

**Э. В. Захарченко, Л. Ф. Жуков, Е. А. Сиренко, В. Г. Писаренко*,
А. Л. Гончаров**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

*Институт кибернетики им. В. М. Глушкова НАН Украины, Киев

СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДИКИ ДЕРИВАТИВНОГО ТЕРМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ЛИТЫХ СПЛАВОВ

В настоящей обзорной работе изложены, сравнены и проанализированы современные методики и математические процедуры деривативного (производного) термического анализа (Д-ТА), в котором используются так называемые одноточечный Ньютоновский термоанализ (НТА) и многоточечный термоанализ Фурье (ФТА) для расчета латентной затвердевания, кинетики выделения твердой фазы, характеристик макро- и микроструктуры, а также химического состава и некоторых свойств литых сплавов. Приведены данные сравнения надежности методик НТА и ФТА.

Ключевые слова: деривативный термический анализ, Фурье и Ньютоновский термические анализы, анализ термических кривых охлаждения, затвердевание литых сплавов, латентная теплота затвердевания, кинетика выделения твердой фазы при затвердевании.

В цій оглядовій роботі докладно викладено, порівняно та проаналізовано сучасні методики та математичні процедури деривативного (похідного) термічного аналізу (Д-ТА), в якому використовуються так звані одноточковий Ньютонівський термоаналіз (НТА) та багатоточковий термоаналіз Фур'є (ФТА) для вивчення кінетики затвердіння, характеристик макро- та мікроструктури, а також хімічного складу і властивостей литих сплавів.

Ключові слова: деривативний термічний аналіз, Фур'є термічний аналіз, Ньютонівський термічний аналіз, аналіз термічних кривих охолодження, тверднення литих сплавів, латентна теплота тверднення, кінетика виділення твердої фази під час твердіння.

The purpose of this review work is to offered in details compared and analyzed of the modern methods and the mathematical procedures of Derivative Thermal Analysis (D-TA) by using so called one-point the Newtonian thermal analysis (NTA) and a multi-point method the Fourier's thermal analysis (FTA) for an investigation of the solidification kinetics, the structural characteristics, a chemical composition and a properties of cast alloys. Comparison of Newtonian and Fourier Thermal Analysis Techniques.

Keywords: derivative thermal analysis, Fourier's thermal analysis, Newtonian thermal analysis, cooling curve analysis, solidification of cast alloys, latent heat of solidification, solid fraction during solidification.

Введение

Деривативный термический анализ (Д-ТА)**, основанный на классических законах теплообмена Ньютона и Фурье, используется в практике литейного производства и в научных исследованиях с конца 60-х годов прошлого столетия. Д-ТА характеризуется доступностью, быстродействием, экономичностью, возможностью прогноза структуры, некоторых технологических свойств литого сплава до заливки литейных форм.

**В названии «деривативный термический анализ» (Derivative Thermal Analysis) терминоэлемент «деривативный» означает «производный»

Однако несовершенство существующих методик Д-ТА приводит к случаям, когда литейные цехи испытывают серьезные неудачи при попытке применить Д-ТА. Так, обстоятельное исследование consistency результатов Д-ТА, выполненное Силезским технологическим институтом (Польша) в условиях производства чугуновых отливок для автомобилестроения, показало, что при использовании Д-ТА требованиям нормативов в этом конкретном случае отвечают только 50 % результатов по углероду и кремнию, 13,8 % – временному сопротивлению разрыву R_m и 6 % – по твердости НВ [1]. Поэтому разработка надежных адекватных методик Д-ТА остается весьма актуальной задачей.

Для варианта Д-ТА на основе закона Ньютона укоренилось название «Ньютоновского термоанализа» (НТА). В НТА обычно используется одна термопара, спай которой размещается в геометрическом центре по оси симметрии образца, а в многоточечном анализе на основе закона теплопроводности Фурье (для которого принято название «термоанализ Фурье» (ФТА)), – обычно две термодары (в исследовательских целях – до 6-ти термодар в цилиндрических образцах диаметром 40 мм). Как в НТА, так и в ФТА регистрируются не только термические кривые охлаждения, но и их первые и вторые производные.

Термоанализ выполняется с использованием образцов круглого или квадратного поперечного сечения, отношением высоты к диаметру от 1 до 1,5, с применением наливной или погружной пробницы [2], аналого-цифрового преобразователя и компьютера с соответствующей программой.

Ньютоновский термический анализ

В НТА постулируются следующие положения [3]: до начала затвердевания отсутствуют значительные термические градиенты; критерий Био, определяющий относительную интенсивность охлаждения отливки, $Bi < 0,1$ ($Bi = (\alpha_\infty / \lambda) X$), где α_∞ – коэффициент теплоотдачи поверхности отливки, Вт/(м²·град), λ – коэффициент теплопроводности, Вт/(м·град), X – половина толщины плоской отливки или радиус цилиндра; отливка охлаждается как единое целое. Однако практически в НТА допускается некоторый перепад температур по сечению отливки (до 6 °С для алюминиевых сплавов [4]).

В старых методиках НТА как обязательное условие рекомендуется подход на основе так называемой «нулевой линии» Z_N , представляющей эволюцию темпа охлаждения сплава во времени (τ) при условии отсутствия латентной теплоты затвердевания. С помощью экстраполяции линию Z_N представляют в виде температурной кривой типа $T = -A \cdot \exp(-B\tau)$ между началом и концом затвердевания, а константы A и B определяют из данных кривой охлаждения [5]. Однако авторы [5] преувеличивают отрицательную роль фактора наличия градиентов температуры и предполагают, что в силу этой причины метод НТА без использования нулевой линии может исказить истинную картину кинетики выделения твердой фазы. Новые методики НТА без использования линии Z_N [6, 7] противоречат этому предположению.

Методики НТА без использования нулевой линии Z_N

– По упрощенной методике [6] темп теплоотвода зависит только от термического сопротивления на границе образца. Уравнение теплового баланса

$$C_L = \frac{\partial T}{\partial \tau} = L_S \frac{\partial f_s}{\partial \tau} - \alpha_\infty \frac{(T - T_\infty)}{M}, \quad (1)$$

где C_L – объемная теплоемкость жидкости, Дж/(м³·°С); $\partial T / \partial \tau$ – темп охлаждения, °С/с; L_S – объемная латентная теплота затвердевания, Дж/м³; α_∞ – переменный коэффициент теплоотдачи на наружной поверхности образца, Вт/(м²·°С·с); $\partial f_s / \partial \tau$ – темп формирования твердой фазы, 1/с; T – мгновенная температура образца, °С; T_∞ – температура окружающей среды, °С; $M = V/F$ – так называемый модуль образца, м (где V – объем, F – поверхность теплоотдачи).

В методике [6] переменный коэффициент теплоотдачи α_∞ находят посредством цифровой обработки экспериментальных кривых охлаждения с использованием соотношения

$$\alpha_\infty = -C_L \frac{M}{(T - T_\infty)} \frac{\partial T}{\partial \tau}, \quad (2)$$

α_∞ задают в виде функции времени для каждой пробы металла, которую определяют по усредненным данным и затем представляют в виде графика и формулы.

На примере чугунов одинакового состава, но имеющих разный механизм затвердевания и микроструктуру, в работе [6] показано, что форма кривой $\partial f_s / \partial \tau$ (рис. 1) резко изменяется после графитсфероидизирующей обработки исходного чугуна, что связано с изменением механизма затвердевания и позволяет определить тип полученного чугуна.

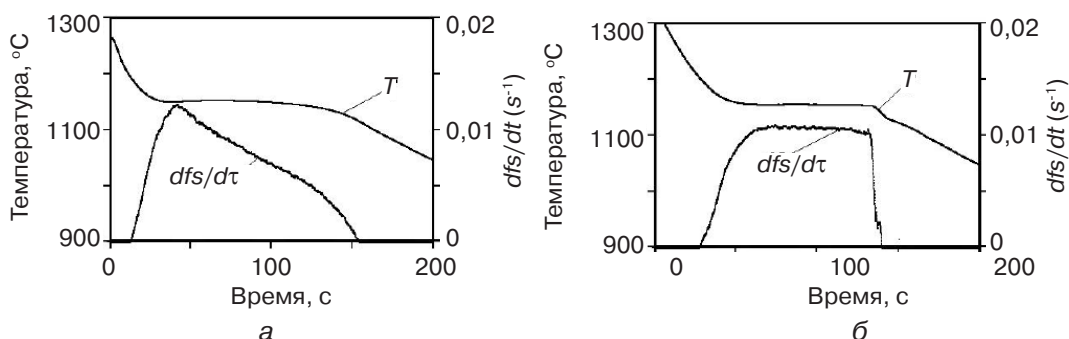


Рис. 1. Экспериментальная кривая охлаждения (T) и кинетика выделения твердой фазы при затвердевании (dfs/dt), соответствующие НТА: а – ЧШГ; б – ЧПГ [6]

– Уравнение теплового баланса согласно методике [7]

$$mf_S C_S dT + mf_L C_L dT - mL_S df_S = -\alpha_\infty F (T - T_\infty) d\alpha, \quad (3)$$

где m – масса сплава, кг; f_S – массовая доля твердой фазы, кг/кг; f_L – массовая доля жидкой фазы, кг/кг; C_S – теплоемкость твердой фазы, Дж/(кг · °C); C_L – теплоемкость жидкой фазы, Дж/(кг · °C); L_S – изотермическая латентная теплота затвердевания, Дж/кг; α_∞ – постоянный коэффициент теплоотдачи на поверхности образца, Вт/(м² · °C · с); F – площадь теплоотдающей поверхности пробницы, м²; T – мгновенная температура затвердевающего металла, °C; T_∞ – температура окружающей среды, °C; α – время, с. Новизна методики состоит в том, что уравнение (3) преобразовано в виде

$$\left[\frac{mL_S}{\alpha_\infty F} \right] df_S = f_S \left[\frac{mC_S}{\alpha_\infty F} \right] dT + (1 - f_S) \left[\frac{mC_L}{\alpha_\infty F} \right] dT, \quad (4)$$

и введены три новые переменные

$$C_{L_S} = \frac{mL_S}{\alpha_\infty F}; \quad (5)$$

$$g_S = \frac{mC_S}{\alpha_\infty F}; \quad (6)$$

$$g_L = \frac{mC_L}{\alpha_\infty F}, \quad (7)$$

где переменные g_S и g_L – функции температуры; подстановка C_{L_S} , g_S и g_L в уравнение (4) дает

$$C_{L_S} df_S = f_S g_S dT + (1 - f_S) g_L dT + (T - T_\infty) d\tau. \quad (8)$$

После интегрирования по схеме Эйлера в явном виде получают

$$f_S = f_S^{i-1} + \frac{1}{C_{L_S}} [f_S^{i-1} g_S (T^i - T^{i-1}) + (1 - f_S^{i-1}) g_{L_S} (T^i - T^{i-1}) - (T^i - T_\infty) (\tau^i - \tau^{i-1})], \quad (9)$$

где надстрочные индексы представляют численное интегрирование. Для полностью жидкого образца уравнение (8) дает соотношение

$$\frac{1}{g_{L_S}} = \frac{d[\ln(T - T_\infty)]}{d\tau}. \quad (10)$$

Правая часть уравнения (10) рассчитывается по экспериментальной кривой охлаждения. Для определения g_S учитывается температура ниже солидуса. Переменные g_S и g_L подгоняются как константы либо как функции температуры. Переменная C_{L_S} может быть представлена как константа, которая вынуждает f_S быть всегда ниже солидуса. Для этого используется итерация: принимают начальную величину C_{L_S} ; с помощью уравнения (9) определяют долю твердой фазы; в процессе итерации ($C_{L_S}^i = C_{L_S}^{i-1} f_{S, \max}^{i-1}$) до тех пор, пока $f_{S, \max}^i = 1$ (достаточно трех итераций).

Методика [7] апробирована на алюминиевых сплавах. Ее авторы сравнили методики НТА и ФТА по показателю кинетики выделения твердой фазы при затвердевании сплавов одинакового состава. Оказалось, что оба метода во всех случаях дают практически одинаковые результаты (различия не превышают нескольких процентов), что противоречит данным работы [5] о сильном расхождении кинетики затвердевания согласно НТА и ФТА. Ограничением методики [7], как впрочем и всех остальных известных методик НТА и ФТА, служит то, что деривативный термоанализ в его нынешнем состоянии пока не позволяет разделить процесс одновременного выделения разнородных фаз при затвердевании. Заметим, что концепция нулевой линии вообще исключает возможность анализа одновременного формирования нескольких различных фаз при затвердевании. В целом методику [7] можно отнести к числу наиболее перспективных новых разработок в области Д-ТА.

Методика НТА с использованием нулевой линии [8]

Уравнение мгновенного теплового потока Q_S (Вт/м³), выделяющегося при затвердевании

$$Q_S = C_{L,S} \frac{\partial T}{\partial \tau} - \frac{Q_{ex}}{M} = C_{L,S} \left(\frac{\partial T}{\partial \tau} - Z_N \right). \quad (11)$$

Здесь подстрочные индексы L и S означают соответственно жидкое и твердое состояние; Q_{ex} – тепловой поток из расплава в окружающую литейную форму, Вт/м³; M – модуль отливки, м; Z_N – нулевая линия.

$$Z_N = Z_L (1 - f_S) + Z_S f_S, \quad (12)$$

где $Z_L = \left(\frac{\partial T}{\partial \tau} \right)_L$; $Z_S = \left(\frac{\partial T}{\partial \tau} \right)_S$.

$$C_{L,S} = \rho_L C_L (1 - f_S) + \rho_S C_S f_S, \quad (13)$$

где ρ_L и ρ_S – плотность жидкого и твердого сплавов, кг/м³; C_L и C_S – теплоемкость жидкого и твердого сплавов соответственно, Дж/(кг · град); f_S – массовая доля твердой фазы, кг/кг.

В сплавах, состоящих из первичной фазы (f_{pp}) и эвтектики (f_{eu}), доля фаз определяется по следующим соотношениям:

$$f_{pp} = \frac{1}{L_S} \int_{\tau_{SS}}^{\tau_{SE}} C_{L,S} \left(\frac{dT}{d\tau} - Z_N \right) d\tau, \quad (14)$$

$$f_{eu} = 1 - f_{pp}. \quad (15)$$

Здесь L_S – латентная теплота затвердевания, Дж/м³.

$$L_S = \int_{\tau_{SS}}^{\tau_{f_S}} C_{L,S} \left(\frac{dT}{d\tau} - Z_N \right) d\tau, \quad (16)$$

Расчет доли твердой фазы

$$f_S = \frac{1}{L_S} \int_{\tau_{SS}}^{\tau} C_{L,S} \left(\frac{dT}{d\tau} - Z_N \right) d\tau. \quad (17)$$

В уравнениях (14)-(17) τ_{SS} – время начала затвердевания, с; τ_{f_S} – время конца затвердевания, с. Поскольку доля твердой фазы f_S неизвестна в начале цифровой обработки кривой охлаждения, то принимают линейный закон изменения между τ_{SS} ($f_S = 0$) и τ_{f_S} ($f_S = 1$). Затем выполняют итерацию до тех пор, пока не будет достигнута расчетная величина латентной теплоты L_S .

Относительная погрешность определения объемной доли первичной фазы на примере сплава Pb-71,5 % Sn составила (в %) 4,5 (по данным количественного металлографического анализа – 2,2); эвтектической фазы – 4,1 (металлографический анализ – 2,1); в сплаве Pb-88 % Sn – соответственно 2,0 (металлографический анализ – 1,5) и 9,3 (металлографический анализ – 7,9). Как видим, точность количественного определения структурных составляющих с использованием нулевой линии достаточна для практического с использования изложенной методики НТА. Однако методика [8] хотя и имеет некоторый потенциал, но по данным ее авторов не обеспечивает consistency результатов.

Методика ФТА излагается ниже на основе работы [9]. Уравнение теплового баланса имеет следующий вид:

$$C_{L,S} \frac{\partial T}{\partial \tau} = K \nabla^2 T + L_S \frac{\partial f_S}{\partial \tau}, \quad (18)$$

где $\nabla^2 T$ – оператор Лапласа (температурный Лапласиан по терминологии [5]), °C/см².

Объемный тепловой поток Q_S , обусловленный выделением латентной теплоты затвердевания, равен

$$Q_S = C_{L,S} \left(\frac{\partial T}{\partial \tau} - \alpha \nabla^2 T \right) = C_{L,S} \left(\frac{\partial T}{\partial \tau} - Z_\Phi \right). \quad (19)$$

Здесь: температурный Лапласиан

$$\nabla^2 T = \frac{4(T_2 - T_1)}{R_2^2 - R_1^2}, \quad (20)$$

где T_1 и T_2 – показания двух термодпар, размещенных на расстоянии R_1 и R_2 от оси симметрии; $\alpha = K/C_{L,S}$ – температуропроводность сплава в состоянии жидкотвердой смеси, м²/с; Z_Φ – нулевая кривая методики ФТА, заданная температурным Лапласианом: $Z_\Phi = \alpha \nabla^2 T$,

$$\alpha = \frac{\partial T / \partial \tau}{\nabla^2 T}; \quad (21)$$

$$\alpha = \alpha_L (1 - f_S) + \alpha_S \cdot f_S, \quad (22)$$

где α_L и α_S – соответственно температуропроводность жидкой и твердой фаз.

Теплоемкость жидкотвердой смеси

$$C_{L,S} = C_{L,S} (1 - f_S) + C_{L,S} \cdot f_S. \quad (23)$$

Мгновенное значение доли твердой фазы f_S в момент времени τ равно

$$f_S = \frac{1}{L_S} \int_{\tau_{SS}}^{\tau} Q_S d\tau, \quad (24)$$

где τ_{SS} – время начала затвердевания.

Объемная латентная теплота затвердевания равна

$$L_S = \int_{\tau_{SS}}^{\tau_{ES}} Q_S d\tau, \quad (25)$$

где τ_{ES} – время конца затвердевания.

Для расчета мгновенных значений Z_Φ , Q_S , L_S и f_S как функций времени выполняется

процедура итерации. Для выполнения итерации принимают линейную зависимость доли твердой фазы от времени начала и конца затвердевания, а уравнения (22)-(25) используются для расчета мгновенных значений Z_ϕ , Q_s , L_s и f_s . Процедура итерации продолжается до достижения сходимости. Единственным параметром, который не может быть получен посредством цифровой обработки экспериментальных кривых охлаждения, служит объемная теплоемкость системы в период затвердевания. Для этого приходится использовать литературные данные.

Рассмотренная методика ФТА апробирована ее авторами на сплаве Al-Si (A356), в том числе в монолитном состоянии сплава и после обработки микрочастицами SiC. В числе установленных новых эффектов обработки упрочняющими частицами SiC обнаружены уменьшение латентной теплоты затвердевания, изменение микроструктуры и морфологии первичной дендритной фазы и эвтектики.

Методика ФТА успешно испытана также на сером эвтектическом чугуна [5]. Авторы работы [5] сравнили данные ФТА и НТА и заключили, что оба метода обеспечивают корректные результаты, но НТА дает только усредненную информацию по образцу в целом, а ФТА позволяет оценить локальную кинетику. В частности, оба метода дали одинаковую величину латентной теплоты затвердевания для рядового серого чугуна с пластинчатым графитом: НТА – 2090, ФТА – 2042 Дж/см³.

В работе [10] сравнили точность и надежность методик НТА и ФТА, использующих концепцию нулевой линии, для расчета латентной теплоты затвердевания (L , Дж/г) и доли твердой фазы (f_s , г/г) при эвтектической кристаллизации бинарного сплава Al-7 % Si.

Латентная теплота рассчитана по формуле

$$L = \bar{C}_{L,S} P, \text{ Дж/г}, \quad (26)$$

где $\bar{C}_{L,S}$ – средняя удельная теплоемкость сплава в интервале затвердевания, P – площадь между первой производной и нулевой линией (Z_N и Z_ϕ). На рис. 2 для сравнения представлены нулевые линии Z_N и Z_ϕ одного из опытов [10].

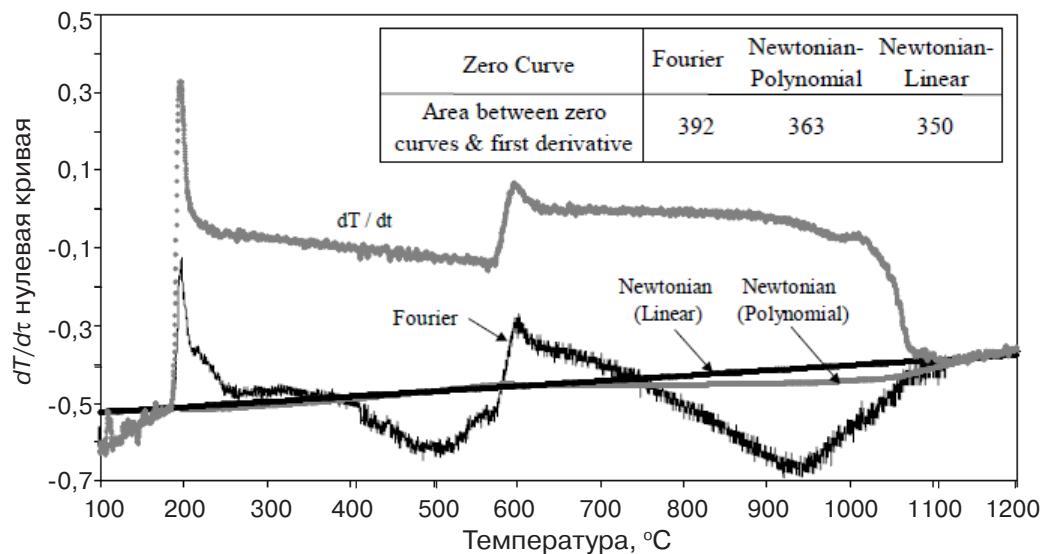


Рис. 2. Сравнения нулевых кривых по методикам Ньютона и Фурье [10]

Опыты выполнены при скорости охлаждения жидкого сплава 0,55 град/с с двумя типами пробниц: ультралежкой пробницы, теплоизолированной сверху и снизу, из нержавеющей стали массой 2,5±0,2 г при массе образца 300±10 г (соотношение

масс образца и пробницы 120:1) и высокочувствительных хромель-алюмелевых термопар; относительно толстостенной графитной пробницы массой 65 г при соотношении масс образца и пробницы 1:1. В качестве эталонного метода экспериментального определения L использовали дифференциальную сканирующую калориметрию (DSC).

Результаты представлены в таблице.

Сравнение результатов расчета L и f_s по методикам Ньютона и Фурье [10]

Методика	Латентная теплота L , Дж/г		Относительная массовая доля твердой фазы f_s при эвтектической кристаллизации, г/г
	ультралегкая стальная пробница	массивная графитовая пробница	
НТА (расчет)	436	172	0,43
ФТА (расчет)	470	394	0,41
DSC (расчет)	432	432	0,46

То, что методика НТА занижает вдвое расчетную величину L при использовании массивной графитовой пробницы вызывает сомнения ввиду малого числа опытов и отсутствия надлежащего теплофизического анализа, охлаждающейся системы образец-пробница.

Выводы

• Современные методики деривативного термического анализа Д-ТА в целом пригодны для исследования процессов затвердевания и прогнозирования структуры и некоторых свойств литых сплавов, но требуют доработки, уточнения и проверки в каждом конкретном случае промышленного производства фасонных отливок из черных и цветных сплавов.

• НТА и ФТА позволяют одинаково точно рассчитывать латентную теплоту затвердевания и кинетику выделения твердой фазы в случае тонкостенных стальных пробниц, но ФТА менее чувствителен к массе и материалу пробниц.

• К числу наиболее перспективных направлений развития Д-ТА (как НТА так и ФТА) относится разработка новых методик, в которых не используется концепция «нулевой линии», а отсутствие последней компенсируется специальной математической обработкой термической кривой охлаждения.



Список литературы

1. *Binczyk F.* An Assesment of the Derivative Thermal Analysis of Grey Cast Iron // Archives of Foundry Engineering. – 2007. – Vol. 7, № 3. – P. 21-24.
2. Current Situation and Development of Thermal Analysis Technology and Sample Cup / Li Chen, Li Dayong, SHI Dequan and at. el. // The 6-th International Forum on Strategic Technology. (August 22-24, 2011), 2011. – P. 108-111.
3. *Oliveira M. J., Malheiros L. F., Ribeiro S. C. A.* Evaluation of the Heat of Solidification of Cast Iron from Continuous Cooling Curves // Journal of Materials Processing Technology. – 1999. Vol. 92-93. – P. 25-30.
4. *Tamminen J.* Thermal Analysis for Investigation of Solidification Mechanisms in Metals and Alloys. Doctoral dissertation (Reprint) // Chemical Communications University of Stockholm. – 1988. – № 2. – P. 1-23.

5. *Fras E., Kapturkiewicz W., Burbelko A.A., Gusik E.* Application of Fourier's Thermal Analysis to the Determination of Kinetics Solidification of cast Iron // *Advanced Material Research.* – 1997. – Vol. 4-5. – P. 445-452.
6. *Chavez M. R., Amaro A., Florez C., Juarez A.* Gonzalez-Rivera. Newton Thermal Analysis of Grey and Nodular Eutectic Cast Iron // *Materials Science Forum.* – 2006. – Vol. (509). – P. 153-158.
7. *Gibbs J. W., Mendez P. F.* Solid Fraction Measurement Using Equation – Based Cooling Curve Analysis // *Scripta Materialia.* – 2008. – Vol. 58. – P. 699-702.
8. Quantification of the Microconstituents formed During Solidification by the Newton Thermal Analysis Method / H. Cruz, C. Gonzalez, A. Juarez and et. el. // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2006. – Vol. 178. – P. 128-134.
9. Fourier Thermal Analysis the Solidification Kinetics in A356/SiCP Cast Composites / J.C. Baez, C. Gonzalez, M. R. Chavez and et. el. // *Journal of Materials Processing Technology.* – 2006. – Vol. 178. – P. 128-134.
10. Comparison of Newtonian and Fourier Thermal Analysis Techniques for Calculation of Latent Heat and Solid Fraction of Aluminium Alloys / D. Emadi, L. V. Whiting, M. Djurdevic and et. el. // *Metallurgy.* – 2004. – P. 91-106.

Поступила 28.02.2013

ПАМЯТКА ДЛЯ АВТОРОВ

1. Рукопись с рецензией подается в редакцию в одном экземпляре, также прилагаются подробные сведения об авторах и контактная информация (адрес, телефон, факс, e-mail).
2. Объем статьи не должен превышать 10 страниц формата А4, количество иллюстраций – 5.
3. Последовательность расположения материала в статье следующая: индекс УДК, инициалы и фамилия автора, полное название учреждения, в котором работает автор, город, название статьи, текст. Список цитируемой литературы (на отдельной странице), подписи к рисункам (на отдельной странице).
4. Аннотации и ключевые слова к статье подаются на русском, украинском и английском языках, название статьи – на украинском и английском.
5. Автор подписывает экземпляр рукописи и рисунки (на обороте).
6. Текст должен быть сохранен в программе **Microsoft Word** (шрифт **PragmaticaC**, номер шрифта – 12, интервал – 1,5).
7. Формулы и буквенные обозначения должны быть набраны четко, крупно (**шрифт PetersburgC**).
8. Все единицы измерения даются по Международной системе единиц (**СИ**).
9. Каждая таблица печатается на отдельной странице, которая вкладывается в текст вслед за страницей, содержащей первую ссылку на нее.
10. Рисунки должны быть четкими (с разрешением как минимум **300 dpi**) и сделаны отдельными файлами со стандартными графическими расширениями ***.jpeg, *.tiff**.
11. Список литературы составляется в порядке цитирования работ. В тексте ссылка на литературу дается порядковым номером в квадратных скобках (например, [2]). Библиографическое описание должно соответствовать титульной странице издания и даваться на языке оригинала. Для статей обязательно указывать название журнала, сборника и т. п., в которых они опубликованы, год издания, том, начальную и конечную страницы, а для монографий – место издания, издательство, год издания, общее число страниц.
12. Ссылки на неопубликованные работы не допускаются.
13. Иностранные фамилии в тексте даются в русской транскрипции.
14. Редакция принимает рукописи, оформленные в строгом соответствии с настоящими правилами.

тел.: 424-04-10

E-mail: proclit@ptima.kiev.ua