

УДК 669.1

С. А. Князев

Национальный Технический Университет «Харьковский Политехнический Институт»,
Харьков

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОБОРИСТОЙ СТАЛИ ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКОЙ: СТРУКТУРА И СВОЙСТВА

Использование бора в качестве элемента, специально добавленного в выплавляемую сталь, для повышения механических и некоторых технологических характеристик началось в 40-х годах XX ст. Причем такая добавка предполагала замену дефицитных легирующих элементов в условиях военного времени [1]. В конечном итоге к середине 50-х годов и до сегодняшнего времени в промышленных сталях бор используется как микродобавка в весьма малых количествах (0,0005 – 0,05 %). Тем не менее, более высокие концентрации бора применялись в специальных сталях аустенитного класса для изделий ядерной энергетики со свойством замедления и поглощения нейтронов, имеют лучшую свариваемость с высоким уровнем длительной прочности и значительно меньшей скоростью охрупчивания в процессе теплового старения [2].

Высокая стоимость и повышенная требовательность к производству высоколегированных сталей подталкивает к поиску более дешевых сталей как конструкционного, так и инструментального назначения. Для получения экспериментальных плавок использовался индукционный нагрев в графитовых тиглях. Шихтой служила стружка из качественной малоуглеродистой стали с добавлением 40 вес.% борсодержащего порошка с активатором. Индукционный нагрев позволил минимизировать время плавки и получить равномерный по химическому составу образец. Активатор снижает температуру разложения борсодержащего порошка и защищает компоненты расплава от окисления. Экспериментальные плавки длились несколько минут при используемой мощности генератора 30 кВт. Температуры плавления ориентировочно составляет 1450 - 1550 °С (определялось ИК пирометром). Спектральный анализ показал содержание бора на уровне 2,2 %. Структура стали после литья представлена на рис. 1 (а) и представляет собой боридную эвтектику (H_{50} 8000 МПа) с перлитом (H_{50} 3500 МПа) с макротвердостью 48 HRC. Отжиги 850, 950 °С не приводят к существенному изменению микроструктуры первичной кристаллизации вследствие

высокой температуры рекристаллизации сплава. Лишь отжиг при 1100 °С в течении 6 часов привел к трансформации структуры (рис. 1 (б)). После отжига структура эвтектики исчезает. Перлитная составляющая коагулирует. Размер 30 % перлитных «островков» составляет в среднем 11 мкм, а остальные 70 % имеют размер 3 – 5 мкм. Боридная составляющая (рентгеноструктурный анализ показывает присутствие борида Fe₂B и следов FeB) сростается с перлитной, выстраиваясь и переходя одна из другой.

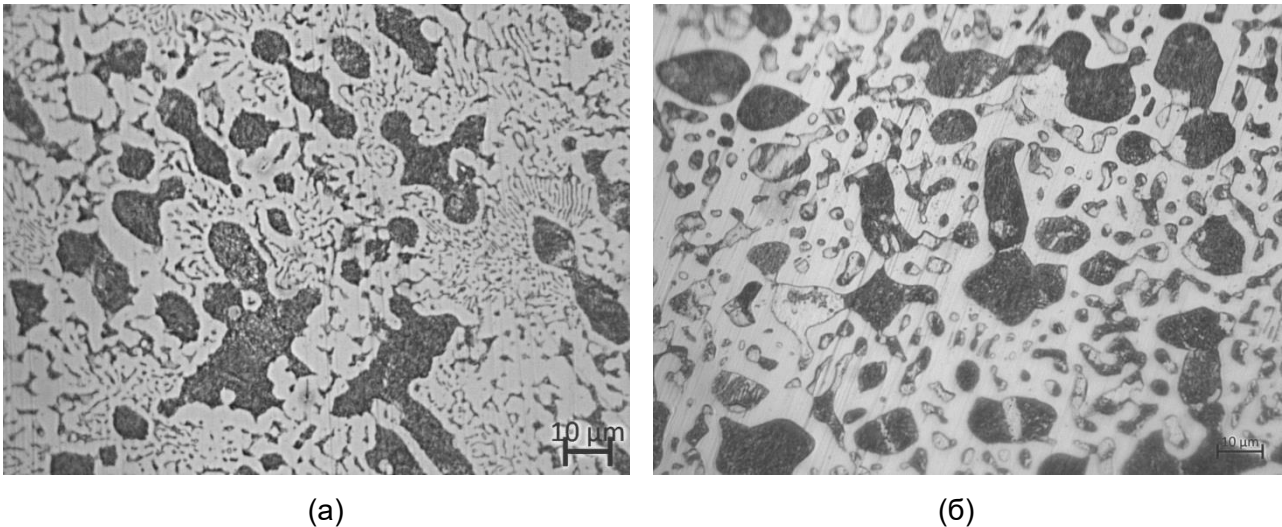


Рис. 1 – Микроструктура после литья (а) и после отжига при 1100 °С в течении 6 часов (б) Микроскоп ZEISS AXIO Vert. A1 (x1000).

Пробная ковка при 900 °С отожженных образцов предварительно подтверждает возможность горячей пластической деформации образцов без образования трещин (деформация до 20 % за счет пластичного матричного твердого раствора, локально изолирующий перлит и бориды). Полученные данные дают основания продолжать исследования по получению простых высокобористых сталей с установлением механических характеристик и способов обработки.

Список литературы

1. *Винаров, С. М.* Свойства конструкционной стали с бором / С.М. Винаров // Труды МАИ. – 1955. – 48. – С. 7-10.
2. *Лякишев, Н. П.* Борсодержащие стали и сплавы / Н.П. Лякишев, Ю.Л. Плинер, С.И. Лаппо // М. «Металлургия». – 1986. - С. 57–60.