Паренюк**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

**СТРУКТУРА СЕРОГО ЧУГУНА, ОБРАБОТАННОГО ПОСТОЯННЫМ МАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ВО ВРЕМЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ**

Изменение физико-химических свойств жидкого металла при воздействии на него постоянного электрического тока и постоянного магнитного потока больших плотностей в течение всего нескольких минут имеет существенную технологическую перспективу. Впервые (1972 г.) Хановым В. К. под научным руководством Повха И. Л. и Явойского В. И. при воздействии на передельный жидкий чугун постоянного тока плотностью до  $20 \text{ A/cm}^2$  и постоянного магнитного поля с индукцией до 0,45 Тл в течение 1 – 3 мин получен из серого чугуна белый на ледебуритно-цементитной основе с твёрдостью до 461 НВ против 221 НВ до электромагнитного воздействия. Причём дисперсность его структуры росла с увеличением времени электромагнитного воздействия. Дальнейшие исследования по электромагнитному воздействию на структуру чугуна развивались на основе использования скрещённых электрических и магнитных полей, или электрических полей (электротока). Применению только постоянного магнитного поля при обработке чугуна уделяется недостаточно внимания.

Целью представленной работы являлось установление влияния постоянного магнитного поля с небольшой индукцией (0,25 Тл) на литую структуру чугуна с ~ 3,0 % С, ~1,0 % Мп, Si, ~ 0,1 % Р и S в статических условиях при его охлаждении и кристаллизации. Шихтой служил брак литья серого чугуна с толщиной стенки 3 – 5 мм на перлитной основе с включениями пластинчатого графита. Чугун переплавлялся в алуновом тиглях в печи электросопротивления. После расплавления металл пере-

мешивался алуновдой мешалкой, перегревался до температуры 1400 °С при которой выдерживался в течение 10 мин. Тигли с расплавом извлекались из печи и охлаждались со скоростью ~ 10 °С/с без (контрольный металл) и под воздействием постоянного магнитного поля. Литая структура изучалась на травленных шлифах на микроскопе МЕТАМ – Р 1. Размеры структурных составляющих определялись на основе методик ГОСТ 5639 – 82 и 1778-70.

В результате проведения исследований установлено, что структура контрольного металла состояла из зёрен пластинчатого перлита, окружённых сеткой ледебурита. В структуре присутствовали участки ледебурита, находившиеся обособленно от основной массы фазы, сосредоточенной в межзёренном пространстве. Эти участки в виде отдельных тонких удлинённых включений (длина  $15,0 \pm 2,9$  мкм, ширина  $0,5 - 1,5$  мкм, с преобладанием  $1,0$  мкм) располагались как на границах между двумя зёрнами, так и в зёрнах между границами субзёрен. В зёрнах перлита присутствовали отдельные дисперсные включения, вероятно третичного цементита, выделявшиеся на фоне эвтектоидной смеси феррита и цементита более крупными размерами и ярким окрашиванием (ширина до  $0,1$  мкм и длина до  $5,0$  мкм). Средний размер зёрен перлита составлял  $24,2 \pm 2,5$  мкм. Диапазон размеров зёрен был  $5,4 - 46,2$  мкм. В среднем ширина участков ледебурита имела значение  $16,0 \pm 3,6$  мкм. В донной части слитка сохранились участки со структурой серого чугуна с пластинчатым графитом, занимавшие ~ 50 % площади шлифа.

Наложение постоянного магнитного поля на металл не изменило величины среднего значения размера зерна перлита. Форма его включений стала сорбитизированной, в отличие от контрольного металла. Диапазон размеров зёрен сузился до  $11,5 - 38,5$  мкм. Ширина участков ледебурита сократилась до  $8,2 \pm 2,3$  мкм. Вместе с этим снизилось количество несплошностей в данной фазе. Протяжённость удлинённых включений ледебурита уменьшилась в 1,5 раза, ширина в 2 раза. Количество дисперсных включений третичного цементита возросло в ~2,4 раза. В донной части слитка площадь участков со структурой серого чугуна сократилась по сравнению с металлом, полученным без воздействия магнитного поля, и составила ~ 20 % по отношению к площади шлифа, а дисперсность включений графита возросла в 1,5 раза.

Таким образом, постоянное магнитное поле способствовало измельчению и компактированию фазы, содержащей углерод и сорбитизации перлита. Так же увеличению количества третичного цементита. Данное влияние поля, вероятно, способствует ускорению процесса графитизации белого чугуна, поскольку измельчается цементит, его дисперсные включения рассеиваются по зёрнам чугуна, дополнитель-

но усиливая дефектность в зёрнах. Увеличение количества и дисперсности включений карбидной фазы благоприятно для эффективности процесса обезуглероживания поверхностного слоя в изделии и компактирования цементита. Перспектива исследований заключается в изучении влияния постоянного магнитного поля на прочностные и пластические свойства обработанного чугуна.

УДК 621. 669.017.12/15:621.745.56:537.84

**В. А. Середенко, Е. В. Середенко, А. А. Паренюк**

Физико-технологический институт металлов и сплавов

НАН Украины, г. Киев

### **ЗАВИСИМОСТЬ ЛИТОЙ СТРУКТУРЫ ТИПА “ЗАМОРОЖЕННОЙ МИКРОЭМУЛЬСИИ” ТОНКИХ ОБРАЗЦОВ СПЛАВА ЗАМОНОТЕКТИЧЕСКОГО СОСТАВА ОТ СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ**

Металлические сплавы со структурой “замороженной эмульсии” (размер включений 5 – 15 мкм) применяются как материалы с высокой прочностью, тепло- и электропроводностью, износостойкостью, работающих в условиях повышенных тепловых и электрических нагрузок. Перспектива совершенствования данных сплавов моноэтектических систем заключается в обеспечении структуры с однородным распределением включений с размерами 1 мкм и менее. С целью измельчения структурных составляющих сплавов применяется, прежде всего, увеличение скорости их охлаждения. Для каждого технологического приёма, воздействующего на литую структуру, существует диапазон значений его наиболее эффективного влияния. Скорости охлаждения эмульгированных расплавов должны предотвращать седиментацию капель эмульсии, их рост и коалесценцию. При повышенных скоростях охлаждения, характерных для методов порошковой металлургии седиментация включений не развивается, а неоднородность структуры может возникать вследствие неравномерного теплоотвода из-за высокой теплопроводности охлаждающей среды по отношению к объёму металла, теплопроводность которого не обеспечивает быстрого подвода тепла к охлаждающейся поверхности. Такие условия могут возникать в двух случаях. При диспергировании расплава жидкой или газообразной струёй с меньшей теплопроводностью, чем у сплава, вследствие высокой относительной скорости перемещения сред. Так же при охлаждении расплава на твёрдой металлической под-