

УДК 621.791.75.042

Бережная Е. В., Турчанин М. А.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СПЛАВООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОКОНТАКТНОЙ НАПЛАВКЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Процесс электроконтактной наплавки характеризуется кратковременностью протекания импульса сварочного тока и высокими скоростями нагрева, поэтому, учитывая низкую тепло и электропроводность применяемых в качестве износостойкой фракции сердечника компонентов, возникает необходимость увеличения содержания электропроводных компонентов в составе порошковой ленты. С этой точки зрения целесообразно в качестве основы матрицы использовать Cu, отличающийся, кроме того, высокой прочностью и пластичностью наплавленного металла. Однако, из-за высокой электро- и теплопроводности меди ее соединение со сталью возможно в основном при контактном плавлении этих металлов [1]. Согласно [2] образуется значительный переходной слой, представляющий собой твердый раствор железа в меди и меди в железе, расположенный в металле стальной детали. Оптимизация технологических параметров процесса электроконтактной наплавки порошковыми лентами с медной матрицей на стальную деталь возможна на основании рассмотрения физико-химических особенностей взаимодействия компонентов расплавов в ходе формирования сварного соединения. Основной информацией о характере межчастичного взаимодействия компонентов металлических расплавов является информация о термодинамических параметрах процесса сплавообразования. При рассмотрении многокомпонентных расплавов целесообразно в первую очередь учитывать взаимодействие основных компонентов, входящих в их состав, в системе. При рассмотрении взаимодействия жидких меди и стали, можно предположить, что определяющим в этом процессе является взаимодействие двух основных компонентов – жидких меди и железа. Поэтому ключевой будет являться информация о взаимодействии компонентов системы Cu–Fe. В этом случае, опираясь на физико-химическое рассмотрение их межчастичного взаимодействия в двухкомпонентном расплаве и характера стабильных и метастабильных превращений с его участием, можно сделать основные выводы о влиянии основных технологических факторов процесса электроконтактной наплавки на свойства, химический и фазовый состав образующегося соединения.

Цель работы – оценить возможность получения качественного наплавленного слоя с высокими механическими свойствами при электроконтактной наплавке композиционных материалов.

Детальный анализ взаимодействия компонентов был проведен на основе информации о фазовых превращениях в системе и о термодинамических свойствах ее фаз. Мощным средством в решении данной задачи является построение и анализ термодинамической модели системы. Диаграмма состояния системы Cu–Fe исследовалась многими авторами [3–10]. В системе имеются три области первичной кристаллизации фаз ϵ , γ и δ и установлено наличие двух перитектических $ж+\delta\leftrightarrow\gamma$ и $ж+\gamma\leftrightarrow\epsilon$ и одного эвтектоидного $\gamma\leftrightarrow\epsilon+\alpha$ превращений. С точки зрения формирования металла соединения между сталью и медью при электроконтактной наплавке особый интерес представляет анализ процессов, которые могут протекать в условиях переохлаждения расплавленного металла на границе «стальная оболочка – медная матрица». Причина подобного интереса может быть объяснена тем, что при охлаждении расплавленной композиции после прекращения действия источника энергии могут создаться условия, приводящие к эффективному переохлаждению жидкого металла. Располагающим к этому фактором является высокая теплопроводность материала свариваемых частей изделий, в особенности медных. Так, в [4] методом измерения магнитной восприимчивости переохлажденных расплавов и микроскопическим анализом закаленных образцов было установлено

расплаивание жидкости с верхней критической точкой 1696 К при $x_{Fe} = 0,56$. Используя технику электромагнитной левитации, авторы [11, 12, 13] исследовали расслоение в сильно переохлажденных расплавах системы, приготовленных из материалов высокой чистоты. Положение границ купола расслоения в этой работе было определено с использованием метода микрорентгеноспектрального анализа. В работе [14] для достижения переохлаждения расплавов был использован метод эвакуации в среду, предотвращающую их гетерогенную нуклеацию (melt fluxing technique), что позволило достичь уровня переохлаждения до 250 К. В этой работе расслоение было установлено методом дифференциально-термического анализа (ДТА) в концентрационном интервале $x_{Fe} = 0,10-0,88$. Наиболее подробно равновесия в переохлажденных расплавах медь-железо были изучены в [10] методом ДТА, электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа. В этой работе, помимо метастабильного расслоения расплава с критической точкой 1704 К при $x_{Fe} = 0,53$, было установлено протекание метастабильного процесса кристаллизации $ж \rightarrow \delta$ в интервале составов $x_{Fe} = 0,43-0,96$ и метастабильного синтектического превращения $ж_1 + ж_2 \leftrightarrow \epsilon$, протекающего при температуре 1405 К. Сопоставление данных разных авторов о положении купола расслоения в переохлажденных расплавах Cu-Fe, (рис. 1) позволяет сделать вывод о том, что этот процесс протекает в концентрационной области, практически симметричной относительно эквиатомного состава, а критическая температура лежит на 20–50 К ниже, чем соответствующая температура ликвидус.

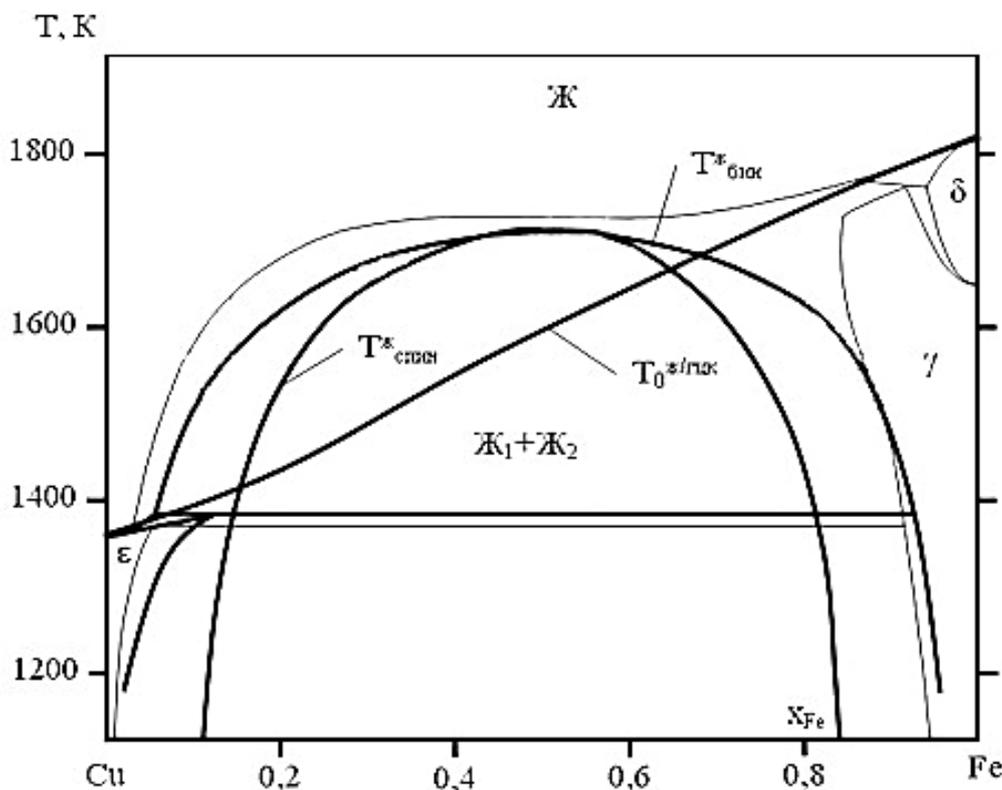


Рис. 1. Диаграмма состояния системы Cu-Fe

На диаграмму состояния нанесена линия $T_{ж/жк}$, представляющая собой геометрическое место точек, отвечающих равенству свободной энергии Гиббса соответствующих фаз, и спинодаль для жидкого раствора, отвечающая точкам, в которых вторая производная свободной энергии Гиббса фазы по составу равна нулю. В области, ограниченной спинодалью, гомогенная фаза не стабильна, и каким-либо дальнейшим превращениям с ее участием

должен предшествовать ее распад. Таким образом, точки пересечения линии T_o ж/гцк и спинодали жидкой фазы будут определять теоретический предел насыщения ε - и γ -фазы в ходе закалки из жидкого состояния. Координаты соответствующих точек пересечения составили $x_{Fe} = 0,194$ при 1430 К для ε -фазы и $x_{Fe} = 0,656$ при 1660 К для γ -фазы.

Таким образом, проведенный анализ показывает, что при переохлаждении расплава, образующегося при электроконтактной наплавке меди на сталь, в нем могут происходить процессы расслоения. Наиболее близко бинадаль этого метастабильного процесса располагается по отношению к равновесной линии ликвидус вблизи эквиатомного состава. Для расплавов с $x_{Fe} = 0,08-0,75$ переохлаждение, необходимое для достижения границ бинадали, не превышает 70 К. При этом, в концентрационном интервале $x_{Fe} = 0,35-0,65$ подобное переохлаждение неизменно приведет к расслоению металла, так как при нем будут достигнуты границы спинодали жидкой фазы. В реальных условиях проведения электроконтактной наплавки такое переохлаждение может быть легко достигнуто, что повлечет за собой расслоение расплава с последующей фиксацией этого состояния в структуре металла соединения (рис. 2).

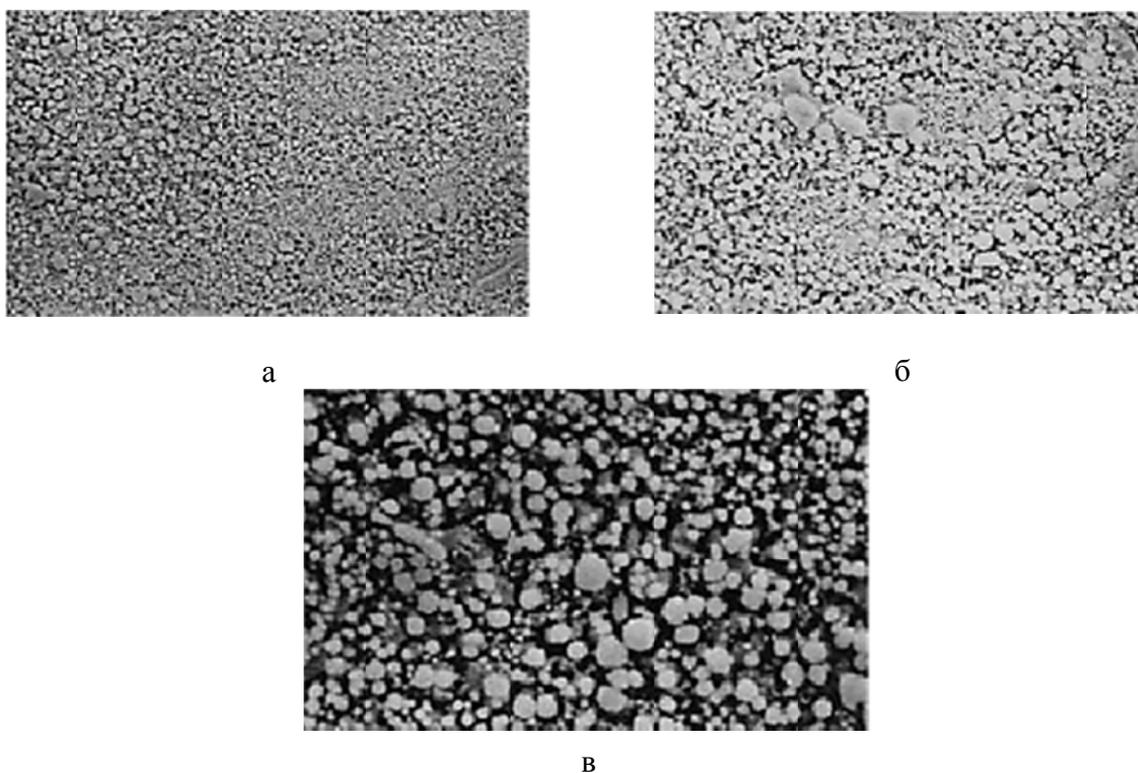


Рис. 2. Микроструктура сплава Cu–Fe с содержанием железа 70,5 % в зоне сплавления ($\times 200$) (а), ($\times 300$) (б) и в наплавленном слое ($\times 500$) (в)

Микроструктура Cu–Fe сплава состоит из сферических частиц, богатых железом, равномерно распределенных в медной основе. Подобная морфология микроструктуры указывает на то, что при таком содержании железа даже при незначительных переохлаждениях достигается бинадаль жидкой фазы, что приводит к метастабильному расслоению расплава (см. рис. 1). Присутствие в расплавах углерода, входящего в состав стали, будет способствовать расслоению расплавов [10]. Поэтому для достижения удовлетворительного качества наплавленного слоя должны быть предприняты меры технологического характера, которые предотвратили бы расслоение расплава за счет его обогащения железом (рис. 3).

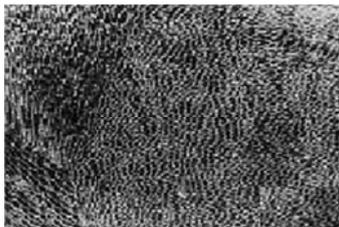


Рис. 3. Микроструктура сплава Cu–Fe с содержанием железа 83,4 % в наплавленном слое ($\times 200$)

Термодинамическое моделирование сплавообразования на границе «стальная оболочка – матрица на основе меди» позволило рекомендовать предельное содержание меди в жидком сплаве менее 20 % (мас.) и научно обосновать выбор состава матрицы. Видно, что при указанном содержании железа в сплаве структура наплавленного слоя мелкозернистая, и каких-либо свидетельств расслоения жидкой фазы нет.

ВЫВОДЫ

Ход процесса электроконтактной наплавки в значительной мере определяется характером диаграмм состояния систем, компоненты которых входят в состав порошковой ленты. Проведенный термодинамический анализ стабильных и метастабильных превращений с участием жидкой Cu–Fe фазы показал, что процессом, оказывающим негативное влияние на качество металла соединения, может быть метастабильное расслоение переохлажденных медно-железных расплавов. Рекомендован концентрационный интервал, которому должен соответствовать состав металла соединения.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кассов В. Д. Исследование теплопроводности шихты порошковых электродов / В. Д. Кассов, В. В. Чigareв, Е. В. Кассова // Тез. докл. междунар науч.-метод. конф. «Современные проблемы сварки и родственных технологий». – Мариуполь: ПГТУ, 2005. – С. 15–16.
2. Электроконтактная наплавка (наварка) бронзы и меди на углеродистую сталь / Ю. В. Клименко, В. Ю. Кузнецов, В. И. Шубин, Л. В. Тарасова // Сварочное производство. – 1981. – № 10. – С. 12–13.
3. Nakagawa Y. Liquid immiscibility in copper-iron and copper-cobalt systems in the supercooled state / Y. Nakagawa // *Acta Metallur.* – 1958. – V. 6. – № 11. – P. 704–711.
4. Wriedt H. A. The solubility of copper in ferrite / H. A. Wriedt, L. S. Darken // *Trans. TMS-AIME.* – 1960. – V. 218. – P. 30–36.
5. Qureshi A. H. Experimentelle Untersuchungen über magnetische Eigenschaften und die Ausscheidungskinetik von Eisen – Kupfer – Legierungen / A. H. Qureshi // *Z. Metallkunde.* – 1961. – V. 52. – P. 799–813.
6. Abrahamson E. P. The lattice parameters and solubility limits of alpha iron as affected by some binary transition-element additions / E. P. Abrahamson, S. L. Lopata // *Trans. Metal. Soc. AIME.* – 1966. – V. 236. – № 1. – P. 76–87.
7. Salje G. Das Kupfer-Eisen Zustandsdiagramm im Bereich von 650 bis 1050C / G. Salje, M. Feller-Kniepmeier // *Z. Metallkunde* – 1978. – V. 69. – № 3. – P. 167–169.
8. Hasebe M. Calculation of phase diagrams of the iron-copper and cobalt-copper systems / M. Hasebe, T. Nishizawa // *CALPHAD.* – 1980. – V. 4. – № 2. – С. 83–100.
9. Lindqvist P. A. On the iron-copper phase diagram / P. A. Lindqvist, B. Uhrenius // *CALPHAD.* – 1980. – V. 4. – № 3. – С. 193–200.
10. Amara S.-E. Stable and metastable equilibria in the binary Fe-Cu and ternary Fe-Cu-C systems / S.-E. Amara, A. Belhadj, R. Kesri, S. Hamar-Thibault // *Z. Metallkd.* – 1999. – V. 90. – № 2. – P. 116–123.
11. Frohberg M. G. Die Messung von Legierungswarmen hochschmelzender metallischer Systeme im elektromagnetischen Schwebefeld / M. G. Frohberg; G. Betz // *Arch. Eisenhüttenwesen.* – 1980. – V. 51. – № 6. – P. 235–240.
12. Dinsdale A. T. SGTE data for pure elements / A. T. Dinsdale // *CALPHAD.* – 1991. – V. 15. – P. 317–425.
13. Inden G. Determination of chemical and magnetic interchange energies in bcc alloys. III. Application to ferromagnetic alloys / G. Inden // *Z. Metallkd.* – 1977. – V. 68. – P. 529–534.
14. Yasutaka L. Калориметрическое изучение теплот смешения жидких сплавов железа / L. Yasutaka, T. Yasuyuki, K. Mitsuo, F. Tasuku, Ban-ya-Shiro // *J. Iron Steel Inst. Jap.* – 1981. – V. 67. – P. 925–932.

Статья поступила в редакцию 01.11.2012 г.