

среды взаимосвязаны с количеством несчастных случаев. Так, наибольшее число несчастных случаев приходится на обрубщиков, формовщиков, плавильщиков, заливщиков, на рабочих местах которых уровни производственных факторов превышают допустимые нормы. Неблагоприятные условия труда служат также причиной неудовлетворенности рабочих условиями труда, текучести кадров, падения престижности ряда профессий.

Таким образом, научно-технический прогресс в литейном производстве должен осуществляться с учетом экологических факторов развития производства, на основе широкого распространения малоотходных и безотходных технологий, снижения загрязнения окружающей среды.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. О н у ф р и е в И.А. Состояние и перспективы развития технологии и техники в литейном производстве, обеспечивающие безопасные условия труда и защиту окружающей среды // Санитарно-гигиенические и экологические проблемы в литейном производстве. — М.: ВЦНИИОТ, 1981. — С. 15–24, 2. Перспективы использования обогащенных кварцевых отходов ПО "Фосфорит" в качестве формовочных песков / И.Г. Ясковский и др. // Литейн. пр-во. — 1982. — № 3. — С. 7. 3. Г у р е в и ч В.А., М а м и н а Л.И., С т о р о ж е в а Л.А. Эффективное использование минерального сырья в литейном производстве// Литейн. пр-во. — 1982. — № 5. — С. 25–26.

УДК 669.14.018

О.С. КОМАРОВ, Н.И. УРБАНОВИЧ,  
Л.П. ДЕМИДЧИК

### УЛУЧШЕНИЕ ОБРАБАТЫВАЕМОСТИ РЕЗАНИЕМ ИЗНОСОСТОЙКОГО ЧУГУНА

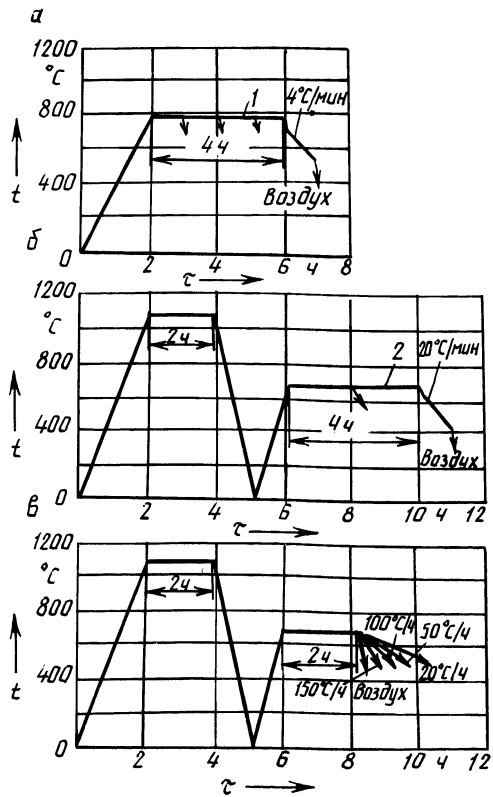
Одной из основных причин недостаточного использования в промышленности износостойких высокохромистых чугунов является их неудовлетворительная обрабатываемость резанием. Это объясняется особенностями структуры чугуна и их довольно высокой твердостью 49...57 HRC<sub>3</sub>.

В настоящей работе рассмотрена возможность улучшения обрабатываемости чугуна за счет снижения твердости исходного материала, в качестве которого был выбран чугун марки ИЧ250Х28ГЗ. Этот материал является наиболее перспективным по совокупности прочностных и технологических характеристик. Его использовали для отливки таких деталей, как гильза растворонасоса, применение которых невозможно без чистовой механической обработки.

Улучшение обрабатываемости чугуна ИЧ250Х28ГЗ за счет подбора режима термической обработки должно способствовать его внедрению в производство.

Известно, что в литом состоянии структура высокохромистого чугуна состоит из эвтектических карбидов и металлической основы, являющейся смесью мартенсита, аустенита и продуктов распада последнего. Карбиды хрома устойчивы до температур плавления, и термическая обработка не может существенно повлиять на их твердость. Металлическая основа должна включать максимум продуктов распада аустенита, так как мартенсит не обрабатывается

Рис. 1. Режимы термической обработки образцов из высокохромистого чугуна: а – I этап; б – II этап; в – при охлаждении заготовки; 1 – при температурах 850, 950, 1050, 1100, 1150, 1200 °С; 2 – 500, 650, 700, 750, 800, 850 °С



из-за высокой твердости, а аустенит – вследствие высокой вязкости и склонности к наклепу.

В связи с этим термическая обработка должна состоять из двух этапов. В ходе первого этапа необходимо превратить исходную литую структуру металлической основы (мартенсит + аустенит + перлит) в гомогенный аустенит и добиться максимального растворения в нем карбидов. В ходе второго этапа должны быть определены условия, максимально благоприятствующие распаду аустенита по перлитной схеме.

С целью выбора оптимальных температуры и продолжительности процесса гомогенизации аустенита проведена серия экспериментов, в ходе которых образцы одной плавки с размерами 10×10×30 мм после предварительного меднения с целью уменьшения окисления их поверхности нагревали с печью до заданных температур, выдерживали в течение 1, 2, 3 и 4 ч, затем перекладывали в другую печь с температурой 800 °С, охлаждали в ней со скоростью 4 °С/мин до 600 °С и затем извлекали на воздух. Температура выдержки и режимы охлаждения показаны на рис. 1, а .

Для проверки полноты четырехчасовой гомогенизации образцы выдерживали при температурах 1050 и 1150 °С в течение 8 ч. Различий в твердости и содержании остаточного аустенита в образцах, выдержанных в течение 4 и 8 ч, не обнаружено.

Табл. 1. Твердость образцов после термической обработки

Температура отжига, °С	HRC <sub>3</sub> после выдержки в течение (ч)				
	1	2	3	4	8
	Первый этап				
850	$\frac{54^*}{25}$	55	54	$\frac{55}{18}$	
950	65	55	55	57	
1050	58	58	58	58	58
1100	58	57	56	55	
1150	$\frac{53}{72}$	$\frac{52}{72}$	51	$\frac{51}{75}$	
1200	47	47	45	46	
	Второй этап				
500		54		54	
650		41		41	
700		41		42	
750		42		43	
800		46		49	
850		53		56	

\* В знаменателе приведены данные по содержанию аустенита.

Критерием при выборе температуры и продолжительности первого этапа термообработки являлась твердость образцов после охлаждения и содержание в них остаточного аустенита.

На втором этапе образцы подвергались обработке по режиму первого этапа, обеспечивающему минимум их твердости (рис. 1, б). Их нагревали до 1150 °С, выдерживали в течение 2 ч и охлаждали с печью. Затем по два образца нагревали до указанных на рис. 1, б температур, выдерживали 2 и 4 ч и помещали в печь с температурой 650 °С, в которой они охлаждались со скоростью 20 °С/мин до 500 °С, а затем извлекались на воздух.

С целью проверки влияния скорости охлаждения на остаточную твердость образцов их подвергали обработке по оптимальному режиму первого и второго этапов, а затем охлаждали с различной скоростью в интервале температур 750...500 °С и в дальнейшем на воздухе (рис. 1, в). При скорости охлаждения 20 °С/ч получали твердость 42 HRC<sub>3</sub>, 50 °С/ч – 43 HRC<sub>3</sub>, 100 и 150 °С/ч – 44 HRC<sub>3</sub>.

Результаты экспериментов сведены в табл. 1, где показана твердость образцов после первой и второй стадий отжига. Исходная твердость образцов в литом состоянии составляет 49 HRC<sub>3</sub>. Содержание остаточного аустенита в некоторых образцах проверяли на установке ДРОН-3.

Данные, приведенные в таблице, позволяют сделать следующие выводы:

1. С повышением температуры первой стадии отжига твердость образцов вначале растет, а затем, начиная с 1150 °С, падает.

2. Повышение температуры первой стадии ведет к увеличению содержания остаточного аустенита в металлической основе, т. е. выполняется задача первой стадии – устранение мартенсита.

3. Выдержка образцов свыше 3...4 ч на первой стадии нецелесообразна, так как она не ведет к изменениям в структуре.

4. Минимум твердости образцов наблюдается при температуре второй стадии отжига, близкой к критической (650...700 °С).

5. Рост скорости охлаждения образцов после их выдержки при оптимальной температуре второй стадии приводит к некоторому повышению их твердости.

6. Оптимальный режим отжига: нагрев с печью до 1150 °С – выдержка 3...4 ч – охлаждение с печью – нагрев до 650...700 °С – выдержка 2 ч – охлаждение со скоростью 20 °С/ч до 500 °С – охлаждение на воздухе.

При таком режиме отжига получаемая структура состоит из эвтектических карбидов и металлической основы в виде зернистого перлита, что позволяет увеличить скорость обработки деталей из данного чугуна резцом ВК8 в 3...4 раза.

УДК 621.746

Р.И. ЕСЬМАН, В.М. КАЙНОВ,  
А.И. НОВИКОВ, Ю.П. ЯРМОЛЬЧИК

## МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК ИЗ ШИРОКОИНТЕРВАЛЬНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Для расчета процесса затвердевания сплава необходимо знать его термодинамические характеристики, изменяющиеся в интервале кристаллизации (удельную теплоту кристаллизации, удельную теплоемкость, коэффициент теплопроводности и т. д.). Для многокомпонентных сплавов ввиду отсутствия соответствующих диаграмм состояния расчет термодинамических характеристик невозможен, поэтому необходимо использовать экспериментальные данные. Метод экспериментального определения термодинамических характеристик широкоинтервальных сплавов изложен в работе [1]. На рис. 1 представлена зависимость эффективной спектральной теплоты кристаллизации от температуры для жаропрочного литейного алюминиевого сплава АЛ 19 (5,28% Cu, 0,78% Mn, 0,08% Ti, 0,08% Fe, 0,07% Si, Al – остальное). Программа для расчета аппроксимирующих зависимостей на ЭВМ по методу наименьших квадратов приведена в работе [2]. Эффективная спектральная теплота кристаллизации

$$\tilde{c}(T) = r_{\text{сп}}(T) + c(T),$$

где  $r_{\text{сп}}$  – спектральная теплота кристаллизации,  $r_{\text{сп}} = dr/dT$ , Дж/(кг·К);  $r$  – истинная удельная теплота кристаллизации, Дж/кг;  $c$  – истинная удельная теплоемкость сплава, Дж/кг.

Таким образом, по физическому смыслу величину  $\tilde{c}$  можно рассматривать как эффективную удельную теплоемкость сплава при температуре  $T$ . Величина  $\tilde{c}$  является расчетным параметром при решении задачи о затвердевании отливок из широкоинтервальных сплавов, которая сводится к решению квазилинейного дифференциального уравнения теплопроводности в интервале тем-