

УДК 621.74.046

**Е. Г. Афандилянц, О. А. Пеликан, В. П. Лихошва,
Л. М. Клименко**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ТЕРМОКИНЕТИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОТЛИВОК

Исследовано влияние химического состава, температуры и скорости охлаждения на термокинетические параметры фазовых превращений биметаллических отливок. Приведены этапы формирования структуры биметаллических отливок, изготавливаемых последовательной заливкой металла-основы из углеродистой или низколегированной стали, и рабочего слоя из износостойкого высокохромистого чугуна. Установлены количественные закономерности окисления и обезуглероживания поверхности углеродистых сталей на воздухе, термокинетические параметры выделения аустенита, эвтектики и карбидов в процессе затвердевания рабочего слоя и условия распада аустенита металла-основы, рабочего слоя при дальнейшем охлаждении отливки, а также кинетика выделения феррита в процессе превращения аустенита чугуна и стали.

Ключевые слова: биметаллические отливки, структура, кинетика, фаза, превращение, аустенит, феррит, карбид.

Досліджено вплив хімічного складу, температури та швидкості охолодження на термокінетичні параметри фазових перетворень біметалевих виливків. Наведено етапи формування структури біметалевих виливків, що виготовляються послідовним заливанням металу-основи з вуглецевої або низьколегованої сталі, та робочого шару із зносостійкого високохромистого чавуну. Встановлено кількісні закономірності окислення і зневуглецювання поверхні вуглецевих сталей на повітрі, термокінетичні параметри виділення аустеніту, евтектики і карбідів в процесі твердіння робочого шару та умови розпаду аустеніту металу-основи, робочого шару при подальшому охолодженні виливка, а також кінетика виділення фериту в процесі перетворення аустеніту чавуну та сталі.

Ключові слова: біметалеві виливки, структура, кінетика, фаза, перетворення, аустеніт, феррит, карбід.

The influence of chemical composition, temperature and cooling rate on the thermokinetic parameters of phase transformations of bimetallic castings. Shows the stages of forming the structure of bimetallic castings with consistent technology for their manufacture, pouring the working layer of wear resistant high chrome cast iron, hardened on solidified the basis of carbon or low alloy steel. The quantitative regularities of oxidation and decarburization of the surface of carbon steels in air, thermokinetic parameters of the precipitation of austenite, eutectic and carbides during solidification of the working layer and the conditions of austenite disintegration of the basis and a

working layer during further cooling the casting, as well as the kinetics of ferrite in the process of transformations of iron and steel austenite.

Keywords: *bimetallic castings, structure, kinetics, phase transformation, austenite, ferrite, carbide.*

Отставание технико-экономических показателей отечественного машиностроения от достижений мирового уровня в значительной степени обусловлено изготовлением массовых ответственных литых деталей оборудования из низкокачественных и нерационально легированных железоуглеродистых сплавов вследствие дороговизны и сырьевого дефицита никеля, молибдена, вольфрама, ванадия и ряда других легирующих элементов.

Одним из наиболее перспективных направлений увеличения надежности и долговечности деталей машин, работающих в условиях интенсивного абразивного, ударно-абразивного и гидроабразивного изнашивания, а также повышения конкурентоспособности оборудования на мировом рынке является применение биметаллических отливок. Однако легирующие элементы даже в пределах одного базового химического состава могут оказывать различное влияние на свойства биметаллических отливок.

Для достижения благоприятного соотношения высокого уровня эксплуатационных свойств биметаллических отливок и минимального расхода легирующих элементов химический состав металла-основы и рабочего слоя, технологические параметры литья и термической обработки должны обеспечивать диспергирование всех составляющих структуры, уменьшение первичной и вторичной химической и физической неоднородности отливок. Поэтому разработка комплексных принципов рационального легирования, изготовления и термической обработки биметаллических отливок для оптимизации процесса их структурообразования и формирования свойств представляет значительный теоретический и практический интерес.

Целью настоящей работы являлось определение количественных закономерностей влияния химического состава, температуры и скорости охлаждения на кинетику фазовых превращений при формировании биметаллических отливок.

Опытные биметаллические отливки «сталь 25 Л-чугун 300X12Г5» и «сталь 70ГЛ-чугун ЧХ22» с габаритными размерами 160x100x40, 120x100x40, 80x100x40 и 40x100x40 мм получали путем последовательной заливки слоев в жидкостекольную литейную форму (CO₂-процесс) через автономные литниковые системы. Толщину заливаемых слоев регулировали с помощью отметчиков уровня таким образом, чтобы соотношение масс сплавов во всех четырех отливках для каждой исследуемой биметаллической пары составляло 1:1, 1:3 и 3:1.

Сплавы выплавляли в индукционных плавильных печах ИСТ-0,16/0,25-И1.

Экспериментальное определение скорости охлаждения биметаллических отливок проводили путем анализа температур, которые регистрировали при помощи платиноплатинородиевых термопар ППР 6/30 и четырехканальных модулей аналогового ввода WAD-AIK-BUS через интерфейс RS-485 с поканальной гальванической развязкой.

Запись температур на компьютер производилась при помощи преобразователя интерфейса с гальванической развязкой WAD-RS 232/RS 485-BUS. Основная погрешность, приведенная к диапазону преобразователя, составляет 0,3 % для термопар и 0,1 % – для напряжений. Термопары устанавливали непосредственно в зону контакта сплавов биметаллических пар и в рабочий слой на расстоянии 10 мм от наружной поверхности отливки.

Микроструктуру исследовали на образцах с размерами 20x20x10 мм, вырезанных из опытных биметаллических отливок, с использованием оптического микроскопа МИМ-10.

Новые литые материалы

Характеристики опытных биметаллических отливок и параметры их получения представлены в табл. 1.

Таблица 1. Характеристики опытных биметаллических отливок и параметры их получения

Номер отливки	Биметаллическая пара	Масса отливки, кг	Соотношение толщины слоев, $S_{ст}/S_{ч}$, мм/мм	Соотношение массы слоев $m_{ст}/m_{ч}$, кг/кг	Температура заливки стали, °С	Температура заливки чугуна, °С
1	сталь 25Л-чугун 300Х12Г5	4,86	50/50	2,46 / 2,40	1653	1386
2		3,64		1,84 / 1,80		
3		2,43		1,23 / 1,20		
4		1,22		0,62 / 0,60		
5		4,93	25/75	1,23 / 3,70	1611	1409
6		3,69		0,92 / 2,77		
7		2,47		0,62 / 1,85		
8		1,22		0,30 / 0,92		
9		4,93	75/25	3,70 / 1,23	1615	1424
10		3,69		2,77 / 0,92		
11		2,47		1,85 / 0,62		
12		1,22		0,92 / 0,30		
25	сталь 70ГЛ- чугун ЧХ22	4,86	50/50	2,46 / 2,40	1590	1414
26		3,64		1,84 / 1,80		
27		2,43		1,23 / 1,20		
28		1,22		0,62 / 0,60		
29		4,93	25/75	1,23 / 3,70	1571	1419
30		3,69		0,92 / 2,77		
31		2,47		0,62 / 1,85		
32		1,22		0,30 / 0,92		
33		4,93	75/25	3,70 / 1,23	1580	1429
34		3,69		2,77 / 0,92		
35		2,47		1,85 / 0,62		
36		1,22		0,92 / 0,30		

Количественные закономерности влияния исходных факторов на функции отклика определяли методами парного и множественного корреляционного анализа при 95 % вероятности. Оценку значимости коэффициентов уравнений проводили по критерию Стьюдента, а адекватность уравнений – по значениям парного (r) или множественного (R) коэффициента корреляции и средней относительной погрешности аппроксимации (δ , %).

Результаты определения температур в переходной зоне при формировании опытных биметаллических отливок приведены на рис. 1.

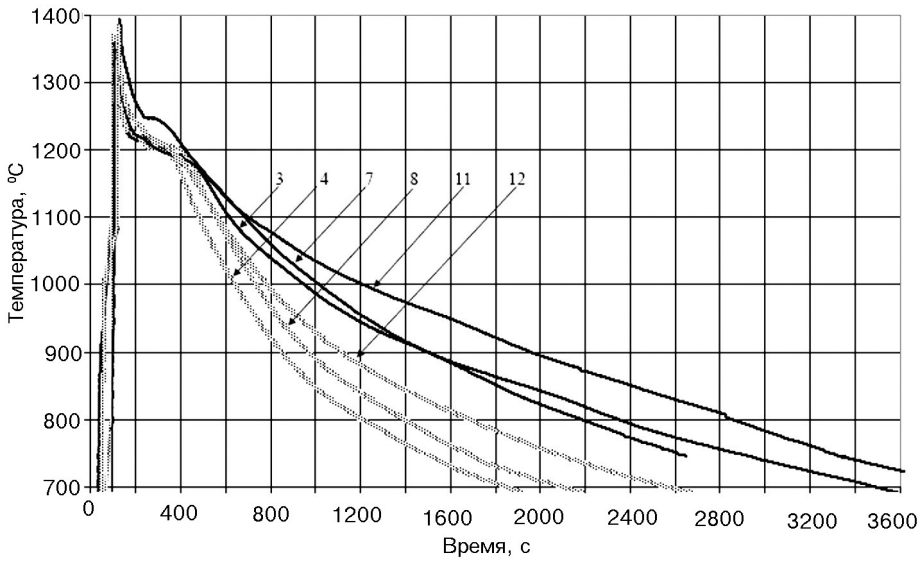
Формирование структуры биметаллических отливок после заливки рабочего слоя происходит в условиях охлаждения и контакта затвердевшей стальной основы с чугуном, переходящим из жидкого состояния в твердое, и диффузии компонентов рабочего слоя в стальную основу.

Термокинетические параметры формирования структуры биметаллических отливок в процессе охлаждения после заливки определяются закономерностями выделения аустенита, эвтектики и карбидов при затвердевании чугуна и условиями превращения аустенита металла-основы и рабочего слоя в феррито-карбидную смесь при дальнейшем охлаждении отливки.

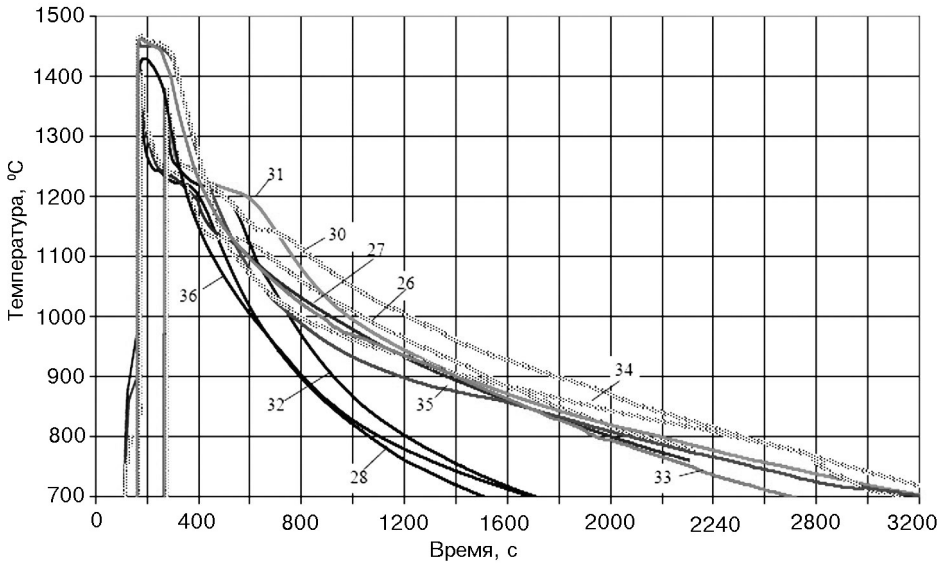
Этапы процесса формирования биметаллических отливок приведены в табл. 2.

В зависимости от соотношения температур начала и окончания превращения аустенита металла-основы и рабочего слоя формирование биметаллической отливки будет включать этапы VIII* - XI* или VIII** - XI**.

После заливки расплава металла-основы в литейную форму в процессе охлаждения и кристаллизации происходит окисление и обезуглероживание его поверхности (этапы I и II). В результате выполненных экспериментов установлено, что для



а



б

Рис. 1. Экспериментальные значения температур в переходной зоне при формировании опытных биметаллических отливок «сталь 25Л-чугун 300X12Г5» (а) и «сталь 70ГЛ-чугун ЧХ22» (б); цифры указывают на номер отливки в табл. 1

области факторного пространства, включающей стали с содержанием от 0,22 до 0,80 % С, от 0,20 до 0,52 % Si и от 0,35 до 1,60 % Mn, влияние температуры (t , °С) на скорость окисления ($V_{ок}$, мкм/с) и обезуглероживания ($V_{фер}$, мкм/с) поверхности углеродистых сталей на воздухе описывается следующими уравнениями:

$$V_{ок} = 1,31 \cdot 10^{-22} \cdot t^{7,05}; r = 0,972; \tag{1}$$

$$V_{фер} = 0,000214 \exp(0,0073 \cdot t); r = 0,998, \tag{2}$$

где r – коэффициент парной корреляции.

Таблица 2. Этапы процесса формирования биметаллических отливок при заливке рабочего слоя на затвердевшую стальную основу

Номер этапа	Состояние и структура		
	рабочего слоя	металла-основы	
I	нет	расплав	
II	нет	обезуглероживание и окисление контактной поверхности металла-основы	
III	флюс на контактной поверхности металла-основы	феррит (на контактной поверхности)+ + аустенит	
IV	расплав		
V	расплав + аустенит		
VI	расплав + аустенит + эвтектика		
VII	аустенит + эвтектика		
VIII*	аустенит + эвтектика + + феррит + карбиды		
IX*	феррит + эвтектика + карбиды		
X*	феррит + эвтектика + карбиды		феррит (на контактной поверхности)+ + аустенит + феррит + карбиды
XI*			феррит + карбиды,
VIII**	аустенит + эвтектика + карбиды	феррит (на контактной поверхности)+ + аустенит + феррит + карбиды	
IX**	аустенит + эвтектика + карбиды	феррит + карбиды	
X**	аустенит + эвтектика+ феррит + + карбиды	феррит + карбиды	
XI**	феррит + эвтектика + карбиды	феррит + карбиды	

Изменения скорости обезуглероживания и окисления углеродистых сталей в интервале температур от 1300 до 1500 °С, рассчитанные по уравнениям (1) и (2), показаны на рис. 2.

Для предотвращения окисления и обезуглероживания при реализации III этапа на свободную поверхность металла-основы наносится флюс следующего состава (мас. доля, %): 60-80 $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$; 10-30 B_2O_3 ; 4-6 K_2ZrF_6 ; 2-6 SiO_2 [1]. Флюс удаляет образовавшиеся оксиды и создает защитную пленку, препятствующую дальнейшему

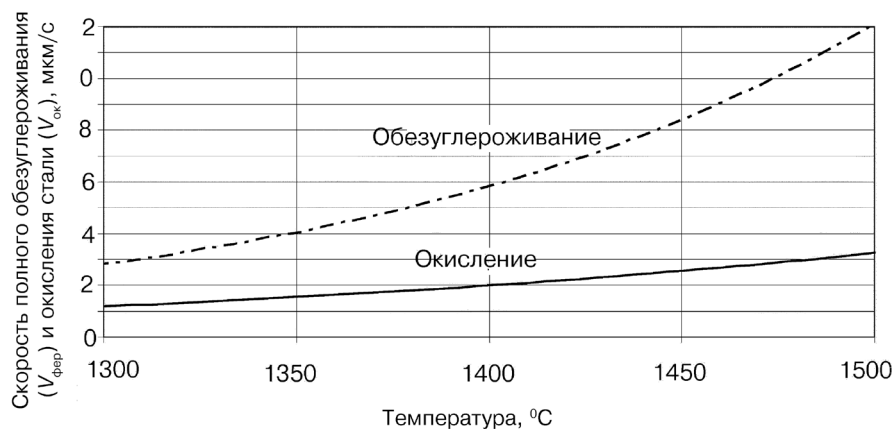


Рис. 2. Влияние температуры на скорость обезуглероживания и окисления углеродистых сталей

окислению и обезуглероживанию поверхности. В процессе заливки рабочего слоя (этап IV) отработанный флюс удаляется с контактной поверхности.

Проверку адекватности уравнений (1) и (2) проводили на биметаллической отливке "сталь 70ГЛ (металл-основа) - чугун ЧХ22 (рабочий слой)". Температура заливки металла-основы составляла 1590 °С. Флюс наносили на свободную поверхность стали через 14 с после окончания ее заливки. Рабочий слой заливали через 12 с после засыпки флюса. Анализ структуры переходной зоны показал, что глубина обезуглероженного слоя изменяется от 132 до 378 мкм при среднем значении 246 мкм (рис. 3). Расчеты, выполненные по уравнениям (1) и (2), показывают, что в исследованных условиях глубина обезуглероженного слоя должна составлять 235 мкм, то есть погрешность расчетов составляет 4,5 %.

В процессе затвердевания чугуна рабочего слоя (этап V) с соотношением содержания хрома и углерода от 3 до 10 кристаллизация начинается с образованием аустенита [2-7].

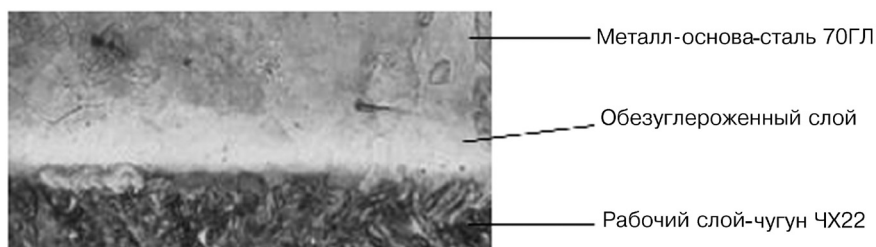


Рис. 3. Обезуглероженный слой биметаллической отливки "сталь 70ГЛ-чугун ЧХ22", $\times 100$

Анализ данных по влиянию химического состава на кинетику выделения теплоты кристаллизации легированных чугунов, приведенных в работе [8], показал, что относительное время выделения аустенита ($\tau_{\text{ауст}}^{\text{отн}}$) имеет следующий вид:

$$\tau_{\text{ауст}}^{\text{отн}} = 100,29 - 75,734 \cdot C_3 + 19,159 \cdot C_3^2 - 1,6146 \cdot C_3^3; r = 0,999. \quad (3)$$

Уравнение (3) совместно с кривыми охлаждения дает возможность определять время начала и окончания выделения эвтектики (этап VI), которая состоит из аустенита и карбидов типа $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$, содержащих от 50 до 70 % хрома [2, 4].

В процессе выделения эвтектики (этап VII) кинетика изменения содержания элементов в поверхностном слое аустенита чугуна ($\Delta C_{i(\text{ауст})}$), контактирующего с поверхностью металла-основы, определяется по формуле, приведенной в работе [9]

$$\Delta C_{i(\text{ауст})} = a \cdot \tau^b, \quad (4)$$

где τ – время выделения эвтектики в относительных единицах от 0 до 1; a и b – величины, которые определяются с учетом значений коэффициента распределения элементов (K_p) в момент начала выделения эвтектики и окончания затвердевания чугуна.

Значения коэффициента распределения элементов между аустенитом и карбидами в чугунах приведены в табл. 3.

Содержание углерода в аустените в момент окончания затвердевания чугуна определяется по следующей формуле [11]:

$$C_{\text{ауст}} = 2,03 - 0,11 \cdot \text{Si}_{\text{ауст}} - 0,3 \cdot \text{P}_{\text{ауст}} + 0,04 \cdot (\text{Mn}_{\text{ауст}} - 1,7 \cdot \text{S}) - 0,09 \cdot \text{Ni}_{\text{ауст}} - 0,07 \cdot \text{Cr}_{\text{ауст}}. \quad (5)$$

Решение уравнений (3) и (4) с учетом данных по распределению элементов между аустенитом и эвтектикой [10, 11] позволяет определять изменение химического состава аустенита в процессе выделения эвтектики.

Особенностью процесса образования карбидов в легированных износостойких

Таблица 3. Распределение элементов между аустенитом и карбидами в чугунах [10]

Элемент	Al	Si	Cu	Ni	Co	Mn	Cr	W	Mo	V	P
$K_p = C_{i(ауст)} / C_{i(чугун)}$	1,07	1,09	1,09	1,03	1,05	0,70	0,51	0,39	0,35	0,38	0,16

чугунах, содержащих (мас. доля, %): 2,46-4,56 C; 0,05-1,00 Si; 0,24-1,19 Mn; $\leq 0,27$ Al; $\leq 3,14$ Ni; $\leq 29,96$ Cr, является то, что основное их количество (≈ 95 %) выделяется в процессе кристаллизации в виде соединений Me_7C_3 [5]. Карбиды типа Me_3C выделяются в процессе распада переохлажденного аустенита, при этом их содержание не превышает 5 % от общего количества. Поэтому в дальнейшем принимали, что содержание элементов в аустените чугуна после затвердевания и до начала диффузионного распада аустенита соответствовало их количеству в момент окончания затвердевания.

Анализ экспериментальных данных, приведенных в работе [6], показал, что при охлаждении отливок из легированных износостойких чугунов вышеприведенного состава скорость охлаждения в интервале от 0,8 до 90 °C/c не влияет на количество карбидов, а их содержание на 95-96 % определяется химическим составом чугуна.

Известна аналитическая зависимость [3], позволяющая определять количество карбидов в чугунах (K), которая описывается следующим уравнением:

$$K = 12,33 \cdot C + 0,55 \cdot Cr - 15,2. \quad (6)$$

Однако применение уравнения (6) дает существенную погрешность, которая достигает в отдельных случаях 43 % и в среднем составляет 15,7 %. Более точное описание влияния химического состава на количество карбидов Me_7C_3 в легированных чугунах (этап VIII* или VIII**) наблюдается в случае, когда в качестве независимого фактора используется углеродный эквивалент чугуна (C_3)

$$K = - 5,0584 \cdot C_3 + 5,2502 \cdot C_3^2 - 0,4727 \cdot C_3^3. \quad (7)$$

Установленная закономерность с коэффициентом корреляции 0,984, вероятностью 95 % и средней погрешностью аппроксимации 6,9 % описывает экспери-

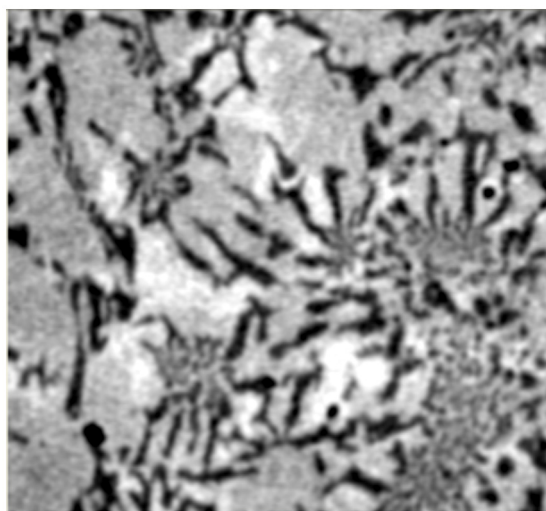


Рис. 4. Структура чугуна рабочего слоя ЧХ22, $\times 100$

ментальные данные, приведенные в работах [3, 4, 6, 7], и достоверна для чугунов, содержащих (мас. доля, %): 1,53-4,56 C; 0,08-2,00 Si; 0,24-0,80 Mn; 5,8-29,96 Cr; $\leq 5,0$ Ni; $\leq 1,0$ Cu; $\leq 1,5$ Mo. Анализ погрешности расчетов показывает, что применение уравнения (7) уменьшает погрешность определения количества карбидов в чугунах в 2,3 раза по сравнению с известной формулой (6).

На рис. 4 представлена структура чугуна ЧХ22 опытной отливки № 30 (см. табл. 1). Результаты металлографического анализа показали, что в чугуне содержится 32,7 % карбидов, в то время как рассчитанное по уравнению (7) значение составляет 34,2 %. Сравнение результатов расчета с фактиче-

ским количеством карбидов в чугуне показало, что различие составляет 1,5 %. Это является вполне приемлемым при прогнозировании количества карбидной фазы.

В процессе охлаждения рабочего слоя после затвердевания происходит превращение аустенита, кинетика и вид которого определяются содержанием элементов в твердом растворе, количеством карбидов и скоростью охлаждения (этап IX* или IX**).

Влияние химического состава аустенита чугуна, выраженного в виде содержания молибдена (Mo_a , %мас.), углеродного эквивалента твердого раствора ($C_{эа}$, %мас.) и количества карбидов, выделившихся при затвердевании ($K_{95\%}$, %мас.), на критическую скорость охлаждения аустенита (скорость охлаждения, превышение которой приводит к превращению аустенита в мартенсит, $V_{кр}^a$, °C/с), а также влияние скорости охлаждения ($V_{охл}^a$) аустенита в интервале температур от 800 до 600 °C на температуру начала ($t_{ар3}$, °C) и окончания ($t_{ар1}$, °C) его превращения определяли по установленным количественным закономерностям, которые имеют следующий вид:

$$V_{кр}^a = 512,2 - 2,05 \cdot Mo_a - 701,2 \cdot C_{эа} + 237,6 \cdot C_{эа}^2 + 0,158 \cdot K_{95\%}; R = 0,837; \quad (8)$$

$$t_{ар3} = 625 - 17,9 \cdot Mo_a + 104,8 \cdot C_{эа} - 107 \cdot V_{охл}^a + 0,838 \cdot K_{95\%}; R = 0,740; \quad (9)$$

$$t_{ар1} = 118,1 - 59,73 \cdot Mo_a + 357,53 \cdot C_{эа} - 128,9 \cdot V_{охл}^a + 2,798 \cdot K_{95\%}; R = 0,729, \quad (10)$$

где R – коэффициент множественной корреляции.

Уравнения (8)-(10) с вероятностью 95 % адекватно описывают данные, приведенные в работах [4-5].

При реализации IV-IX* этапов содержание элементов в аустените стальной основы принимали равным их количеству в стали. Исследованиями установили, что влияние химического состава аустенита стали, выраженного в виде углеродного эквивалента ($C_{эст}$, %мас.) и скорости охлаждения ($V_{охл.ст}^a$) аустенита стали в интервале температур от 800 до 600 °C на температуру начала ($t_{ар3ст}$, °C) и окончания ($t_{ар1ст}$, °C) его превращения, описывается количественными закономерностями следующего вида:

$$t_{ар3ст} = 861 - 115,58 \cdot C_{эст} - 62,721 \cdot V_{охл.ст}^a; R = 0,757; \delta = 2,30\%; \quad (11)$$

$$t_{ар1ст} = 701 - 3,981 \cdot C_{эст} - 62,36 \cdot V_{охл.ст}^a; R = 0,769; \delta = 2,98\%, \quad (12)$$

где δ – средняя относительная погрешность аппроксимации, %.

Углеродный эквивалент стали определяли по формуле, приведенной в работе [12]

$$C_{эст} = C_{ст} + Mn_{ст} / 6 + Si_{ст} / 24 + Cr_{ст} / 5 + Ni_{ст} / 40 + Cu_{ст} / 13 + V_{ст} / 14 + P_{ст} / 2, \quad (13)$$

где $C_{ст}$, $Mn_{ст}$, $Si_{ст}$, $Cr_{ст}$, $Ni_{ст}$, $Cu_{ст}$, $V_{ст}$, $P_{ст}$ – массовая доля углерода, марганца, кремния, хрома, никеля, меди, ванадия и фосфора в стали, % соответственно.

Математический анализ результатов экспериментов по исследованию кинетики выделения феррита в процессе диффузионного распада аустенита чугуна и стали (этапы VIII* и X* или VIII** и X**) показал, что количество ферритной фазы, выделяющейся в процессе распада аустенита чугуна ($Q_{фч}$, %мас.) и стали ($Q_{фст}$, %мас.), определяется температурой начала процесса ($t_{ар3}$, °C) и временем его реализации (τ). Для унификации зависимостей текущее время процесса выражали в относительных единицах (0 – начало процесса; 1 – окончание). Установленные зависимости имеют следующий вид:

$$Q_{\text{фч}} = (0,0108 \cdot t_{\text{ар3ст}} + 90,49) \cdot \tau_{\text{ч}}; R = 0,982; \quad (14)$$

$$Q_{\text{фст}} = (167,6 - 0,0976 \cdot t_{\text{ар3ст}}) \cdot \tau_{\text{ст}}; R = 0,976. \quad (15)$$

Сравнение результатов расчета по уравнениям (14) и (15) с кинетическими диаграммами распада легированных износостойких чугунов [4, 5, 7], а также углеродистых и низколегированных сталей [13] показало, что с вероятностью 95 % уравнения адекватно описывают реальный процесс.

Содержание хрома ($C_{\text{рф}}$), марганца ($Mn_{\text{ф}}$) и молибдена ($Mo_{\text{ф}}$) в феррите чугуна (этапы VIII* и XI* или VIII** и XI**) определяли по уравнениям, приведенным в работе [6]

$$C_{\text{рф}} = Cr / (1 + 4 \cdot C); \quad (16)$$

$$Mn_{\text{ф}} = Mn / (1 + 1,4 \cdot C); \quad (17)$$

$$Mo_{\text{ф}} = Mo / (1 + C), \quad (18)$$

где C, Cr, Mn, Mo – содержание в чугуне углерода, хрома, марганца и молибдена, в % соответственно.

Закономерности изменения содержания хрома ($C_{\text{рфст}}$), марганца ($Mn_{\text{фст}}$) и молибдена ($Mo_{\text{фст}}$) в феррите конструкционных сталей имеют следующий вид:

$$C_{\text{рфст}} = 113,52 + 32,214 \cdot C_{\text{эст}} + 2,3388 \cdot Mo_{\text{ст}} - 0,113 \cdot t_{\text{ст}}; R = 0,881; \quad (19)$$

$$Mn_{\text{фст}} = 119,96 + 9,6464 \cdot C_{\text{эст}} + 10,893 \cdot Mo_{\text{ст}} - 0,1 \cdot t_{\text{ст}}; R = 0,922; \quad (20)$$

$$Mo_{\text{фст}} = 148,87 + 3,5439 \cdot C_{\text{эст}} + 2,3497 \cdot Mo_{\text{ст}} - 0,132 \cdot t_{\text{ст}}; R = 0,859, \quad (21)$$

где $t_{\text{ст}}$ – температура стали, °C; $Mo_{\text{ст}}$ – содержание молибдена в стали, %.

Количество углерода в легированном феррите чугуна и стали определяли как предельное значение его растворимости ($[C]_{\text{р}}^{\alpha\text{-Fe}}$, %мас.) по зависимости, имеющей следующий вид:

$$[C]_{\text{р}}^{\alpha\text{-Fe}} = 9 \cdot 10^{-6} \cdot t = 0,0185 \cdot Mn_{\text{ф}} + 0,032 \cdot Mo_{\text{ф}} + 0,0184 \cdot Si_{\text{ф}} + 0,0022 \cdot Cr_{\text{ф}}; R = 0,943, \quad (22)$$

где t – температура стали или чугуна, °C; $Mn_{\text{ф}}$, $Mo_{\text{ф}}$, $Si_{\text{ф}}$, $Cr_{\text{ф}}$ – содержание марганца, молибдена, кремния и хрома в феррите стали и чугуна, в % соответственно.

Уравнение (22) адекватно описывает экспериментальные данные, приведенные в работах [6, 14-16].

Установленные закономерности позволяют определять и прогнозировать влияние химического состава, температуры и скорости охлаждения на термокинетические параметры фазовых превращений стали и чугуна и являются основой для разработки модели формирования структуры биметаллических отливок.



Список литературы

1. Костенко Г. Д. Основы процессов получения биметаллических отливок. – Киев: Знание, 1990. – 19 с.

2. Гарбер М. Е. Отливки из белых износостойких чугунов. – М.: Машиностроение, 1972. – 111 с.
3. Maratray F. // Memoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie. – 1971. – V. 68, № 2. – P. 67-74.
4. Цыпин И. И. Белые износостойкие чугуны. – М.: Metallurgia, 1983. – 176 с.
5. Куцова В. З., Швець О. В., Куцов А. Ю. Закономірності структуроутворення та кінетики фазових перетворень в чавуні ИЧХ16НМФТ // Металознавство та обробка металів. – 2002. – № 1-2. – С. 10-17.
6. Лев И. Е. Карбидный анализ чугуна. – М.: Metallurgizdat, 1962. – 180 с.
7. Пілюшенко В. Л., Шаповалов Ю. С. Формування структури і властивостей зносостійких чавунів із зміною ступеня їх легування // Металознавство та обробка металів – 2004. – № 2. – С. 41-44.
8. Афтандиянц Е. Г., Романенко Ю. Н., Пеликан О. А. Влияние химического состава на кинетику выделения теплоты кристаллизации легированных износостойких чугунов // Процессы литья. – 2008. – № 5 – С. 36-43.
9. Флеминг М. Процессы затвердевания. – М.: Мир, 1977. – 423 с.
10. Бобро Ю. Г. Легированные чугуны. – М.: Metallurgia, 1976. – 191 с.
11. Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках. – М.; Л.: Машиностроение, 1966. – 562 с.
12. ГОСТ 27772-88. Прокат для строительных стальных конструкций.
13. Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справочник. – М.: Metallurgia, 1991. – 503 с.
14. Каменецкая Д. С., Пилецкая И. Б., Ширяев В. Л. Железо высокой степени чистоты. – М.: Metallurgia, 1978. – 248 с.
15. Справочник по чугунному литью / Под ред. Н. Г. Гиршовича. – Л.: Машиностроение, 1978. – 761 с.
16. Банних О. А., Будбург П. Б., Алисова С. П. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. – М.: Metallurgia, 1986. – 440 с.

Поступила 01.06.2011

УДК 669.018.25:621.78.062

В. П. Доценко, А. А. Михайлова

Одесский национальный политехнический университет, Одесса

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ЛИТЫХ ЦЕПЕЙ ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Существующие цепи, сваренные из хромоникелевых сталей, недостаточно противостоят абразивному износу и термоциклическим нагрузкам, утоняются и обрываются по сварке. Использование дорогостоящих чугунов из никеля, молибдена и ванадия не устраняет указанных недостатков. Предложена замена этих элементов менее дорогими хромом и алюминием. В результате выполненных исследований получен сплав (2,08 % С; 20,6 % Cr; 5 % Al, остальное – Fe), который по износостойкости не уступает стали X18H10T.

Ключевые слова: углерод, хром, алюминий, чугун, литые цепи.

Існуючі ланцюги, які зварені з хромонікелевих сталей, недостатньо протистоять абразивному зносу та термоциклическим навантаженням, тоншуються та обриваються по зварюванню. Використання чавунів, які дорого коштують із-за Ni, Mo та V, не усуває указаних вад. Запропонована заміна цих елементів менш дорогими хромом та алюмінієм. В результаті виконаних досліджень отримано сплав (2,08 % С; 20,6 % Cr; 5 % Al, інше – Fe), який по стійкості проти спрацювання не поступається сталі X18H10T.