

А. А. ВЕРТМАН, О. Г. ЕПАНЧИНЦЕВ, академик А. М. САМАРИН
Д. Б. ЧЕРНОВ, А. Я. ШИНЯЕВ

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЧУГУНА, ЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННОГО ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Условия кристаллизации расплавленного металла имеют решающее влияние на формирование структуры отливок и свойства твердого металла. К этим условиям относят степень перегрева и время выдержки расплава перед заливкой, величину переохлаждения, скорость охлаждения затвердевающего металла и др. Эксперименты последних лет показали,

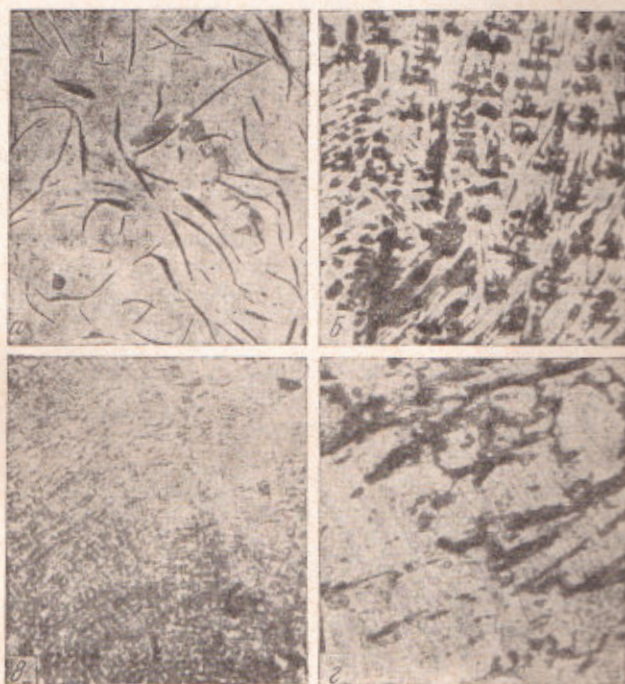


Рис. 1. Структура чугуна. *a* — исходный образец, разветвленные включения графита (100×); *b* и *c* — кристаллизация при давлениях 3 и 30 кбар соответственно со скоростью 3°/сек, травление 4% спиртовым раствором HNO_3 , дендриты аустенита, ледебурит (170×); *d* — негравленный образец, закристаллизованный при давлении 3 кбар со скоростью 3°/сек (500×)

что приложенное к расплаву высокое всестороннее давление порядка 1000 атм. может существенно повлиять на характер и закономерности кристаллизации, улучшить структуру и повысить качество материала отливки (¹⁻⁵). Особо значительным влияние давления должно быть для сплавов, отличающихся так называемой коллоидной микрогетерогенностью (⁶), к числу которых относится чугун.

В настоящей работе исследовали структуру и свойства чугуна, расплавленного и закристаллизованного при давлении 3 и 30 кбар. Исходные образцы цилиндрической формы были изготовлены из серого чугуна эвтектического состава (3,8% С, 2% Si, 0,3% Mn, 0,25% S, 0,15% P). Баротермическую обработку чугуна (нагрев, плавление и кристаллизация в условиях воздействия высокого давления) проводили на специальной установке, обеспечивающей нагрев образца до 1200° при давлении до 30 кбар. Высокое давление в рабочем участке камеры, где находился пиррофиллитовый контейнер специальной формы с образцом, создавалось на 200-тонном прессе. При этом образец испытывал давление, близкое к гидростатическому. Калибровку камеры высокого давления выполнили по точкам фазовых переходов Vi и Tl, используя показания манометра, измеряющего давление масла в цилиндре прессы. Скорость повышения давления в камере была относительно невысока: для достижения 30 кбар требовалось около 3 мин. После достижения в камере необходимого давления включали систему электрического нагрева образца, наблюдая за его температурой по показаниям ХА-термопары (при этом учитывалось влияние давления на э.д.с. термопары (7)).

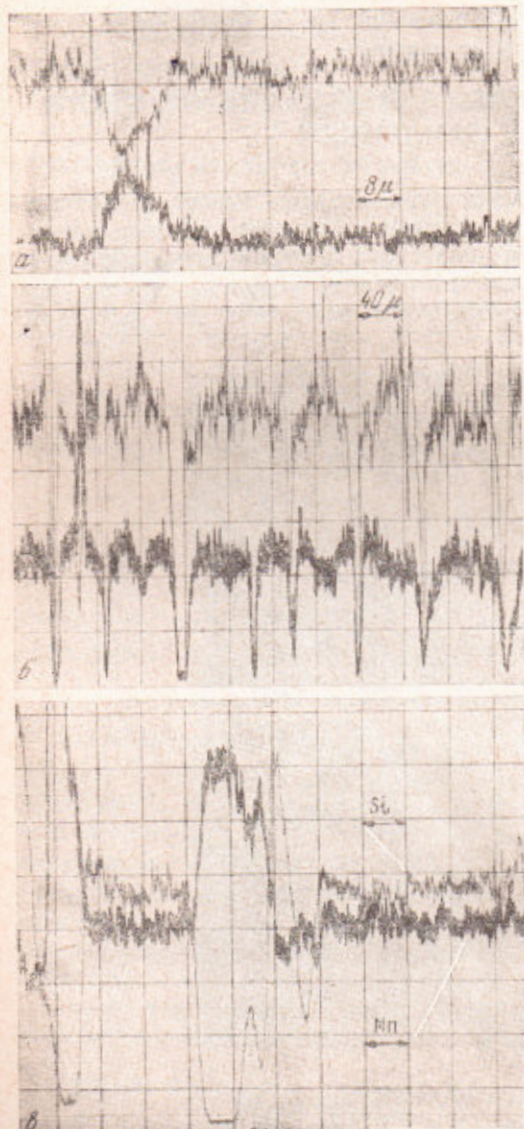


Рис. 2. Кривые распределения Si и Mn по поверхности исходного (а, б) и закристаллизованного при давлении 3 кбар со скоростью 3°/сек (е) образцов. Содержание Si — более светлая линия. Одновременное резкое падение содержания Si и Mn на рис. б соответствует местоположению графитных включений; масштаб ленты на рис. е 8 μ

чениями графита (рис. 1а). После баротермической обработки наблюдалось существенное изменение структуры образцов, характерным признаком которого было исчезновение графитной составляющей. Кристаллизация под давлением при скорости охлаждения 3°/сек сопровождалась фор-

ке, обеспечивающей нагрев образца до 1200° при давлении до 30 кбар. Высокое давление в рабочем участке камеры, где находился пиррофиллитовый контейнер специальной формы с образцом, создавалось на 200-тонном прессе. При этом образец испытывал давление, близкое к гидростатическому. Калибровку камеры высокого давления выполнили по точкам фазовых переходов Vi и Tl, используя показания манометра, измеряющего давление масла в цилиндре прессы. Скорость повышения давления в камере была относительно невысока: для достижения 30 кбар требовалось около 3 мин. После достижения в камере необходимого давления включали систему электрического нагрева образца, наблюдая за его температурой по показаниям ХА-термопары (при этом учитывалось влияние давления на э.д.с. термопары (7)).

Плавление образца, отмеченное по скачку электрического сопротивления, начиналось при температуре выше 1100° и заканчивалось вблизи 1190°, что хорошо согласуется с ожидаемым температурным интервалом плавления сплава Fe — 3,8% С — 2% Si (8). Расплав выдерживался под давлением при температуре 1200° 1—2 мин., после чего за счет плавного или резкого снижения мощности образец охлаждали в установке медленно (~3°/сек) или быстро (~200°/сек) до комнатной температуры, а затем резко снижали давление до атмосферного. Начальная структура образцов состояла из феррито-перлитной основы с разветвленными вклю-

мированием структуры, типичной для доэвтектического белого чугуна: дендриты первичного аустенита плюс ледебурит (рис. 1б). Повышение давления приводит к заметному увеличению количества аустенита и сильному измельчению структуры (рис. 1в). Металлографический анализ нетравленных шлифов показал наличие в структуре составляющей темного цвета, которая располагалась преимущественно по границам дендритов аустенита, а также мелких равноосных включений светлой фазы, равномерно распределенных по поверхности шлифа (рис. 1г). Согласно данным микрорентгеноспектрального анализа темная фаза отличалась повышен-



Рис. 3. Структура чугуна, закристаллизованного при давлении 30 кбар со скоростью $200^\circ/\text{сек}$ до (а) и после (б) травления 4% спиртовым раствором HNO_3 ($170\times$)

ным содержанием Si, светлая фаза — повышенным содержанием Mn. Обе фазы содержали некоторое количество углерода. Сравнивая кривые распределения Si и Mn на поверхности исходного и закристаллизованного под давлением образцов (рис. 2), следует отметить значительно более высокое содержание Mn и несколько пониженное содержание Si в металлической матрице образца, прошедшего баротермическую обработку указанного режима.

Структура нетравленных шлифов чугуна, закристаллизованного под давлением 30 кбар при скорости охлаждения $200^\circ/\text{сек}$, была очень похожа на структуру закаленной стали, так как содержала темную игольчатую фазу, напоминающую мартенсит (рис. 3а). Травление 4% спиртовым раствором HNO_3 , использовавшимся для выявления структуры медленно охлаждаемых образцов, в данном случае не приводило к изменению характера наблюдавшейся структуры (рис. 3б).

Обсуждение результатов. Приведенные результаты свидетельствуют о существенном влиянии давления на структуру закристаллизованного чугуна. Это, очевидно, связано с изменением как самой диаграммы состояний Fe — C — Si — Mn под давлением (сдвиг эвтектической точки в сторону более высокого содержания углерода, исчезновение графитной составляющей и одновременное появление новых фаз, изменение состава металлической основы), так и условий кристаллизации расплава. Изучение механических свойств показало, что после кристаллизации под давлением 3 кбар с последующим медленным охлаждением твердость чугуна повысилась почти втрое ($400 H_v$) по сравнению с исходным значением $150 H_v$. Одновременно очень сильно повысилась износоустойчивость чугуна при возвратно-поступательном перемешивании образца для пары трения, вторым элементом которой служил литейный чугун твердостью $240 H_v$. В режиме сухого трения при различных нагрузках на образец повышение износоустойчивости составляло десятки раз, а сам процесс

изменения состояния поверхности испытуемого образца качественно и количественно совпадал с аналогичным процессом при испытании исходного материала в режиме трения со смазкой.

Институт металлургии им. А. А. Байкова
Академии наук СССР
Москва

Поступило
3 VI 1970

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

¹ А. А. Бочвар, Металловедение, М., 1956. ² В. В. Марков, А. А. Рыжиков, Сборн. Теплообмен между отливкой и формой, Минск, 1967. ³ S. Oya, J. Matsuura et al., Light Metals, 18, № 7, 377 (1968). ⁴ Д. И. Белый, А. Г. Спасский, Изв. высш. учебн. завед., сер. Черная металлургия, № 5, 110 (1968). ⁵ S. Oya, J. Matsuura, A. Kashio, J. Japan Foundrymen's Soc., 40, № 8, 626 (1968). ⁶ А. А. Вергман, А. М. Самарин, Свойства раскислов железа, «Наука», 1969. ⁷ R. H. Wentorf, Brit. J. Appl. Phys., 18, 865 (1967). ⁸ Б. Г. Лившиц, Металлография, М., 1963.