

$$\text{откуда } p_1 - p_2 = 2A\mu l; \quad A = \frac{p_1 - p_2}{2\mu l}.$$

Полученное значение для  $A$  подставим в формулу  $S = \frac{4}{3} Ab^3$ :

$$S_{ACB} = \frac{2b^3(p_1 - p_2)}{3\mu l}.$$

Для определения численного значения средней скорости  $\bar{U} = AF$  разделим площадь фигуры  $ACB$ , равную площади четырехугольника  $ABDF$ , на длину стороны  $AB = 2b$ :

$$\bar{U} = \frac{b^2(p_1 - p_2)}{3\mu l}. \quad (2)$$

Как видно, скорость течения газов в вентиляционных каналах зависит не только от перепада давлений, но также от глубины и длины вентиляционного канала и вязкости воздуха, определяемой в свою очередь температурой. Значения скоростей, рассчитанные по выведенной формуле (2), удовлетворительно совпадают с экспериментальными данными. В то же время значения скоростей, рассчитанные по формуле, предлагаемой в работе [1], превышают последние в 3–4 раза.

Таким образом, использование выведенной в работе формулы (2) для определения скорости истечения газов обеспечивает более высокую достоверность расчета площади вентиляционных каналов пресс-форм при литье под давлением.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Вейник А.И. Теория особых видов литья. — М.: Машгиз, 1958. — 300 с. 2. Шлихтинг Г. Теория пограничного слоя. — М.: Наука, 1974. — 711 с.

УДК 621.74:669.131.7

В.М. МИХАЙЛОВСКИЙ,

В.М. КОРОЛЕВ,

И.В. ДОРОЖКО, канд-ты техн.наук,

Л. ШАЙБЕ (БПИ)

#### УДАРНАЯ ВЯЗКОСТЬ СИНТЕТИЧЕСКОГО ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА С ДОБАВКАМИ РЗМ

В работе исследовано влияние редкоземельных элементов — сфероидизаторов Ce, Nd, Y, Sm, La на ударную вязкость синтетического высокопрочного чугуна при комнатной и отрицательной температурах.

Сплав с содержанием 3,5 % С и 2,5 % Si синтезировался на основе особо чистых исходных материалов (карбонильного железа марки ОЧЖ13-2) спектрально чистого графита и полупроводникового кремния по методике, описанной в работе [1]. Плавка осуществлялась в силитовой печи в атмосфере аргон-

на при температуре 1420 °С. Образцы 10 x 10 x 55 мм, полученные литьем в графитовую форму, подвергали двухстадийному ферритизирующему отжигу.

Испытания на удар при температурах +20 °С и -60 °С проводились на ротационном копре типа РС0 с осциллографированием процесса разрушения. Металлографический анализ осуществлялся на автоматическом анализаторе микроструктуры "Eriquant".

На рис. 1 представлены результаты измерения ударной вязкости (КС) синтетического Fe—С—Si сплава, микролегированного РЗМ. Отличительной особенностью установленных закономерностей является экстремальный характер зависимости КС от добавки РЗМ. При этом максимум значений ударной вязкости при положительной и отрицательной температурах соответствует различным оптимальным присадкам элементов-глобуляризаторов. Так, для чугуна,

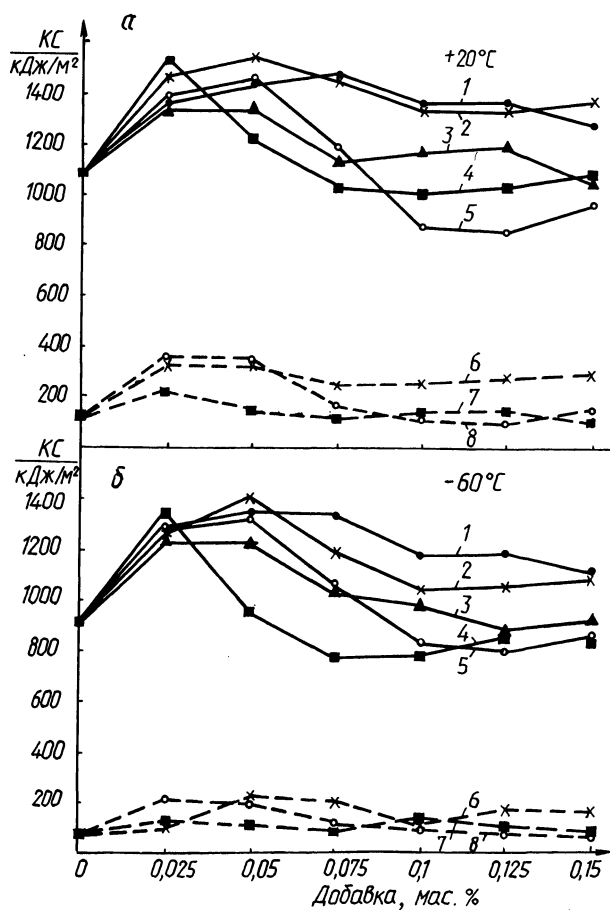


Рис. 1. Влияние редкоземельных элементов на хладостойкость высокопрочного чугуна: 1 — модифицированный церием; 2 — лантаном; 3 — иттрием; 4 — неодимом; 5 — самарием; 6 — КС распространения сплава модифицированного лантаном; 7 — КС — неодимом; 8 — КС — самарием

микролегированного Y и Nd, оптимум приходится на микродобавку 0,025 %, при введении самария он составляет 0,05 %, в цериевом чугуна — 0,075 %. Увеличение количества вводимого сфероидизатора до оптимальных содержаний повышает ударную вязкость синтетического чугуна при комнатной температуре в 1,3—1,4 раза, при  $-60^{\circ}\text{C}$  — в 1,4—1,55 раза в сравнении с исходным. По эффективности влияния на КС исследованные РЗМ можно расположить в следующий убывающий ряд:  $\text{La} > \text{Ce} > \text{Nd} > \text{Sm} > \text{Y}$ .

Присадки редкоземельных элементов в сверхоптимальных количествах приводят к значительному снижению ударной вязкости чугуна, особенно при отрицательных температурах. Однако следует подчеркнуть, что цериевый и лантановый чугуны имеют относительно высокие значения КС в более широком интервале микродобавок, превышающие показатели вязкости для исходного сплава даже в области заоптимальных концентраций. В то же время другие РЗМ в указанной области снижают КС до уровня исходного сплава (Y) или значительно ниже.

Анализ диаграмм разрушения исследованных чугунов показал, что в области оптимальных добавок РЗМ синтетические Fe—C—Si сплавы обладают достаточно высокими значениями работы распространения трещин ( $K_{\text{Cp}}$ ) не только при комнатной, но и минусовой температурах (рис. 1).

Металлографический анализ исследованных сплавов показал, что на их разрушение определяющее влияние оказывают форма, количество и распределение графитных включений, а также выделение новых фаз в заоптимальном интервале содержаний элемента-глобуляризатора. Структура исходного сплава характеризуется разветвленными хлопьевидными включениями углерода отжига, распределенными неравномерно в металлической основе. Общей закономерностью для всех исследованных сплавов является измельчение графитной фазы, улучшение формы и распределения включений графита при увеличении добавки РЗМ до оптимальных значений. Этим присадкам соответствует примерно одинаковое количество графитных выделений в пределах 17—20 включений на 1 мм длины сканирования. При этом необходимо отметить, что ни один из использованных элементов сфероидизаторов в отдельности не обеспечивал получение правильной шаровидной формы графитных включений. В лантановом чугуна графит имел в основном (95 %) шаровидную неправильную форму (ГФ12). В остальных сплавах преобладала плотная компактная форма включений (ГФ9).

Присадки РЗМ в сверхоптимальных количествах приводят к некоторому укрупнению выделений графита, более кучному их распределению, ухудшению формы. Наряду с этим в структуре появляются новые фазы, которыми являются, по-видимому, карбиды и интерметаллиды РЗМ [2]. Образование этих фаз способствует упрочнению сплава, о чем свидетельствует повышение твердости на 10—15 единиц НВ. Наряду с этим наблюдается значительное загрязнение границ зерен. Последнее подтверждается повышенной склонностью сплавов к коррозии по границам зерен при травлении в 4 %-ном растворе  $\text{HNO}_3$ . Отрицательное влияние указанных факторов на ударную вязкость синтетического высокопрочного чугуна усиливается с понижением температуры испытания. Повышение добавки РЗМ вызывает более интенсивное падение КС при температуре  $-60^{\circ}\text{C}$  (рис. 1).

Результаты проведенных исследований свидетельствуют о положительном

влиянии малых добавок РЗМ на ударную вязкость высокопрочного чугуна. Однако наиболее широкими технологическими возможностями обладают присадки церия, обеспечивающие получение стабильной структуры и свойств в достаточно широком интервале их содержаний.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Х у д о к о р м о в Д.Н. Роль примесей в процессе графитизации чугунов. — Минск: Наука и техника, 1968, с. 43–44. 2. Л ю б ч е н к о А.П. Высокопрочные чугуны. — М.: Металлургия, 1982, с. 6–7.

УДК 621.74.047

В.И. ТУТОВ,  
В.А. ГРИНБЕРГ,  
И.В. ЗЕМСКОВ, канд-ты техн. наук,  
Г.И. СТОЛЯРОВА (БПИ)

#### РАСЧЕТ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ

Определяющими технологическими параметрами при непрерывном литье являются: температура металла при заливке; толщина затвердевающей корки на выходе из кристаллизатора; скорость литья. Правильный выбор этих параметров и их соотношение должны обеспечить стабильность процесса, а также требуемые структуру и свойства материала заготовки.

Интенсивность теплоотвода задается в основном конструкцией кристаллизатора и теплофизическими свойствами материала, из которого он изготовлен. Поэтому этот параметр остается практически постоянным на все время эксплуатации конкретного кристаллизатора. Другие же параметры могут изменяться, использоваться в различных комбинациях и соотношениях, могут быть вычислены теоретически.

Рассматривая затвердевающую при непрерывном литье заготовку как замкнутую термодинамическую систему, взаимодействующую с окружающей средой через поверхность раздела, используем уравнение теплового баланса

$$dQ_{ж} + dQ_{Т} = -\alpha(T_{п} - T_{с})Fdt, \quad (1)$$

где  $dQ_{ж}$  — изменение теплосодержания жидкого металла;  $dQ_{Т}$  — изменение теплосодержания затвердевающей корки металла;  $\alpha$  — коэффициент теплоотдачи от поверхности отливки в окружающую среду;  $T_{п}$  — температура поверхности заготовки;  $T_{с}$  — температура окружающей среды;  $F$  — площадь поверхности заготовки.

При его преобразовании вводим допущения, приведенные в работах по непрерывному литью [1, 2], и дифференцированный учет снятия теплоты перегрева при кристаллизации металла, задаваясь линейной зависимостью интенсивности отвода теплоты перегрева ( $i_{пер} = \frac{dQ_{пер}}{dV}$ ) от объема или массы металла.