

К ОПРЕДЕЛЕНИЮ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА Ti-10V-2Fe-3Al ПРИ ВДП

Е.Н. Кондрашов, К.А. Русаков, М.О. Ледер, Д.С. Куликов

ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда, Россия

Для проведения математического моделирования затвердевания слитков необходимо знание температурных зависимостей теплофизических свойств затвердевающего сплава и параметров граничных условий, включенных в математическую модель. В настоящей работе были выплавлены два слитка сплава Ti-10V-2Fe-3Al и проведено исследование их макроструктуры. Измерены координаты профилей изотерм затвердевания, и с помощью решения обратной задачи теплопроводности, определены некоторые теплофизические характеристики жидкой фазы и параметры граничных условий для вакуумного дугового переплава (ВДП), прямое экспериментальное измерение которых сопряжено с большими трудностями. Для определения неизвестных параметров математической модели методом решения обратной задачи теплопроводности используется итерационный Maximum A Posteriori (MAP) алгоритм, ранее апробированный для других сплавов на основе титана.

Искомые (т. е. изначально неизвестными) параметрами для математической модели процесса ВДП являлись: теплопроводность и теплоемкость при температурах солидуса и ликвидуса; коэффициент теплоотдачи от слитка к изложнице и коэффициенты относительного вклада теплоотода излучением для поддона и изложницы. В качестве начального приближения для неизвестных параметров были взяты соответствующие величины для сплава ВТЗ-1. В качестве заданных параметров были использованы значения коэффициента теплопроводности и удельной теплоемкости в интервале температур 20–1300 °С из базы данных программы JMatPro, рассчитанные для заданного химического состава. Плотность, теплота фазового превращения, динамическая вязкость и электропроводность были взяты из литературных источников по сплаву Ti-10V-2Fe-3Al. Так как на сегодня нет данных по равновесной фазовой диаграмме сплава Ti-10V-2Fe-3Al, поэтому для вычисления температур равновесного ликвидуса и солидуса используется модель независимых компонент (линейная модель) многокомпонентного сплава.

Найденные значения параметров позволяют удовлетворительно описать изменение профиля жидкой ванны при наплавлении слитка во время ВДП для различных условий процесса (диаметр изложницы и сила тока дуги).

Результаты, полученные в работе, могут быть использованы для проведения математического моделирования процесса затвердевания слитков из сплава Ti-10V-2Fe-3Al при вакуумном дуговом переплаве с другими диаметрами изложницы и силой тока дуги.

Ключевые слова: вакуумный дуговой переплав; титановые сплавы; Ti-10V-2Fe-3Al, профили жидкой ванны; теплофизические свойства; математическое моделирование; граничные условия; жидкая фаза; обратная задача теплопроводности.

Введение

Несмотря на заполненность международного рынка сплавами, такими как Ti-5553(1), Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr, сплав Ti-10V-2Fe-3Al до сих пор является ценным конструкционным сплавом, который в большой степени применяют в авиационной промышленности для изготовления деталей шасси. Более того, сплав Ti-10V-2Fe-3Al обладает большей технологической пластичностью и лучшей прокаливаемостью, чем его аналоги [1, 2].

Для получения надежных результатов моделирования и последующего их применения необходимо знание достоверных значе-

ний большого спектра свойств используемых материалов в широком диапазоне. В настоящее время в промышленности широко используются быстродействующие ЭВМ для математического моделирования тех или иных технологических процессов [3].

В силу высокой химической активности титановых сплавов измерение теплофизических свойств и их температурных зависимостей при повышенных температурах (выше 700–800 °С), а особенно в жидкой фазе, является в высшей степени сложной задачей [3]. К сожалению, в открытой печати опубликовано ограниченное количество работ, посвя-

ценных измерению таких свойств. Экспериментальные же методы, использованные в этих работах для их измерения чрезвычайно сложны и не могут быть применены в условиях заводских лабораторий. Поэтому для решения подобных задач, возникающих в технических приложениях, были разработаны различные экспериментально-теоретические подходы, позволяющие косвенно оценивать неизвестные величины.

Так, в работах [4–6] была предложена экспериментально-теоретическая методика определения теплофизических свойств титановых сплавов в жидкой фазе, основанная на анализе профилей жидкой ванны полностью затвердевших слитков после вакуумного дугового переплава (ВДП). Экспериментальная часть методики позволяет легко оценивать контуры жидкой ванны без использования каких-либо маркеров (например, радиоактивных изотопов); теоретическая часть основана на решении обратной задачи теплопроводности для затвердевающего слитка. Методика была успешно апробирована на модельных сплавах: Ti–3Fe и Ti–5Cr [4–6], и промышленных сплавах: Ti–6Al–4V [5, 6] и VT3–1 [6].

В настоящей работе определены некоторые теплофизические характеристики жидкой фазы и параметры граничных условий для ВДП титанового сплава Ti–10V–2Fe–3Al, прямое экспериментальное измерение которых сопряжено с большими трудностями.

Обратная задача теплопроводности

Для математического моделирования затвердевания слитка ВДП необходимо знание многих теплофизических свойств сплава и

коэффициентов, входящих в уравнения для граничных условий [7]. Значения некоторых величин либо «ненадежны», либо вообще неизвестны, поэтому для их косвенной оценки предлагается решать обратную задачу теплопроводности [4, 5]. При ее решении одни параметры задаются, а другие – являются искомыми [8]. Определение неизвестных параметров проводится из сравнения расчетных профилей жидкой ванны в различные моменты времени с измеренными экспериментально. Из эксперимента определяется набор измеренных координат $z_k^{изм}(r_i)$, где индекс k нумерует профили, а r_i – заданные радиальные координаты, в которых проводятся измерения, $i = 1 \dots N$. С целью получения значения $z_k^{изм}(r_i)$ были выплавлены два опытных слитка. Характеристики слитков представлены в табл. 1. Расчетный химический состав приведен в табл. 2. Макроструктура слитков А и В показана на рис. 1а и 2а, соответственно. На рис. 1 б и 2 б точками показаны измеренные координаты $z_k^{изм}(r_i)$.

Далее, некоторые параметры предполагаются известными (и поэтому их значения фиксированы), а набор параметров $b = \{b_1 \dots b_M\}$ считается неизвестным. Для определения b проводилось решение обратной задачи теплопроводности, а именно: по распределению температуры в слитке в заданный момент времени t_k (эти моменты времени соответствуют измеренным профилям ванны $z_k^{изм}(r_i)$) определялся соответствующий набор b_k . Для каждого k задача решалась независимо; затем вычислялось усреднением по наборам $b = (b_1 + b_2 + \dots + b_k) / K$ (здесь K – число профилей) [5, 6, 9–11].

Таблица 1

Экспериментальные слитки

№ слитка	∅, мм	Высота, мм	Ток, кА	Вр. пл., мин	ВДП
А	140	320	2,6	22	1
В	190	260	3,0	22	2

Таблица 2

Химический состав слитков и характеристики фазовой диаграммы

Элемент С0, %	k	μ	m, К/%
Al	3,0	1,13	26,98
V	10,0	0,95	50,94
Fe	2,0	0,38	55,85
O	0,1	1,33	16,00
C	0,02	0,50	12,00
N	0,005	1,45	14,01

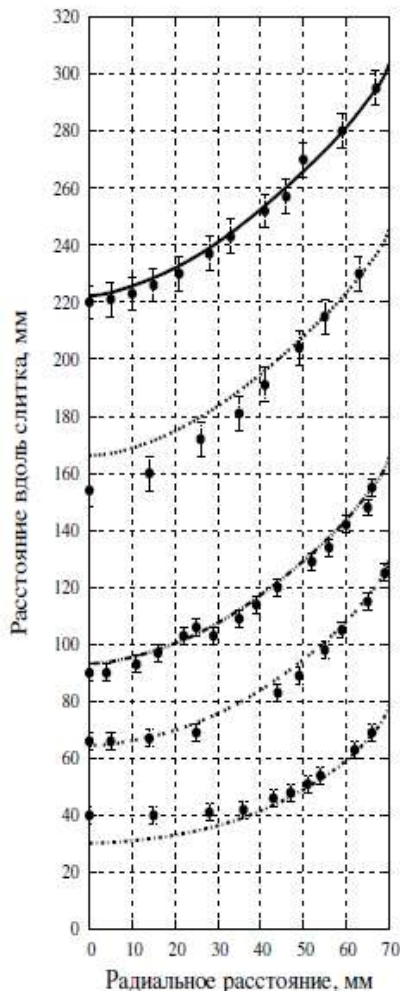


Рис. 1. Сравнение экспериментальных и расчетных профилей ванны (слиток А)

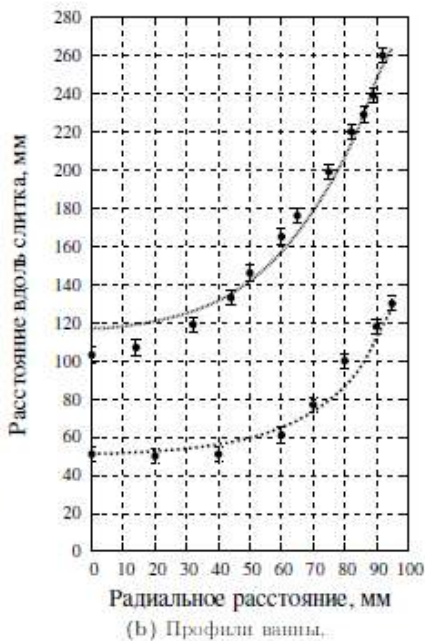


Рис. 2. Сравнение экспериментального и расчетного профилей ванны (слиток В)

Для решения обратной задачи использовался (для каждого из профилей) следующий алгоритм. Пусть имеется набор измеренных аксиальных координат изотермы ликвидуса (профиля ванны) для заданных радиальных координат $z_i^{изм} = z_k^{изм}(r_i)$. Используя эти величины, набор из M неизвестных параметров $b = \{b_1 \dots b_M\}$ определяется минимизацией функции [8]

$$R(b) = \frac{1}{\sigma_z^2} \sum_{i=1}^N (z_i^{изм} - z_i^{расч}(b))^2 + \sum_{m=1}^M \frac{(b_m - b_m^0)^2}{\sigma_m^2}, \quad (1)$$

где $z_i^{расч}(b) = z_i^{расч}(r_i; b)$ – рассчитанные аксиальные координаты изотермы ликвидуса в положениях r_i с некоторым набором параметров b . Стандартное отклонение σ_z описывает типичную ошибку при измерениях координат. Изначально она не известна и связана как с ошибкой измерения расстояния, так и с ошибкой самого положения требуемой изотермы, так как точно не известно, какая именно изотерма фиксируется травлением на продольном сечении слитка. При высоких градиентах температуры и малой ширине двухфазной зоны эта ошибка мала и в грубом приближении можно принять $\sigma_z \approx 3$ мм. Стандартные отклонения σ_m неизвестных параметров b_m принимаются равными их типичным интервалам измерения с центральным значением b_m^0 . Для минимизации функции $R(b)$ необходимо обеспечить выполнение следующего условия (необходимое условие экстремума функции нескольких переменных)

$$\frac{\partial R(b)}{\partial b_m} = -\frac{2}{\sigma_z^2} \sum_{i=1}^N (z_i^{изм} - z_i^{расч}(b)) \cdot X_{i,m} + \frac{2}{\sigma_m^2} \cdot (b_m - b_m^0) = 0, \quad (2)$$

где коэффициенты чувствительности $X_{i,m}$ определены следующим образом:

$$X_{i,m} = \frac{\partial z_i^{расч}(b)}{\partial b_m} \approx \frac{z_i^{расч}(b_1 \dots b_m + \delta b_m \dots b_M) - z_i^{расч}(b_1 \dots b_m \dots b_M)}{\delta b_m}, \quad (3)$$

где δb_m – малая добавка к параметру b_m .

Для определения набора параметров b , минимизирующих $R(b)$, используется итерационный Maximux A Posteriori (MAP) алгоритм [8]. В этом алгоритме координаты, вычисленные на итерационном шаге $v + 1$, линейризуются через координаты на предыдущем шаге v как

$$z_i^{расч}(b^{(v+1)}) \approx z_i^{расч}(b^{(v)}) + \sum_{m=1}^M X_{i,m} \cdot \Delta b_m. \quad (4)$$

Набор инкрементов $\Delta b = \{\Delta b_1 \dots \Delta b_M\}$ искомых параметров на каждой итерации может быть найден решением системы линейных уравнений (которая получается подстановкой разложения (4) в условия минимизации (2) при $b = b^{(v+1)}$)

$$\sum_{s=1}^M A_{m,s} \cdot \Delta b_s = f_m, \quad (5)$$

где

$$A_{m,s} = \frac{1}{\sigma_z^2} \sum_{i=1}^N X_{i,m} \cdot X_{i,s}, \quad (6)$$

$$f_m = \frac{1}{\sigma_z^2} \sum_{i=1}^N (z_i^{изм} - z_i^{расч}(b^{(v)})) \times X_{i,m} - \frac{b_m^{(v)} - b_m^0}{\sigma_m^2}. \quad (7)$$

Обратный MAP метод (уравнений (5)–(7)) может быть вставлен прямо в программу расчета температурного поля, которая вычисляет $z_i^{расч}(b)$.

Итерационная процедура включает следующие шаги:

1. В начале итераций ($v = 0$) компоненты «вектора» b инициализируются некоторыми начальными величинами

$$b^{(v=0)} = \{b_m^0; m = 1 \dots M\}.$$

2. Вычисляются координаты $z_i^{расч}(b^{(v)})$.

3. Каждый параметр $b_m^{(v)}$ изменяется на величину δb_m .

4. Вычисляются координаты $z_i^{расч}(b^{(v)} + \delta b)$.

5. По формуле (3) вычисляются коэффициенты чувствительности.

6. Решается система линейных уравнений (5) размерности $M \times M$ относительно инкрементов Δb_m .

7. Если $|\Delta b_m / b_m^{(v)}| < \varepsilon_m \sim 10^{-3}$, то вычисления завершаются и полагается $b = b^{(v)}$. В ином случае вычисляются новые значения искомых параметров $b_m^{(v+1)} = b_m^{(v)} + \Delta b_m$ и итерации продолжаютсЯ возвращением на шаг 2 с заменой $(v + 1) \rightarrow v$.

Заметим, что в пределах каждой итерации необходимо решить $M + 1$ раз прямую задачу с помощью программы моделирования процесса затвердевания. Это, естественно, занимает достаточно много процессорного времени в случае большого числа определяемых параметров и/или медленной сходимости метода (например, при сильной нелинейности зависимости от параметров). Однако наш предыдущий опыт показывает, что при небольшом числе параметров метод сходится достаточно быстро.

Определение характеристик сплава

Определение теплофизических свойств сплавов, необходимых для проведения численных расчетов, выбиралось следующим образом.

В качестве заданных параметров были использованы значения коэффициента теплопроводности и удельной теплоемкости в интервале температур 20–1300 °С из базы данных программы JMatPro, рассчитанные для химического состава из табл. 2. Плотность, теплота фазового превращения, динамическая вязкость и электропроводность были взяты из работы [12].

Искомыми параметрами являлись: теплопроводность и теплоемкость при температурах солидуса и ликвидуса, коэффициент теплоотдачи от слитка к изложнице и коэффициенты относительного вклада теплоотвода излучением для поддона и изложницы. Уравнения, определяющие физику процесса и тепловые граничные условия, подробно описаны в работе [7]. В качестве начального приближения для неизвестных параметров были взяты соответствующие величины для сплава ВТЗ-1 [5].

Сравнение результатов расчета температуры ликвидуса и солидуса с помощью программы JMatPro с достаточно надежными экспериментальными данными показало большое расхождение, поэтому эти температуры были вычислены отдельно, как это описано ниже.

Так как на сегодня нет данных по равновесной фазовой диаграмме сплава Ti-10V-2Fe-3Al, поэтому для описания многокомпонентного сплава мы используем модель независимых компонент (линейная модель), т. е. температура равновесного ликвидуса определяется как [13].

$$T_L = T_m + \sum_j m_j \cdot C_{0,j}, \quad (8)$$

где T_m – температура плавления чистого растворителя (для титана $T_m = 1941$ К); m_j – наклон линии ликвидуса для j -го компонента сплава; $C_{0,j}$ – номинальный состав j -го компонента в сплаве.

Вычисление параметров m_j из бинарных фазовых диаграмм состояния при малых значениях $C_{0,j}$ представляет значительные трудности, поэтому мы для вычисления m_j воспользовались уравнением теории разбавленных растворов

$$m_j = \frac{RT^2}{\Delta H} \cdot \frac{1-k_j}{\mu_j}, \quad (9)$$

где $R = 8,315$ Дж·моль⁻¹·К⁻¹ (универсальная

газовая постоянная), k_j – равновесный коэффициент распределения, μ_j – молекулярный вес, $\Delta H = -15,1$ кДж·моль⁻¹ – теплота плавления чистого титана. Значения коэффициентов распределения были взяты из работ [14, 15]. Значение $k_c = 0,50$ оценено по бинарной диаграмме. В табл. 2 приведены некоторые характеристики фазовой диаграммы сплава Ti-10V-2Fe-3Al, необходимые для дальнейших вычислений. Кроме того, мы вычислили «температуру ликвации» (т. е. эффективный интервал кристаллизации) согласно уравнению

$$\Delta T_0 = - \sum_j m_j \cdot C_{0,j} \cdot \frac{1-k_j}{k_j}. \quad (10)$$

Для значений, приведенных в табл. 2, температура ликвидуса $T_L = 1636$ °С, а интервал кристаллизации составляет $\Delta T_0 = 72$ °С, т. е. температура солидуса $T_s = T_L - \Delta T_0 = 1564$ °С. Такие «температуры ликвации» характерны для сплавов ВТЗ-1, Ti-6242 и Ti-6246.

Результаты исследования

Слиток А

На рис. 3 представлена экспериментальная зависимость глубины жидкой ванны от высоты наплавленного слитка (точки) для слитка однократного переплава А. За профиль ванны принимался соответствующий профиль изотермы ликвидуса, представленного на рис. 1 б.

На рис. 2 а показана макроструктура слитка, на рис. 2 б показано сравнение расчетных профилей изотермы ликвидуса и экспериментальных профилей затвердевания. Видно, что полученные значения теплофизических свойств и параметров граничных условий удовлетворительно описывают динамику изменения профиля ванны в течение режима переплава.

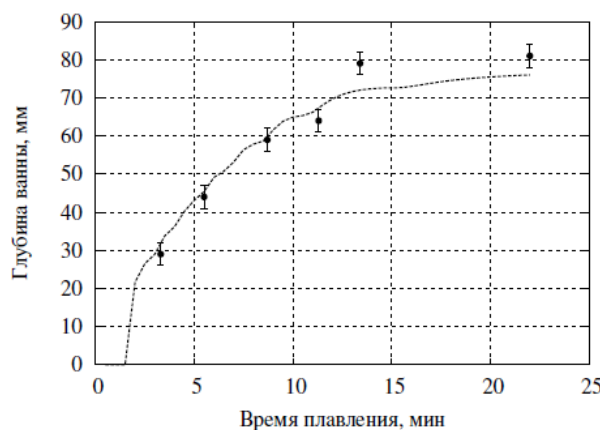


Рис. 3. Глубина жидкой ванны в зависимости от времени плавления: слиток А; точки – эксперимент, кривые – расчет

Слиток В

На рис. 2 а показана макроструктура слитка двойного переплава В. На рис. 2 б показано сравнение расчетного профиля изотермы ликвидуса и экспериментального профиля затвердевания последней лунки перед выключением тока печи. Видно, что полученные значения теплофизических свойств и параметров граничных условий и в данном случае удовлетворительно описывают профиль ванны.

Заключение

В представленной работе методом решения обратной задачи теплопроводности произведено определение теплофизических характеристик сплава Ti–10V–2Fe–3Al – теплопроводности и удельной теплоемкости при температурах солидуса и ликвидуса и параметров граничных условий – коэффициента теплоотдачи от слитка к изложнице и коэффициентов относительного вклада теплоотвода излучением для поддона и изложницы.

Найденные значения параметров позволяют удовлетворительно описать изменение профиля жидкой ванны при наплавлении слитка во время ВДП для различных условий процесса (диаметр изложницы и сила тока дуги).

Литература

1. Cotton, J.D. *State of the Art in Beta Titanium Alloys for Airframe Applications* / J.D. Cotton, R.R. Briggs, R.R. Boyer et al. // *JOM*. – 2015. – P. 1281–1303.
2. Shamblen, C.E. *Minimizing beta flecks in the Ti-17 alloy* / Shamblen C.E. // *Metallurgical and Materials Transactions B*. – 1997. – 28B:899–903.
3. Mills, K.C. *Thermophysical Property Requirements for Modelling of High Temperature Processes. 1st International Symposium on Microgravity Research and Applications in Physical Sciences and Biotechnology*. / K.C. Mills, P.D. Lee // *European Space Agency*. – P. 555–563.
4. *Корректировка значений теплофизических свойств титановых сплавов из анализа профилей жидкой ванны* / Е.Н. Кондрашов, Н.Ю. Таренкова, А.Ю. Максимов и др. // *Цветные металлы*. – 2008. – № 12. – С. 68–71.
5. *К определению теплофизических свойств титановых сплавов по профилям жидкой ванны* / М.О. Ледер, А.В. Горина, М.А. Корнилова и др. // *Электротеплометаллургия*. – 2015. – № 10. – С. 20–27.
6. *Методика определения теплофизических свойств титановых сплавов и параметров граничных условий для процесса ВДП* / М.О. Ледер, А.В. Горина, М.А. Корнилова, Е.Н. Кондрашов // *Цветные металлы*. – 2015.
7. *Calculation of the Molten Pool Depth in Vacuum Arc Remelting of Alloy VT3-1* / E.N. Kondrashov, M.I. Musatov, A.Yu. Maksimov et al. // *Journal of Engineering Thermophysics*. – 2007. – Vol. 16, No. 1. – P. 19–25.
8. *Determination of Thermophysical Properties and Boundary Conditions of Direct Chill–Cast Aluminum Alloys Using Inverse Methods* / J.M. Drezet, M. Rappaz, G.U. Grün, M. Gremaud // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2000. – Vol. 31. – P. 1627–1634.
9. *Бек, Дж. Некорректные обратные задачи теплопроводности* / Дж. Бек, Б. Блэквелл, Ч. Сэнт-Клер (мл). – М.: Мир – 1989. – 312 с.
10. *Япарова, Н.М. Численное моделирование решений обратной граничной задачи теплопроводности* / Н.М. Япарова // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Математическое моделирование и программирование»*. – 2013. – Т. 6, № 3. – С. 112–124.
11. *Monde, M. Simple measurement of thermal diffusivity and thermal conductivity using inverse solution for one-dimensional heat conduction* / M. Monde, M. Kosaka, Y. Mitsutake // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2010. – Vol. 53, No. 23/24. – P. 5343–5349.
12. *Kurz, W. Fundamentals of Solidification* / W. Kurz, D.J. Fisher. – Switzerland: Nrans. Tech. Publ, 1984.
13. *Zagrebelnyy, D.V. Modeling Macrosegregation During the Vacuum Arc Remelting of Ti–10V–2Fe–3Al Alloy* / D.V. Zagrebelnyy // *PhD Thesis. Purdue University*. – 2007.
14. *Mitchell, A. Segregation and Solidification in Titanium Alloys* / A. Mitchell, A. Kawakami // *Ti-2007 Science and Technology*. – 2007. – Vol. I. – P. 173–176.
15. *Mitchell, A. Beta fleck and segregation in Ti alloy ingots* / A. Mitchell, A. Kawakami, S.L. Cockroft // *J High Temperature Materials and Processes*. – 2007. – P. 59–78.

Кондрашов Евгений Николаевич, канд. физ.-мат. наук, ведущий специалист НТЦ, ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда; kondrashov@vsmo.ru.

Русаков Кирилл Андреевич, инженер по электронной микроскопии первой категории, ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда; rusakov_ka@vsmo.ru.

Ледер Михаил Оттович, директор по науке и технологии, ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда; moleder@vsmo.ru.

Куликов Дмитрий Сергеевич, инженер-исследователь НТЦ, ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда; salda87@mail.ru.

Поступила в редакцию 6 марта 2020 г.

DOI: 10.14529/met200204

TO THE DEFINITION OF THERMOPHYSICAL PROPERTIES ALLOY Ti–10V–2Fe–3Al AT VAR

E.N. Kondrashov, kondrashov@vsmo.ru,

K.A. Rusakov, rusakov_ka@vsmo.ru,

M.O. Leder, moleder@vsmo.ru,

D.S. Kulikov, salda87@mail.ru

VSMPO-AVISMA Corporation, Verkhnyaya Salda, Russian Federation

To carry out mathematical modeling of solidification of ingots, it is necessary to know the temperature dependences of the thermophysical properties of the solidified alloy and the parameters of the boundary conditions included in the mathematical model. In the present work, two ingots of Ti–10V–2Fe–3Al alloy are smelted and their macrostructure was investigated. The coordinates of the solidification isotherm profiles were measured and, using the solution of the inverse heat conduction problem, some thermophysical characteristics of the liquid phase and the boundary conditions for vacuum arc remelting (VAR) were determined, the direct experimental measurement of which is very difficult. An iterative Maximum A Posteriori (MAP) algorithm, previously tested for other titanium-based alloys, is used to determine the unknown parameters of the mathematical model by solving the inverse heat conduction problem. The required (i.e. initially unknown) parameters for the mathematical model of the VAR process were: thermal conductivity and heat capacity at solidus and liquidus temperatures; coefficient of heat transfer from ingot to mold and coefficients of relative contribution of heat removal by radiation for tray and mold. As the set parameters, the values of the thermal conductivity coefficient and specific heat capacity in the temperature range 20–1300 °C from the JMatPro database were used, calculated for the specified chemical composition. The density, heat of phase transformation, dynamic viscosity, and electrical conductivity were taken from the literature on the Ti–10V–2Fe–3Al alloy.

The found parameter values allow us to describe satisfactorily the change in the profile of the liquid bath when the ingot is fusing in the VAR for different process conditions (the diameter of the mold and the arc current).

The results obtained in this work can be used for mathematical modeling of the process of solidification of ingots made of Ti–10V–2Fe–3Al alloy during vacuum arc remelting with other mold diameters and arc current.

Keywords: vacuum arc remelting; titanium alloys; liquid bath profiles; thermophysical properties; mathematical modeling; boundary conditions; liquid phase; inverse problem of thermal conductivity.

References

1. Cotton J.D., Briggs R.R., Boyer R.R., Tamirisakandala S., Russo P., Shchetnikov N., Fanning J.C. [State of the Art in Beta Titanium Alloys for Airframe Applications] *JOM*, 2015, pp. 1281–1303.
2. Shamblen C.E. [Minimizing beta flecks in the Ti-17 alloy] *Metallurgical and Materials Transactions B*, 1997, 28B:899-903.
3. Mills K.C. [Thermophysical Property Requirements for Modelling of High Temperature Processes: 1st International Symposium on Microgravity Research and Applications in Physical Sciences and Biotechnology] *European Space Agency*, pp. 555–563.
4. Kondrashov E.N., Tarenkova N.Yu., Maksimov A.Yu., Fedorov N.S., Kononov L.V. *Korrektirovka znachenij teplofizicheskikh svoystv titanovykh splavov iz analiza profilej zhidkoj vannы. Cvetnyye metally*, 2008, no. 12, pp. 68–71.
5. Leder M.O., Gorina A.V., Kornilova M.A., Tarenkova N.Yu., Kondrashov E.N. *K opredeleniyu teplofizicheskikh svoystv titanovykh splavov po profilyam zhidkoj vannы. Elektrometallurgiya*, 2015, no.10, pp 20–27.
6. Leder M.O., Gorina A.V., Kornilova M.A., Kondrashov E.N. *Metodika opredeleniya teplofizicheskikh svoystv titanovykh splavov i prametrov granichnykh usloviy dlya processa VDP. Cvetnyye metally*, 2015.
7. Kondrashov E.N., Musatov M.I., Maksimov A.Yu., Goncharov A.E., Kononov L.V. [Calculation of the Molten Pool Depth in Vacuum Arc Remelting of Alloy VT3-1] *Journal of Engineering Thermophysics*, 2007, vol. 16, no. 1, pp. 19–25.
8. Drezet J.M., Rappaz M., Grün G.U., Gremaud M. [Determination of Thermophysical Properties and Boundary Conditions of Direct Chill–Cast Aluminum Alloys Using Inverse Methods] *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, vol. 31, pp. 1627–1634.
9. Bek Dzh. Blakuell B., Sent-Kler (ml) Ch. *Nekorrektnye obratnye zadachi teploprovodnosti*, Mir Publ., 1989, p. 312.
10. Yaparova N.M. Chislennoe modelirovanie reshenij obratnoj granichnoj zadachi teploprovodnosti. *Bulletin of the South Ural State Ser. "Matematicheskoe modelirovanie i programmirovaniye"*, 2013, v. 6, no 3, pp 112–124.
11. Monde, M. Simple measurement of thermal diffusivity and thermal conductivity using inverse solution for one-dimensional heat conduction / M. Monde, M. Kosaka, Y. Mitsutake // *International Journal of Heat and Mass Transfer*. – 2010. – Vol. 53, No. 23/24. – P. 5343–5349.
12. Kurz W., Fisher D.J. [Fundamentals of Solidification]. Switzerland, Nrans. Tech. Publ., 1984.
13. Zagrebelnyy D.V. [Modeling Macrosegregation During the Vacuum Arc Remelting of Ti–10V–2Fe–3Al Alloy] *PhD Thesis. Purdue University*, 2007. Mitchell A., Kawakami A. [Segregation and Solidification in Titanium Alloys] *Ti-2007 Science and Technology*, 2007, vol. I, pp. 173–176.
14. Mitchell A., Kawakami A. [Segregation and Solidification in Titanium Alloys] *Ti-2007 Science and Technology*, 2007, vol. I, pp. 173–176.
15. Mitchell A., Kawakami A., Cockroft S.L. [Segregation in Ti alloy ingots] *J High Temperature Materials and Processes*, 2007, pp. 59–78.

Received 6 March 2020

ОБРАЗЕЦ ЦИТИРОВАНИЯ

К определению теплофизических свойств сплава Ti–10V–2Fe–3Al при ВДП / Е.Н. Кондрашов, К.А. Русаков, М.О. Ледер, Д.С. Куликов // Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия». – 2020. – Т. 20, № 2. – С. 43–50. DOI: 10.14529/met200204

FOR CITATION

Kondrashov E.N., Rusakov K.A., Leder M.O., Kulikov D.S. To the Definition of Thermophysical Properties Alloy Ti–10V–2Fe–3Al at VAR. *Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy*, 2020, vol. 20, no. 2, pp. 43–50. (in Russ.) DOI: 10.145–29/met200204