



Н.М. БОЧАРОВ

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРОЕНИЯ СТАЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

FEATURES OF THE FORMATION OF STEEL-ALUMINUM COMPOSITE MATERIAL STRUCTURE

*Инициация процесса снижения растворимости Fe в направлении Al исходит от структурного состояния железа в момент экзотермического фазового превращения в интервале 450–550 °С. Построены экспериментальные кривые термического анализа стали Ст0. Установлена корреляция эффектов между функцией скорости нагрева и графиком дифференциально-термического анализа. Согласно полученным данным, тепловые параметры материалов при нетрадиционном подходе к исследованию проявляются отчётливее. В соединении технического железа (C<0,025 %) и алюминиевого сплава (Mg–1,1 %, Si–0,5 %) обнаружена неоднородность переходной зоны по протяжённости стыка. Исследование микрофотографий поперечного сечения сварных точек показало недостатка металлов вблизи и по линии контакта в виде трещин, пористости, неметаллических включений.*

**Ключевые слова:** тепловые эффекты, термический анализ, железо, алюминий, сварка, растворимость, интерметаллиды, биметаллы, сталеалюминиевые композиты.

*The initiation of the process of decreasing the solubility of Fe in the direction of Al comes from the structural state of iron at the time of the exothermic phase transformation in the interval 450–550 °C. Experimental curves for the thermal analysis of steel St0 have been constructed. Correlation of the effects between the heating rate function and the differential thermal analysis plot is established. According to the data obtained the thermal parameters of materials with an unconventional approach to research are more pronounced. In the compound of technical iron (C <0,025 %) and aluminum alloy (Mg–1,1 %, Si–0,5 %) the inhomogeneity of the transition zone was determined by the length of the joint. The study of photomicrographs of the cross section of welded points showed the shortcomings of metals near and along the contact line in the form of cracks, porosity, nonmetallic inclusions.*

**Keywords:** thermal effects, thermal analysis, iron, aluminum, welding, solubility, intermetallics, bimetals, steel-aluminum composites

Комбинированные материалы слоистой структуры из стали и алюминия находят широкое применение в области тяжёлого машиностроения, автомобилестроения, химической промышленности, судостроения, энергетической и аэрокосмической отраслях [1–5]. Использование многослойных конструкционных материалов позволяет значительно повысить ресурс деталей, элементов конструкций, работающих в условиях агрессивных сред, высоких температурных и силовых нагрузок [6, 7].

Сталеалюминиевые композиты обладают потенциалом рационализации строительных металлоконструкций. Однако внедрение существующих разработок без снижения эксплуатационной надёжности и долговечности затруднено. Остаётся открытым вопрос совмещения интерметаллических фаз

по принципу гетерогенного проектирования состава переходной зоны [8, 9] в качественный и прочный контакт. Главная проблема при сварке заключается в росте хрупкого слоя твёрдых растворов на основе железа, алюминия и оксидов, не отвечающего требованиям стабильности [10].

Сложный механизм растворимости в стыке двух различных сред системы «Fe–Al» представляет практический интерес для изучения закономерностей формирования контакта и управления технологией процесса в части определённых диапазонов температур. Известно, что Al растворяется в  $\alpha$ -Fe в разы лучше, чем Fe в Al [11, 12]. По данным работы [13] воспроизведён график растворимости железа в твёрдом алюминии (рис. 1). Тенденция изменения предполагаемой функции, обозначенная сплошной

линией, характеризует резкий спад образования твёрдых растворов в интервале 500–600 °С, что соответствует теории «связи фазовых переходов и критических явлений со стационарными температурами» [14]. Изгиб кривой находится вблизи 514,5 °С, вертикаль разделяет две разные фазы. Вероятно, модификация второго порядка появляется после 514,5 °С [14]. Проведя аналогию кривой на рис. 1 с фазовой диаграммой «Al-Fe», обнаружено в узкой области температур 500–600 °С перитектическое превращение при 552 °С:  $\alpha + \alpha'_2 = \text{Fe}_3\text{Al}$  [12].

С целью возможного регулирования реакции появления твёрдых растворов необходимо выполнить задачу идентификации компонента двойной

системы «Al-Fe», инициирующего процесс торможения растворимости.

Точность определения и диагностики параметров материалов во многом зависит от применяемых методик. Комбинированные подходы обладают большей результативностью, в отличие от одиночных. В качестве метода определения тепловых эффектов выбран дифференциально-термический анализ (ДТА) на калориметре ДТА-500 [15] в неклассическом исполнении. Нестандартность заключается в заранее предусмотренной тепловой обработке по методу изотермического дискретного сканирования (ИДС) [14] и использовании дополнительной термопары для регистрации скорости нагрева образца.

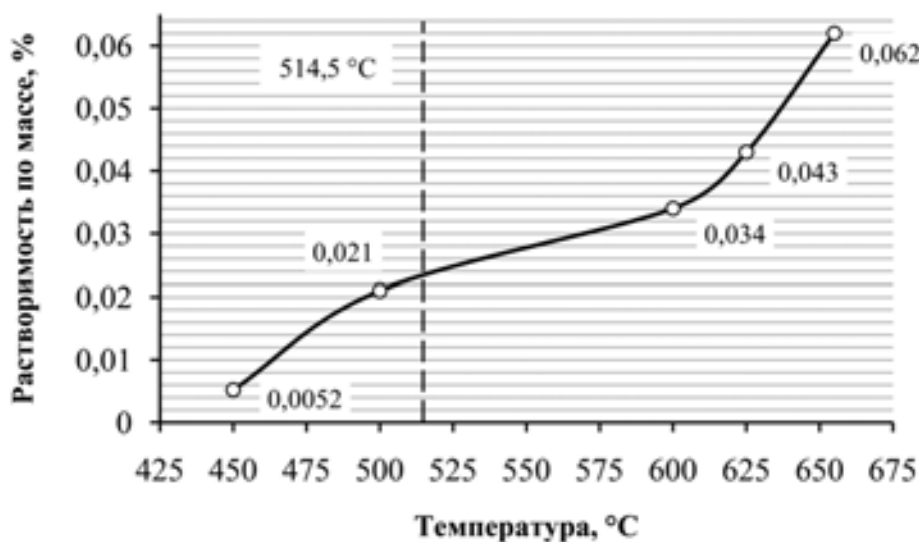


Рис. 1. Общая тенденция функции растворимости железа в алюминии [13]

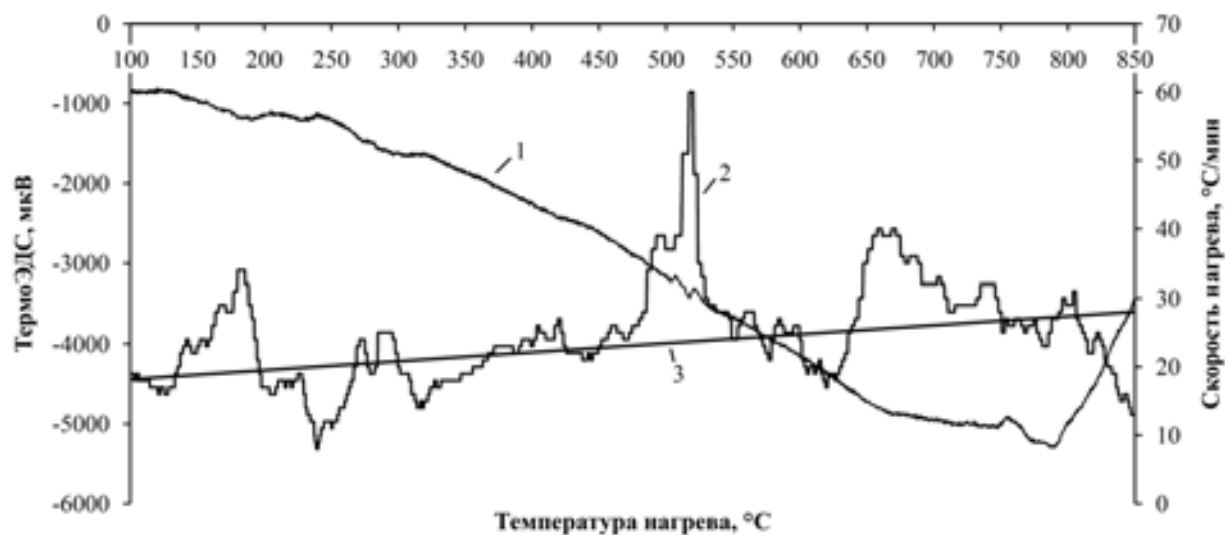


Рис. 2. Результат дифференциально-термического анализа стали Ст0 после термостатической обработки в течение 1 мин при 520 °С:

1 — кривая дифференциального термического анализа; 2 — график скорости нагрева образца; 3 — режим скорости нагрева калориметра

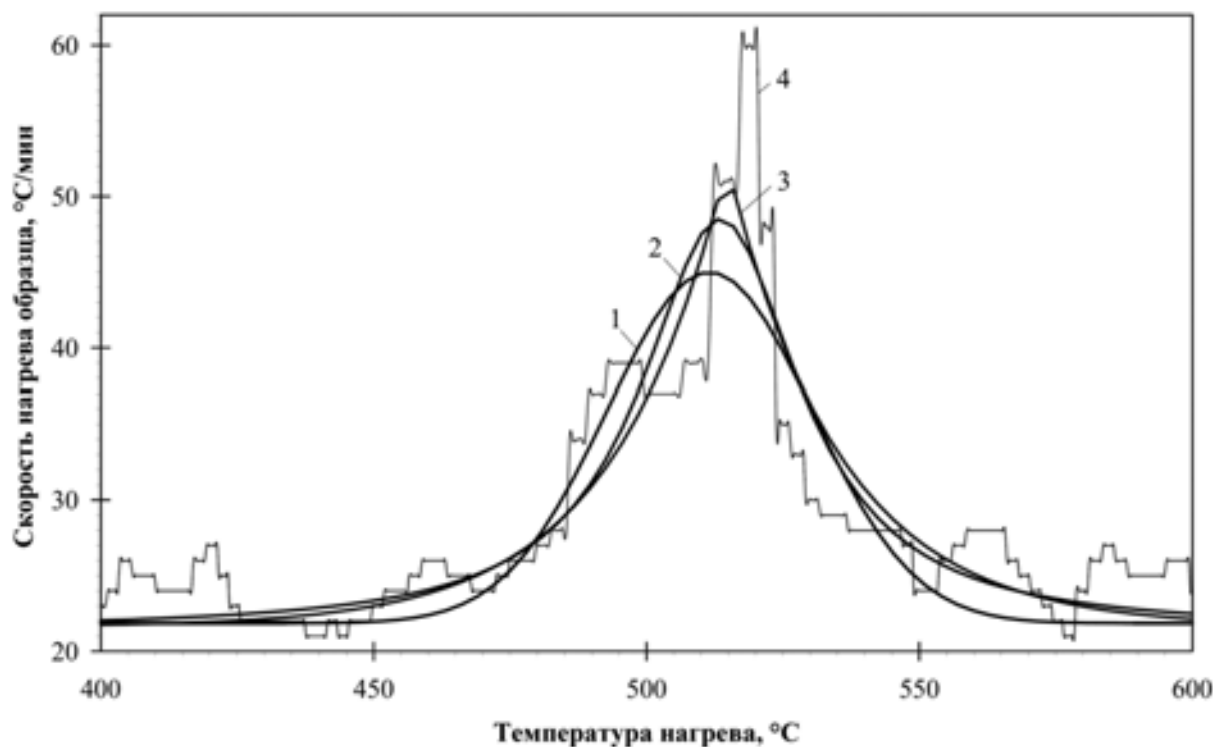


Рис. 3. Тепловой эффект стали в диапазоне температур замедления взаимного смешивания железа и алюминия:

1,3 – распределение Гаусса; 2 – профиль Войта;  
4 – экспериментальная функция скорости нагрева

План эксперимента:

1. Термостатическая обработка в рабочей камере калориметра ДТА–500 стали Ст0 размером 5x5x0,5 мм в течение 1 мин при температуре 520 °С.

2. Резкое охлаждение стали в среде кислорода.

3. Выставление программы нагрева ДТА по линейному закону (рис. 2, график 3).

4. Установка предварительно обработанного образца 5x5x0,5 мм Ст0 на термопару с возможностью одновременного построения графика скорости нагрева (°С/мин) термокамеры и стали.

5. Обработка результатов с прибора ДТА.

Материалы для точечной сварки: техническое железо толщиной 1,5 мм с содержанием углерода  $C < 0,025\%$ ; алюминиевый сплав толщиной 2 мм с системой легирования Mg–1,1 %, Si–0,5 %.

Сварка выполнялась на оборудовании ТКМ – 75 при следующих параметрах: сила тока 80–85 кА, нагрузка около 0,18 МПа, диаметр электрода 5 мм.

Совокупностью методов ИДС–ДТА получен тепловой эффект с резким увеличением скорости нагрева стальной вырезки (рис. 2, 3) в диапазоне 450–550 °С. Следовательно, перегиб на рис. 1 при 500 °С является проявлением свойств железа в составе стали на процесс растворимости в алюминии. Графическое оформление функции нагрева (см. рис. 2, график 2) после термостатической обработки иллю-

стрирует высокую активность в поверхностных слоях металла, так как импульс на датчик термопары поступает в первую очередь с точки соприкосновения. По геометрическому состоянию восходящий фронт пика экспериментальной кривой имеет ступенчатый вид, нисходящий же – более умеренную кривизну (см. рис. 3, график 4), на кривой ДТА зафиксировано незначительное возмущение в тех же координатах. В первом приближении статистический вес состояния вещества в момент превращения можно аппроксимировать распределением Гаусса и профилем Войта (см. рис. 3, графики 1–3).

Изменение наклона площадки снижения растворимости железа в алюминии относительно оси температур (см. рис. 1) или минимизации взаимодействия металлов регулируется введением в зону контакта легирующих металлических и неметаллических добавок. Это необходимая мера управления процессом синтеза. Сводная диаграмма плотностей [14] и результат точечной сварки технического железа и сплава алюминия (рис. 4) подтверждают, что между Fe и Al располагается серия соединений оксидов основных металлов композиции, смешанные кристаллические вещества сложной стехиометрии.

Исследование электронным микроскопом сварного стыка показало серьёзные дефекты со стороны алюминиевого сплава (см. рис. 4): горизонтальная

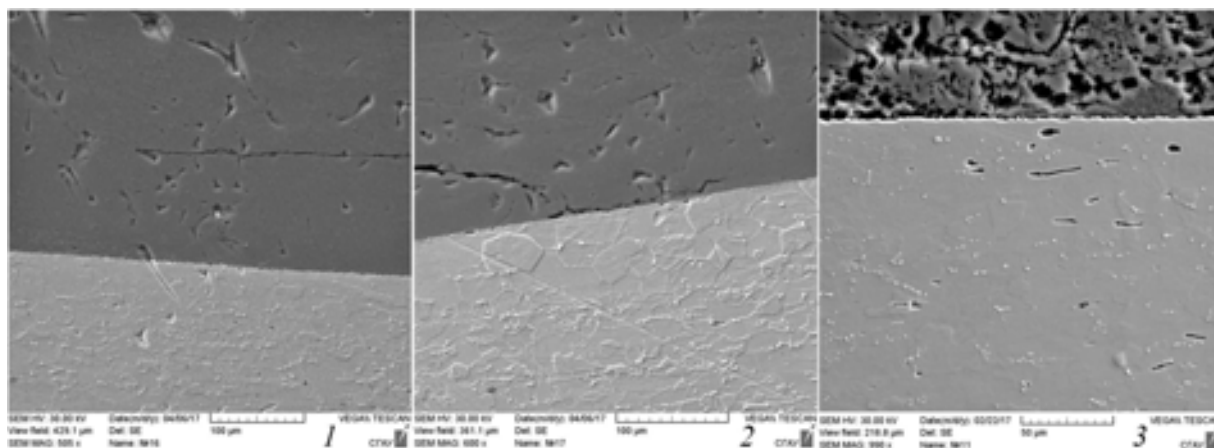


Рис. 4. Микрофотографии сварного стыка сталеалюминиевого композита: 1–х505 периферийная часть точки; 2–х600 периферийная часть точки; 3–х990 центр точки

микротрещина параллельно (1–х505) и в непосредственной близости интерметаллической прослойки (2–х600), высокая пористость (3–х990). На микрофотографии отчётливо виден консолидированный участок неметаллических включений тугоплавких окислов (3–х990, в верхнем правом углу). В середине сварной точки на плоскости железа (3–х990, светлый металл) имеются продолговатые поры размером от 5 до 30 мкм. Ориентация структуры и пустот связана со спецификой направленного воздействия электрического тока и работы пластической деформации.

Участки, подверженные наибольшему воздействию сварочного тока, преобразовались в области пониженной плотности с большим количеством полостей (см. рис. 4; 3–х990) на границе раздела фазовых составляющих материала. Такое состояние интерфазы недопустимо, так как существенно падает прочность сцепления слоёв. Структура на периферии стыка 1, 2 совершенно другая: поры в алюминии обособленные, иной геометрической формы и размера, расположены не так близко друг к другу, как в случае 3. Также заметна тонкая интерметаллическая прослойка, возможно пористая, толщиной около 2–5 мкм. Следовательно, неравномерное распределение энергии электрической дуги от сварочных электродов снизило встречный диффузионный поток металла, как в случае железа с алюминием (см. рис. 1).

**Выводы.** 1. В диапазоне температур 450–550 °С обнаружен экзотермический фазовый переход, влияющий на процесс образования твёрдых растворов, где координата 514,5 °С является границей между метастабильным и нестабильным состояниями фаз.

2. Торможение растворимости Fe в Al запускается сменой фазового состояния структуры железоалюминиевых интерметаллидов  $Fe_3Al_2$  с одной модификации на другую. Начало процесса инициирует ферромагнитная структура железа (см. рис. 1 – 3).

3. В процессе исследования микрофотографий композита обнаружены дефекты, не совместимые с требованиями надёжности и долговечности. Выявлены участки с избыточной пористостью, трещинами и неметаллическими включениями.

4. Таким образом, для обеспечения эксплуатационной надёжности сталеалюминиевого композиционного материала подход соединения разнородных металлов требует более тонкой технологии регулирования структуры и свойств через проектирование состава интерфазы, опираясь на данные растворимости в твёрдом состоянии.

#### БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. Рябов В.Р. Применение биметаллических и армированных сталеалюминиевых соединений / под ред. Э.М. Щербининой. М. : Металлургия, 1975. 288 с.
2. Трыков Ю.П., Гуревич Л.М., Арисова В.Н. Диффузия в слоистых композитах: монография. Волгоград : ВолгГТУ, 2006. 403 с.
3. Толочина А.В. Ударное горячее прессование порошковых интерметаллидов системы Fe–Al // XII Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов», Москва, 13–16 октября 2015 г. : сборник материалов. М. : ИМЕТ РАН, 2015. С. 111–113.
4. Ковалёв В.В., Михеев В.С., Коберник Н.В. Особенности получения сталеалюминиевых соединений методами сварки плавлением // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2016. №4. С. 93–112.
5. Биметаллические сталеалюминиевые соединения в судостроительных корпусных конструкциях / А.С. Орыщенко, Е.П. Осокин, В.И. Павлова, С.А. Заков // Автоматическая сварка. 2009. №10 (678). С. 43–47.
6. Строков О.В. Создание сталеалюминиевых композиционных материалов повышенной термостабильности на основе исследования характера пластической деформации металла в околошовной зоне

при сварке взрывом : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.02.10. Волгоград, 2010. 20 с.

7. Трыков, Ю. П., Гуревич Л.М., Проничев Д.В. Свойства и работоспособность слоистых композиционных материалов. Волгоград: ВолГГТУ, 2011. 88 с.

8. Дорошко Г.П. Условие совместимости металлов за пределом деформирования // Современные металлические материалы и технологии (СММТ' 2015) : Труды международной научно-технической конференции. 23–27 июня 2015 г. СПб. : Изд-во Политехн. ун-та, 2015. С. 560–570.

9. Дорошко Г.П. Дискретная основа химической термодинамики для проектирования структур // 20-я международная конференция по химической термодинамике и калориметрии в России : сборник материалов. Нижний Новгород, 2015. С. 357.

10. Исследование возможности повышения работоспособности сваренного взрывом сталеалюминиевого композита / В.И. Кузьмин, В.И. Лысак, О.В. Строков, В.В. Литвинов // Известия Волгоградского государственного технического университета. 2006. № 9. С. 55–59.

11. Диаграммы состояния двойных металлических систем: справочник: в 3 т. : Т.1 / под общ. ред. Н.П. Лякишева. М. : Машиностроение, 1996. 992 с.

12. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа : справочник / под ред. О.А. Банных, М.Е. Дритца. М. : Металлургия, 1986. 440 с.

13. Кубашевски О. Диаграммы состояния двойных систем на основе железа: пер. с англ. / под ред. Л.А. Петровой. М. : Металлургия, 1985. 184 с.

14. Дорошко Г.П. Введение в температурный анализ свойств материалов / СГАСУ. Самара, 2007. 396 с.

15. Mikheev V.A., Doroshko G.P., Ilyukhin V.N. Constructional materials quality management according to the scanning thermal analyzer // 4th International Science and Technical Conference Metal Physics, Mechanics of Material and deformation processes, METALDEFORM 2015, 14–17 September 2015. Samara : Key Engineering Materials, 2016. Pp. 414–420.

Об авторе:

**БОЧАРОВ Николай Михайлович**  
аспирант кафедры производства строительных материалов, изделий и конструкций Самарский государственный технический университет Академия строительства и архитектуры 443001, Россия, г. Самара, ул. Молодогвардейская, 194  
E-mail: bocharov\_nikolya@mail.ru

BOCHAROV Nikolay M.  
Postgraduate Student of the Production of Building Materials and Structures Chair  
Samara State Technical University  
Academy of Civil Engineering and Architecture  
443001, Russia, Samara, Molodogvardeyskaya str., 194  
E-mail: bocharov\_nikolya@mail.ru

Для цитирования: Бочаров Н.М. Особенности формирования строения сталеалюминиевого композиционного материала // Градостроительство и архитектура. 2018. Т.8, №2. С. 46-50. DOI: 10.17673/Vestnik.2018.02.7.

For citation: Bocharov N.M. Features of the Formation of Steel-Aluminum Composite Material Structure // Urban Construction and Architecture. 2018. V.8, 2. Pp. 46-50. DOI: 10.17673/Vestnik.2018.02.7.