

Вычтем полученные тела из тела сверла, рис. 9. б, и получим модель режущей части шнекового сверла.

ЛИТЕРАТУРА

1. Дечко Э.М. Сверление глубоких отверстий в сталях. – Мн.: Выш. школа, 1979. – 232с., ил. 2. Ящерицын П.И., Дечко Э.М., Ивашин Э.Я., Долгов В.И., Корниевич М.А., Фельдштейн Е.Э. Закономерности процесса резания сталей спиральными сверлами. Материалы научно-технического симпозиума, Вильнюс, ЛитНИИТИ, 1974. 3. Бруйка В.А. Инженерный ил.анализ в ANSYS Workbench: Учеб. пособ./В.А. Бруйка, В.Г.Фокин, Е.А. Солдусова, Н.А. Глозунова, И.Е. Адеянов. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2010. – 271с. 4. О.М. Огородникова. Конструкционный анализ в среде ANSYS: Учебное пособие. Екатеринбург: УГТУ-УПИ, 2004. 68с. 5. Э.М. Дечко, А.В. Воронович. Влияние сил резания на деформации и напряжения в шнековых сверлах. Материалы международной научно-технической конференции «ИННТЕХМАШ-11», г. Полоцк, 2011.

УДК 621.791.72

Девойно О.Г., Кардаполова М.А., Луцко Н.И., Ковальчук А.А.

МИКРОТВЕРДОСТЬ ОДНОСЛОЙНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ САМОФЛЮСУЮЩЕГОСЯ СПЛАВА НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКИ

Белорусский национальный технический университет

Минск, Беларусь

В статье рассматривается метод лазерной наплавки и возможности ее использования для упрочнения новых деталей и восстановления изношенных деталей. Анализируются преимущества лазерной наплавки по сравнению с традиционными методами наплавки. Рассматриваются технологии быстрого прототипирования, в которых используется лазерная наплавка. Рассматривается влияние режимов лазерной наплавки на микротвердость однослойных покрытий из самофлюсующегося сплава на основе никеля.

Лазерная наплавка - это технология создания покрытий, включающая нанесение материалов разной природы на металлическую подложку с использованием в качестве источника энергии лазерного луча [1-4]. Это гибкая технология, которая позволяет нанести покрытие из порошка, подаваемого транспортирующим газом в ванну расплава образуемую на поверхности основы лазерным лучом. Подача порошка может осуществляться как соосно (коаксиально) лазерному лучу, так и вдуванием боковым соплом. Лазерная наплавка может использоваться как для упрочнения новых, так и для восстановления изношенных или поврежденных поверхностей.

Традиционные технологии наплавки, такие как аргонодуговая наплавка присадочной проволокой, полуавтоматическая дуговая проволочная наплавка в углекислом газе и плазменная наплавка при сопоставимых с лазерной наплавкой толщине слоя и производительности, характеризуются большим тепловым воздействием на деталь, приводящим к перекристаллизации и разупрочнению материала основы, а также к большим деформациям длинномерных и крупногабаритных деталей. Особенностью лазерной наплавки является достижение высоких (до 10^7 Вт/м²) плотностей мощности, что обеспечивает возможность локальной обработки поверхности без объемного разогрева детали и позволяет упрочнять детали, на которые невозможно нанести покрытие традиционными методами.

Перспективным направлением развития лазерной наплавки является объединение последней с компьютерным проектированием (CAD) и компьютерным управлением (CAM), робототехникой, сенсорами и управляющими устройствами, когда появляется возможность производить послойное изготовление деталей завершённой геометрии в течение одноступенчатого процесса [5-7]. Дело в том, что одной из наиболее признанных общих проблем современного производства является время, которое затрачивается на получение технологии, а, следовательно, конечной продукции. Особенно актуальна эта проблема для изготовления литейных форм и штампов всех типов, трудозатраты на изготовление которых обуславливают их высокую стоимость. В связи со сказанным многие

производители в последнее время ищут технологии, которые могут произвести продукцию непосредственно из чертежа CAD с точным воспроизведением сконструированной макро и микроструктуры.

Указанные системы актуальны также и для процессов восстановления, причем представляют интерес варианты технологии наплавки, обеспечивающие восстановление размера изношенной детали при воспроизведении исходных свойств рабочих поверхностей. Работы, проводимые в Университете Мичигана США (технология direct metal deposition или DMD), в Национальной лаборатории в Сандии США (технология light engineered net shaping или LENS) и в Национальной лаборатории в Лос Аламосе США (технология direct light fabrication или DLF), в Лаборатории перспективных технологий Шеньяня КНР (технология laser metal deposition shaping или LMDS), а также в других научных центрах мира продемонстрировали, возможность изготовления трехмерных металлических объектов на основании CAD CAM систем на специально спроектированных и изготовленных для этого установках в течение одного производственного цикла [8-14]. При этом обеспечивается комплекс свойств деталей, не уступающий по уровню свойствам деталей, полученных пластической деформацией, что делает такие технологии, получившие общее название - технологии «быстрого прототипирования», потенциально возможными для прямого изготовления деталей и штампов [3].

Исходя из вышесказанного, лазерная наплавка является весьма перспективным объектом исследований.

Учитывая, что процесс лазерной наплавки реализуется путем последовательного нанесения перекрывающихся валиков, актуальными являются вопросы распределения легирующих компонентов и физико-механических свойств по зоне наплавки, чему и посвящена настоящая работа.

Для исследований применяли лазерный технологический комплекс на базе газового CO₂ лазера непрерывного действия «Комета 2» с мощностью излучения до 1000 Вт и 3-х координатной системы для перемещения луча лазера относительно наплавляемых образцов. Схема наплавки показана на рис. 1.

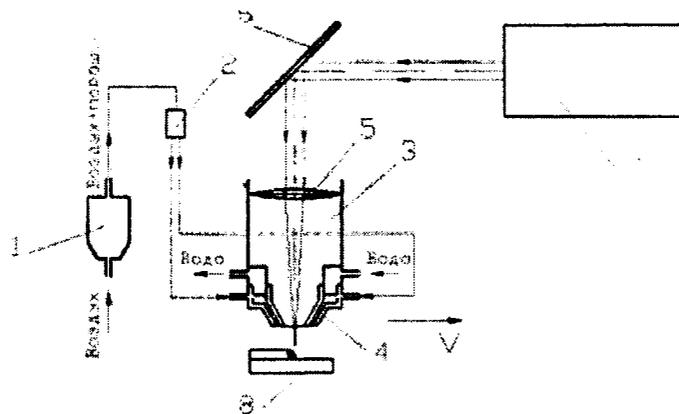


Рис. 1. – Схема лазерной наплавки

Образец 8 устанавливали на поверхность рабочего стола; координатная система, обеспечивала перемещение наплавочной головки-объектива 3 с коаксиальным наплавочным соплом 4, фокусирующей линзой 5 с фокусным расстоянием 202 мм и системой поворотных зеркал 6 относительно образца с заданной скоростью V . Наплавляемый материал в питателе 1 смешивался с воздухом и в виде газопорошковой смеси поступал в распределитель 2, из которого он по четырем трубкам подавался в коаксиальное сопло 4. Луч лазера 7 через систему поворотных зеркал 6 и линзу 5 фокусировали на поверхности образца. Наплавочная головка обеспечивала совпадение зон фокусировки лазерного луча и порошкового материала. Для предотвращения перегрева фокусирующей линзы 5 и сопла 4 в процессе наплавки, в корпусе головки объектива 3 были предусмотрены специальные каналы, через которые протекала проточная вода. Лазерная наплавка производилась при мощности излучения лазера 1000 Вт, дистанциях наплавки 10 и 12 мм (выше или ниже фокуса), скоростях наплавки 1,33; 2,0 и 2,66 мм/с, величине подачи порошка 0,2 г/с параллельными валиками с шагом 1; 1,5 и 2 мм для каждого случая. Наплавку производили на

образцы из стали 45, размерами 25x25x8 мм. В качестве наплавочного материала использовали порошок самофлюсующегося сплава на основе никеля – ПГ-10Н-01 грануляцией 20-80 мкм.

После наплавки образцы разрезали в направлении, перпендикулярном валикам наплавки, изготавливали шлифы. Измерения микротвердости производили на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 1 Н: в поперечном направлении – по линии симметрии валиков из основы к поверхности покрытия с шагом 0,05 мм; в продольном направлении – на уровне на 0,2 мм выше основы, с таким же шагом.

Из приведенных графиков распределения микротвердости по глубине слоя (рис. 2-4. видно, что после того как на границе основа-покрытие происходит возрастание величины микротвердости, в дальнейшем она находится примерно на одном уровне по всей глубине покрытия для каждого режима лазерной обработки. Колебания величины микротвердости для покрытий из самофлюсующегося сплава на основе никеля ПГ-10Н-01 составляют от 1000 до 3000 МПа для разных режимов, что может свидетельствовать о достаточно равномерном распределении фаз в покрытии. Другими словами, из-за высокой скорости охлаждения (10^3 - 10^5 К/с), большинство упрочняющих элементов остаются в твердом растворе γ -Ni матрицы. Небольшие изменения микротвердости связаны скорее всего с супернасыщением этими элементами γ -матрицы, которое связано с повторными нагревами уже наплавленного валика при наплавке соседних валиков. В результате в предшествующем слое могут выделяться некоторые интерметаллические фазы, особенно вблизи ванны расплава и в переходной зоне к твердой фазе, которые и вызывают колебания микротвердости. Графики распределения микротвердости по глубине покрытия также показывают, что, хотя покрытия, полученные методом лазерной наплавки, имеют металлическую связь с основой, переходная зона между покрытием и основой практически отсутствует или совсем невелика.

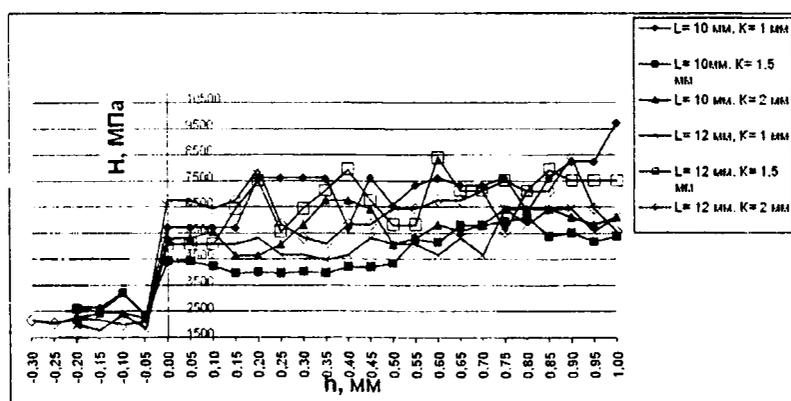


Рис. 2. – Распределение микротвердости по глубине слоя при скорости наплавки $V=1,33$ мм/с

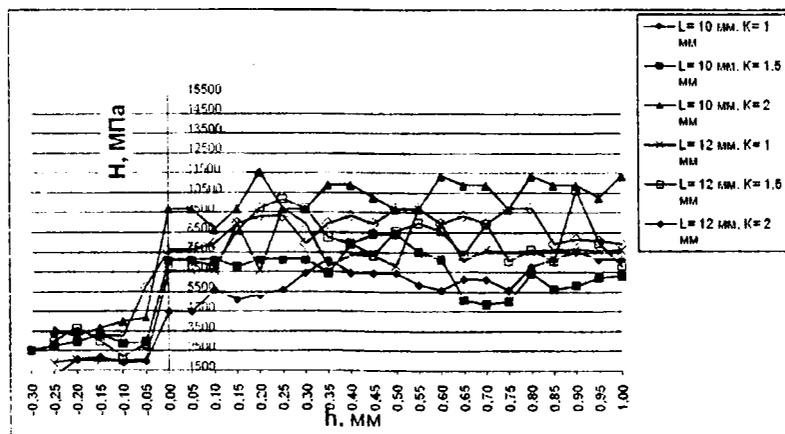


Рис. 3. – Распределение микротвердости по глубине слоя при скорости наплавки $V=2,0$ мм/с

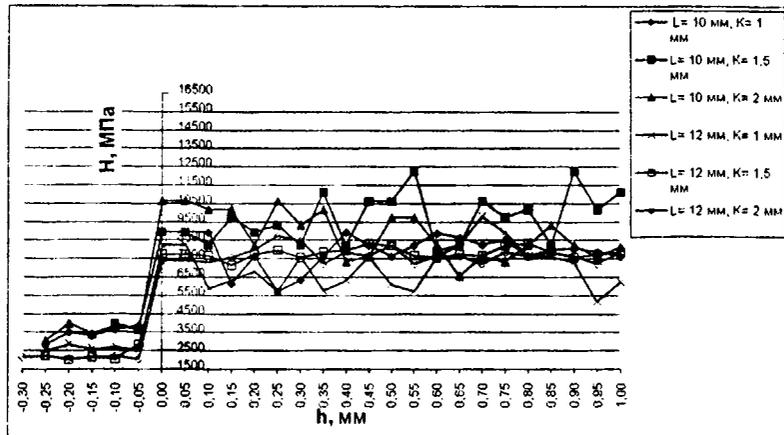


Рис. 4. – Распределение микротвердости по глубине слоя при скорости наплавки $V=2,66$ мм/с

Графики изменения микротвердости в продольном направлении (рис. 5-7.) показывают, что величина микротвердости находится примерно на одном уровне по сравнению с распределением микротвердости в поперечном направлении. Колебания величины микротвердости составляют от 900 до 3000 МПа для разных режимов. Сравнивая рис. 2-4. и 5-7, следует отметить, что микротвердости, измеренные в поперечном и продольном направлениях практически одинаковы, что, скорее всего, указывает на однообразную микроструктуру покрытия на всех образцах, полученных на разных режимах.

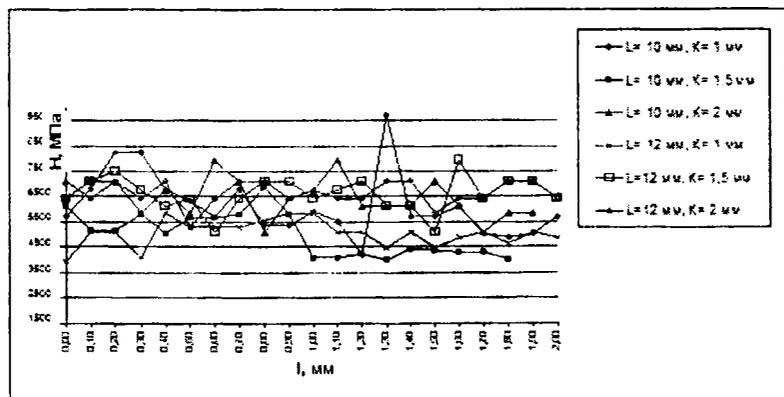


Рис. 5. – Распределение микротвердости в продольном направлении при скорости наплавки $V=1,33$ мм/с

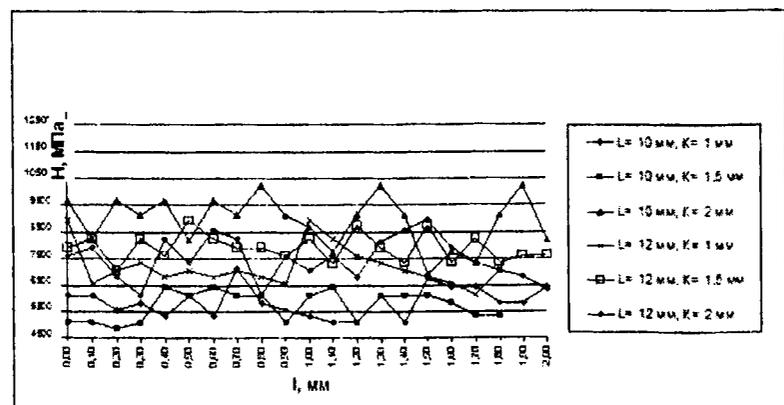


Рис. 6. – Распределение микротвердости в продольном направлении при скорости наплавки $V=2,0$ мм/с

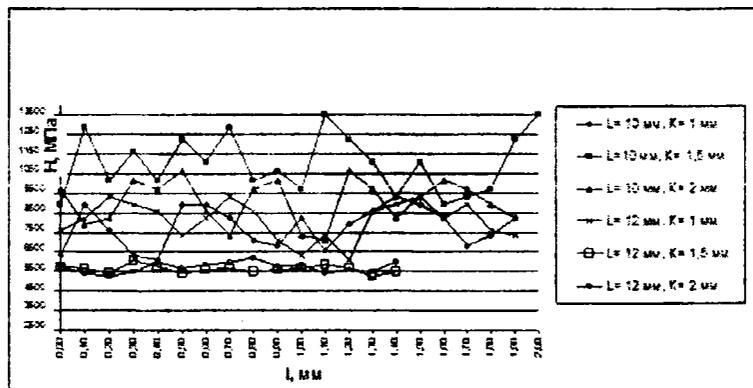


Рис. 7. – Распределение микротвердости в продольном направлении при скорости наплавки $V=2,66$ мм/с

Максимальная величина средней микротвердости покрытий для всех режимов в поперечном и продольном направлениях составляет 9167 МПа, а минимальная величина – 4458 МПа.

На рис. 8. приведены зависимости средней микротвердости покрытия, измеренной в поперечном и продольном направлениях, от скорости наплавки. Из этих зависимостей видно, что при увеличении скорости наплавки от 1,33 мм/с до 2,0 мм/с наблюдается рост средней микротвердости как в поперечном, так и в продольном направлениях сечения, примерно на 2000 МПа. При дальнейшем увеличении скорости наплавки до 2,66 мм/с, величина средней микротвердости уменьшается на 1000 МПа.

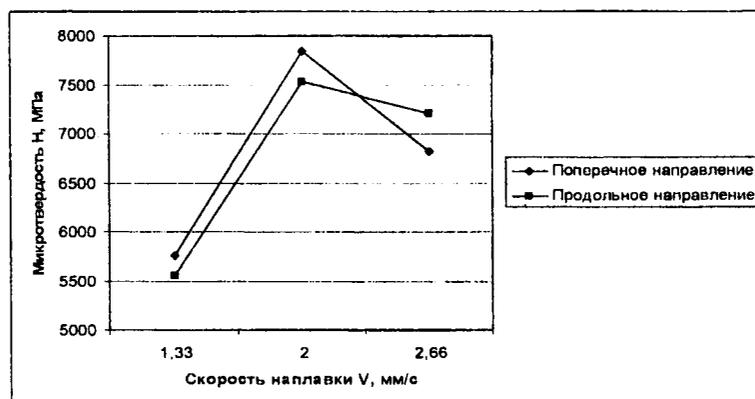


Рис. 8. – Зависимость средней микротвердости от скорости наплавки

Такую зависимость средней микротвердости от скорости наплавки можно объяснить тем, что с изменением скорости наплавки меняется величина удельной энергии E , вводимой в покрытие.

Удельная энергия E (Вт·с/мм² или Дж/мм²) представляется выражением:

$$E = \frac{P}{D \cdot S} \quad (1)$$

где P - мощность лазерного излучения, Вт; D - диаметр лазерного пятна, мм; S - скорость наплавки, мм/с.

В нашем случае, удельная энергия E составляет 626, 416 и 313 Дж/мм² для скоростей наплавки 1,33; 2,0 и 2,66 мм/с, соответственно. При скорости наплавки 1,33 мм/с энергозатраты в покрытие достаточно большой, что скорее всего приводит к перегреву последнего и образованию довольно крупнозернистой структуры, приводящей к небольшой величине средней микротвердости. При скорости наплавки 2,66 мм/с энергозатраты в покрытие уменьшаются в два раза. Соответственно уменьшается размер ванны расплава и увеличивается скорость отвердевания при одном и том же количестве подаваемого порошкового материала. Результатом является неполное сплавление материала валиков по границам зерен и уменьшение средней микротвердости покрытия. При

скорости наплавки 2,0 мм/с энерговклад в покрытие все еще достаточный, чтобы обеспечить образование сравнительно большой ванны расплава, не приводя к перегреву покрытия. В то же время, скорость отвердевания довольно велика для образования оптимальной зернистости структуры, которая и обеспечивает высокое значение средней микротвердости.

Сделанные предположения, хорошо согласуются с известной [15] зависимостью размера зерна d_g от скоростей зарождения и роста кристаллов:

$$d_g = 1,1 \cdot \left(\frac{R}{n} \right)^{3/4}, \quad (2)$$

где n - ($\text{с}^{-1} \cdot \text{см}^{-3}$)- скорость зарождения кристаллов; R - (мм/с)- скорость роста кристаллов.

Известно [15], что скорость роста кристаллов всегда меньше скорости зарождения кристаллов и не зависит от скорости охлаждения и, соответственно, от скорости наплавки. В то же время, скорость зарождения кристаллов возрастает с ростом скорости охлаждения и скорости наплавки, соответственно. По этой причине при увеличении скорости наплавки от 1,33 до 2,0 мм/с, согласно уравнению (2) на фоне роста скорости зарождения кристаллов n , при практически неизменной скорости роста кристаллов – R происходит уменьшение размеров зерен и наблюдается рост микротвердости. При дальнейшем увеличении скорости наплавки до 2,66 мм/с, несмотря на продолжающееся уменьшение размеров зерен, начинает сказываться недостаток вводимой лазером мощности и уменьшение прочности сплавления зерен, что вызывает уменьшение микротвердости.

Таким образом, полученные результаты показывают, что покрытия, полученные лазерной наплавкой самофлюсующегося сплава на основе никеля – ПГ-10Н-01 отличаются равномерным распределением микротвердости по всей массе покрытия, значения микротвердости, измеренные в поперечном и продольном направлениях, практически одинаковы. Максимальная величина средней для всех использованных режимов микротвердости составляет 9167 МПа, а минимальная - 4458 МПа. Графики распределения микротвердости по глубине слоя (поперечное направление) показывают, что несмотря на металлургическую связь с основой, практически не образуется переходная зона между покрытием и основой. Кроме того, зависимости средней микротвердости покрытия от скорости наплавки показывают, что оптимальной скоростью для лазерной наплавки самофлюсующегося сплава на основе никеля ПГ-10Н-01 является скорость – 2,0 мм/с, при которой достигается максимальная микротвердость покрытия 7500-8000 МПа. Полученные результаты хорошо объясняются данными о количестве вводимой удельной энергии и о размерах зерен образующихся при лазерной наплавке.

ЛИТЕРАТУРА

1. John C. Ion, Laser processing of Engineering Materials: principles, procedure and industrial application, Elsevier Butterworth – Heinemann, Burlington, MA, 2005.
2. William M. Steen, Laser Material Processing, third Ed., Springer, London, 2003.
3. E. Toyserkani, A. Khajepour, S. Corbin, Laser Cladding, CRS Press, Boca Raton, Florida, 2005.
4. J.Th.M. De Hosson, V. Ocelik, Functionally graded materials produced with high power lasers, Proceedings of ASTRA- 2003, Hyderabad, India, 2003, p.p. 368-376.
5. I. Yadroitsev, Ph. Bertrand, B. Laget, I. Smurov, J. Nucl. Mater. 362 (2007) 189.
6. W. Lengauer, K. Dreyer, J. Alloys Comp. 338 (2002) 194.
7. Terry Wohlers, Wohlers Report 2005, Rapid Prototyping, Tooling & Manufacturing State of the Industry, Annual Worldwide Progress Report.
8. Koch J., Mazumder J. Rapid prototyping by laser cladding. In: Denney P., Miyamoto I., Mordike BL, editors. Proceedings of ICALEO '93, 1993, vol. 77: p. 556-65.
9. Mazumder J., Koch J., Nagarathnam K., Choi J. Rapid manufacturing by laser aided direct deposition of metals. In: Cadle TM, Narasimhan KS, editors. Advances in powder metallurgy and particulate materials, part 15, Princeton, NJ, Metal Powers Industries Federation(MPIF), 1996. p. 107-18.
10. Mazumder J., Choi J., Nagarathnam K., Koch J., Hetzner D. Direct Metal Deposition (DMD) of H13 tool steel for 30-D components: microstructure and mechanical properties. J Metals 1997; 49 (5): 55-60.
11. Mazumder J., Schifferer A., Choi J. Direct materials deposition: designed macro and microstructure. Mater. Res. Innovat 1999; 3; 118-31.
12. Keicher D.M, Smugersky JE. The laser forming of metallic components using particulate materials. J Metals 1997; 49(5); 51-4.
13. Milewski JO, Lewis GK, Thoma DJ & et al. Directed light fabrication of a solid metal hemisphere using 5-axis powder deposition. J Mater Process Tech 1998; 75 (1-3); 165-72.
14. LONG Ri-sheng, LIU Wei-jun, XING Hua-bing. Numerical simulation of thermal behavior during laser metal deposition shaping. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 18 (2008) 691-699.
15. L. Thivillon, Ph. Bertrand, B. Laget, I. Smurov, Potential of direct metal deposition technology for manufacturing thick functionally graded coating and parts for reactors components, Journal of Nuclear Materials, 385 (2009) 236-241.