

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ИЗНОСОСТОЙКОГО СПЛАВА ПРИ НАПЛАВКЕ ПОРОШКОВОЙ ЛЕНТОЙ ПЛ-АН-111

Б. В. ЕФРЕМЕНКО, А. Г. БЕЛИК, Я. А. ЧЕЙЛЯХ, М. БАХРАМИ АЛАМДАРЛО

Приазовский государственный технический университет. 87500, Донецкая обл., г. Мариуполь, ул. Университетская, 7.  
E-mail: alexbelick@gmail.ua

Проведены исследования температурно-временных условий формирования микроструктуры сплава, получаемого электродуговой наплавкой аустенитного сплава типа 500X40H40C2Г1РЦ порошковой лентой ПЛ-АН-111. Исследование структурообразования наплавленного валика по высоте проводилось моделированием в среде программного продукта ProCAST. Результаты моделирования сопоставляли с реальной микроструктурой износостойкого слоя, полученного электродуговой наплавкой порошковой лентой ПЛ-АН-111. Микроструктуру наплавки исследовали на поперечных микрошлифах, длительно протравленных 4 %-м ниталем, с применением оптического микроскопа Nikon Eclipse M200 и электронного сканирующего микроскопа JSM-6510 LV, оснащенного EDS-анализатором фирмы Oxford Instruments. Применение конечно-элементного моделирования позволило установить, что скорость остывания валика высотой 10 мм и шириной 25 мм, наплавленного порошковой лентой ПЛ-АН-111 на пластину 09Г2С толщиной 15 мм, варьируется от 27,8 до 0,6 °С/с, снижаясь по мере увеличения времени остывания и удаления от зоны сплавления с основой. Кристаллизация сплава типа 500X40H40C2Г1РЦ протекает в интервале температур 1332...1195 °С, начинается с выделения первичных карбидов  $M_7C_3$  и завершается эвтектическим превращением «жидкость → аустенит+ $M_7C_3$ ». Повышение скорости охлаждения до 27,8 °С/с подавляет процесс кристаллизации первичных карбидов  $M_7C_3$ , в результате чего по высоте наплавленного слоя формируется градиентная структура, изменяющаяся от аустенитной бескарбидной (у границы сплавления с основой) до заэвтектической (в верхней части валика). При скорости охлаждения 6,6 °С/с из жидкости в интервале 1332...1274 °С выделяются первичные карбиды  $M_7C_3$ , содержащие в среднем 57,6 % Cr и 2,7 % Ni, что соответствует термодинамически устойчивому состоянию сплава типа 500X40H40C2Г2РЦ. Библиогр. 12, рис. 6.

*Ключевые слова:* порошковая лента, наплавленный слой, микроструктура, компьютерное моделирование, кристаллизация

Нанесение защитных покрытий дуговой наплавкой является одной из наиболее распространенных технологий восстановления и поверхностного упрочнения деталей машин. Среди большого разнообразия наплавочных материалов находят применение высокоуглеродистые композиции на железо-хромо-никелевой основе, образующие твердые карбидные фазы порошковые ленты ПЛ-АН-101, ПЛ-АН-111, ПЛ-АН-150, которые используются для упрочнения контактных поверхностей конусов и чаш засыпных аппаратов доменных печей [1–4]. Химический состав данных порошковых лент обеспечивает формирование в наплавленном слое структуры, стойкой к абразивному, газо-абразивному, эрозионному изнашиванию при повышенных температурах, чему способствует высокая коррозионно- и жаростойкость металла в сочетании с упрочняющими карбидными фазами и соответствующей матрицей [5, 6]. Учитывая сложное легирование Fe–C–Cr–Ni порошковых лент и нестационарный характер протекающих при наплавке процессов, формирование микроструктуры в наплавленном металле может протекать неоднородно, приводя к градиенту свойств по высоте валика. Поскольку триботехнические свойства наплавленного металла определяются

его микроструктурой, важное значение приобретают вопросы управления структурообразованием, особенно на этапе формирования первичной структуры наплавки [7, 8]. Для этого необходимо знать термокинетические особенности кристаллизации и характер фазово-структурных трансформаций в сплаве конкретного химического состава, что требует проведения дополнительных исследований применительно к указанным наплавочным материалам.

Цель работы — исследование температурно-временных условий формирования фаз и их распределения по высоте валика при наплавке износостойкого сплава порошковой лентой ПЛ-АН-111.

**Методика.** Исследовали наплавленный слой, полученный электродуговой наплавкой порошковой проволокой ПЛ-АН-111, обеспечивающей получение сплава типа 500X40H40C2Г1РЦ. Наплавку проводили на лист толщиной 15 мм из стали 09Г2С (ГОСТ 5520) при следующих параметрах: ток дуги —  $700 \pm 50$  А, напряжение —  $32 \pm 2$  В, вылет — 50 мм, скорость наплавки — 32 м/ч, скорость подачи — 41 м/ч.

Термовременные параметры кристаллизации изучали с применением компьютерного моделирования на основе метода конечных элементов [9, 10]. Так как формирование наплавленного металла при определенных допущениях может быть схожим с кристаллизацией отливок, в данной работе использован программный продукт ProCAST, применяемый для проектирования литейных технологий [11]. Моделирование проводилось для случая наплавки порошковой лентой ПЛ-АН-111 валика высотой 10 и шириной 25 мм, начальная температура наплавленного металла была принята 1800 °С, охлаждение — на спокойном воздухе. Результаты моделирования сопоставляли с реальной микроструктурой наплавленного металла. Микроструктуру наплавки исследовали на поперечных микрошлифах после длительного травления 4 %-м ниталем, используя оптический микроскоп Eclipse M200 (Nikon) и электронный сканирующий микроскоп (СЭМ) JSM-6510 LV (JEOL). Фазовый химический состав определяли с помощью энергодисперсионного микроанализатора X-Act (Oxford Instruments). Микротвердость замеряли с помощью микротвердомера FM-300 (Future-Tech) при нагрузке 20...50 г, усредняя значения 5...7 измерений.

**Результаты и обсуждение.** Результаты термодинамического моделирования кристаллизации сплава типа 500X40N40C2Г1РЦ представлены на рис. 1. Как следует из рис. 1, а, кристаллизация протекает в интервале температур 1332...1195 °С. В интервале 1332...1274 °С, согласно рис. 1, б, из жидкости выделяются первичные карбиды на базе хрома  $M_7C_3$ , имеющие ромбоэдрическую решетку пространственной группы  $Pnma$ . Объемная доля первичных карбидов ( $Q$ , %) нарастает с понижением температуры ( $t$ , °С) по линейной зависимости:

$$Q_{M_7C_3} = -0,19t + 248,5.$$

На момент завершения выделения первичных карбидов объемная доля твердой фазы составляет 11 %. Формирование оставшейся доли твердой фазы протекает в интервале 1274...1195 °С за счет эвтектического превращения «Жидкость → Аустенит +  $M_7C_3$ ». Эвтектическое превращение протекает с максимальной скоростью при температурах 1274...1255 °С, когда формируется 84 % твердой фазы сплава; по мере исчерпания превращения его скорость резко падает. На момент завершения кристаллизации в сплаве фиксируется следующий фазовый состав: 11 % первичных карбидов  $M_7C_3$ , 20 % эвтектических карбидов  $M_7C_3$ , 69 % аустенита. Сплав типа 500X40N40C2Г1РЦ является заэвтектическим сплавом с преобладанием эвтектической составляющей. Последующие твердофазные превращения (диффузионные и сдвиговые) в

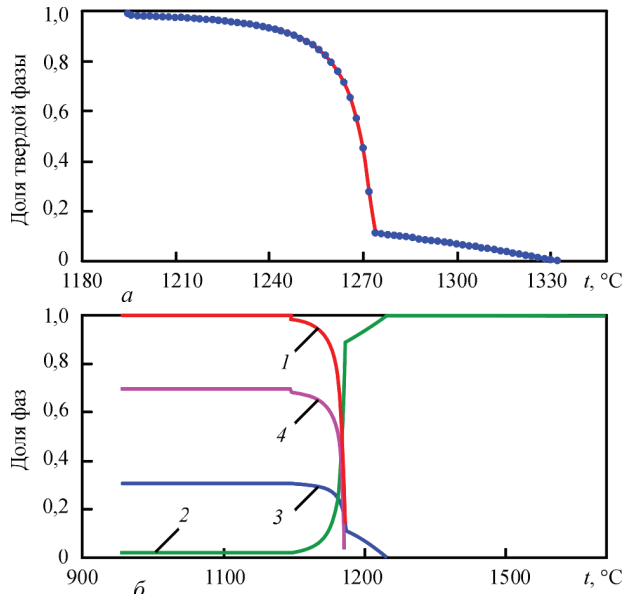


Рис. 1. Расчетные изменения общей объемной доли твердой фазы (а) и отдельных фаз (б) при кристаллизации сплава типа 500X40N40C2Г1РЦ в зависимости от температуры металла: 1 — твердая фаза; 2 — жидкая фаза; 3 —  $M_7C_3$ ; 4 — аустенит

сплаве практически отсутствуют, будучи сильно заторможенными в связи с высоким содержанием хрома и никеля.

На рис. 2 показаны результаты моделирования в виде динамики распределения температуры по сечению кристаллизующегося валика. Остывание сопровождается уменьшением объема жидкого металла, в результате чего с 9 по 59 секунду после начала остывания в верхней части наплавки формируется усадка (в виде плоской площадки) с уменьшением высоты валика. По резуль-

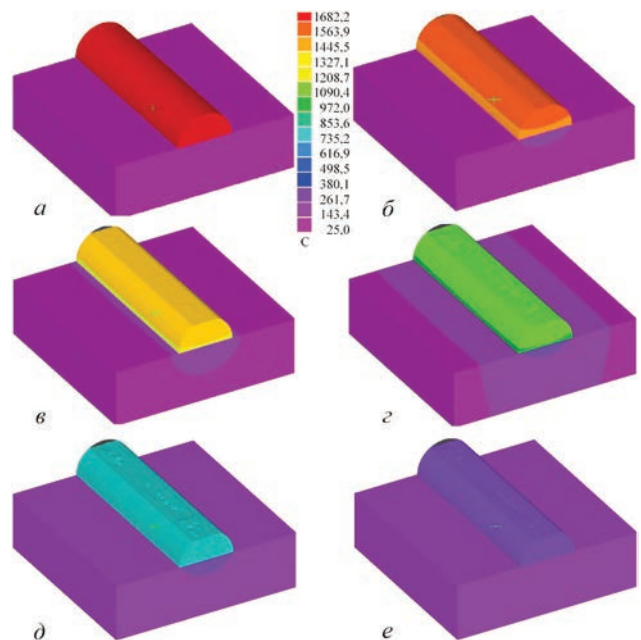


Рис. 2. Динамика температурного поля валика при кристаллизации после наплавки порошковой лентой ПЛ-АН-111: а — 0; б — 19; в — 49; г — 108; д — 164; е — 500 с

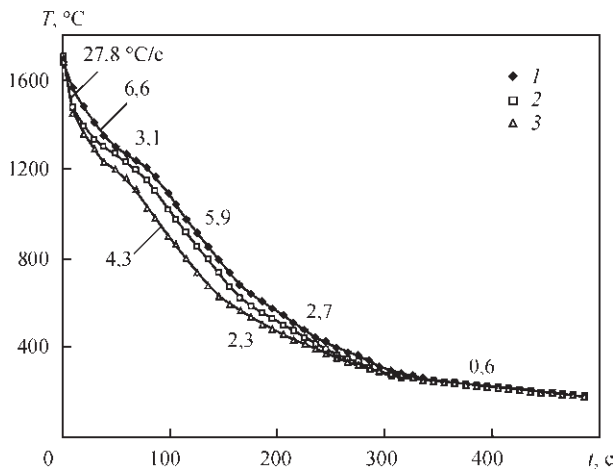


Рис. 3. Расчетные кривые охлаждения слоев валика на различном удалении от поверхности основного металла: 1 — поверхность; 2 — 0,5 высоты; 3 — зона сплавления

татам моделирования были построены кривые охлаждения различных слоев валика. Как следует из рис. 3, кривые можно разделить на несколько участков, отличающихся средней скоростью остывания. Первый участок соответствует жидкому состоянию (до 1332 °С): здесь поверхность валика остывает со средней скоростью 6,6 °С/с; в средней части валика и у границы сплавления средняя скорость охлаждения в четыре раза выше — 27,8 °С/с. На втором участке (в интервале примерно 1330...1200 °С) остывание валика замедляется: на поверхности до 3,1 °С/с, в зоне сплавления — до 4,3 °С/с. Это объясняется выделением скрытой теплоты фазовых превращений при выделении первичных карбидов и формировании аустенито-карбидной эвтектики [12]. Скрытая теплота кристаллизации чугунов составляет 138,2 Дж/кг. После завершения кристаллизации остывание валика ускоряется, достигая 5,9 °С/с при 600 °С; этот участок на кривой охлаждения длится почти 100 с.

Охлаждение наплавленного валика происходит в основном за счет теплоизлучения и отвода тепла в основу. Последняя компонента лимитируется теплопроводностью наплавки. Согласно рис. 4 сплав имеет пониженную теплопроводность, характерную для высоколегированных сплавов. После завершения эвтектического превращения коэффициент теплопроводности ( $\lambda$ ) сплава составляет 19,3 Вт/(м·°С) и постепенно снижается до 14,2 Вт/(м·°С) по мере остывания до 20 °С. Уменьшение  $\lambda$  обуславливает выравнивание температуры по сечению и снижение скорости остывания валика: в интервале 600...300 °С наплавка остывает со средней скоростью 2,5 °С/с; при температурах ниже 300 °С скорость остывания падает до 0,6 °С/с.

Результаты моделирования были сопоставлены с реальной структурой валика, полученного

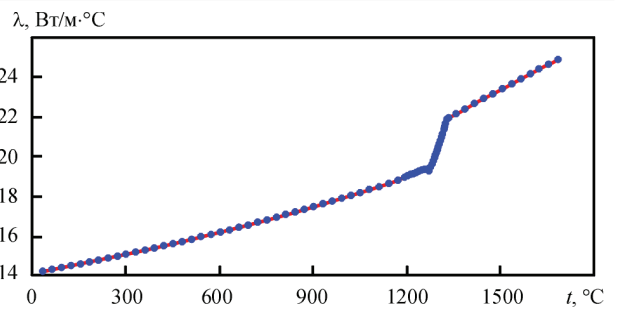


Рис. 4. Расчетное изменение коэффициента теплопроводности сплава типа 500X40N40C2G1PЦ

наплавкой порошковой лентой ПЛ-АН-111. Из рис. 5, а следует, что на границе с основой на глубину до 20 мкм в валике залегает бескарбидный слой твердого раствора (никелевого аустенита) с микротвердостью 3740...3930 МПа. Поскольку аустенит характеризуется пониженным удельным объемом, остывание приграничного слоя сопровождалось возникновением в нем растягивающих напряжений, вызвавших образование микротрещин (рис. 5, б). За бескарбидным слоем следует слой с доэвтектической микроструктурой, сформированный аустенитными дендритами и небольшим количеством эвтектических карбидов (12...20 %) в виде пограничной сетки.

Далее залегает эвтектическая структура, представленная столбчатыми колониями эвтектики «Аустенит+ $M_7C_3$ », ориентированными вдоль направления теплоотвода в основу (рис. 5, в). Микротвердость эвтектических колоний варьируется в пределах 4450...4700 МПа. Эвтектика состоит из вытянутых карбидных волокон, разделенных тонкими аустенитными прослойками; такая структура залегает на половину высоты валика.

В верхней части валика наряду с эвтектикой в структуре выявляются первичные карбиды  $M_7C_3$  в виде призм шириной 2,5...6,3 мкм и длиной 40...70 мкм (показаны на рис. 5, г стрелками); их микротвердость составляет около 13000 МПа. Объемная доля карбидов в средней (эвтектической) части валика колеблется в пределах 33...35 %, в верхней (заэвтектической) части валика — 27...31 %, что близко к значению, полученному моделированием (31 %).

Результаты металлографического анализа показывают, что в наплавленном валике сформировался структурный градиент, т. е. микроструктура наплавленного слоя в целом существенно отличается от результатов моделирования. Лишь верхняя часть валика соответствует термодинамически равновесному состоянию сплава с наличием первичных карбидов  $M_7C_3$ . Отсутствие этой структурной составляющей в остальной части валика объясняется: а — долей участия основного металла в наплавленном, снизившей содержание карбидообразующих элементов (С, Cr)

в металле; б — термокинетическими особенностями кристаллизации наплавки, при которых подавляется кристаллизация первичных карбидов в приграничной и средней зонах валика. Локальным микрорентгеноспектральным анализом было установлено (рис. 6, а, б), что первичные карбиды  $M_7C_3$  содержат в среднем 8,90 % С; 57,63 % Cr, 0,05 % Si; 2,70 % Ni; 1,90 % Mn; 28,42 % Fe. Таким образом, концентрация хрома в первичных карбидах почти в полтора раза превышает его среднее содержание в сплаве. Следовательно, формирование первичного карбида требовало как флуктуационного обогащения жидкости хромом в местах появления зародышей, так и значительных диффузионных потоков атомов хрома для обеспечения роста возникших карбидов. При быстром охлаждении наплавленного металла эти процессы могли быть подавлены, и кинетически более выгодной могла стать эвтектическая реакция, протекающая с образованием более мелких карбидных включений, либо с выделением дендритов пересыщенного аустенита.

Результаты моделирования позволяют установить граничные термовременные условия формирования термодинамически равновесного структурного состояния наплавленного сплава типа 500Х40Н40С2Г1РЦ. Интенсивный отвод тепла от сварочной ванны в основу обеспечил охлаждение приграничного и средней зон со средней скоростью 27,8 °С/с, что затормозило диффузию атомов хрома в жидкости; в результате процесс кристал-

лизации в этих зонах протекал в термодинамически неравновесных условиях без образования первичных карбидов. В отличие от этого, остывание верхней зоны протекало замедленно (6,6 °С/с). Это было связано, во-первых, с тем, что к моменту начала кристаллизации верхней части валика в нижележащих слоях она уже завершилась с выделением скрытой теплоты превращения, что повысило общее теплосодержание наплавки. Подогретый верхний слой оказался экранированным от основного металла ранее затвердевшим приграничным и средним слоями; следовательно, с учетом низкой теплопроводности, характерной для данного сплава, теплоотвод из верхней части в основной металл оказался затрудненным. Таким образом, в этой части наплавки при скорости охлаждения 6,6 °С/с создались благоприятные кинетические условия для формирования первичных карбидов  $M_7C_3$ , что подтверждено результатами микроструктурного исследования (рис. 5, з). Впрочем, и в данном случае эти карбиды имеют относительно небольшие размеры, что указывает на заторможенную кинетику их роста.

В отличие от первичных карбидов, матрица в верхней зоне оказалась обогащена железом (51,94 %) и никелем (33,03 %) при низком содержании хрома (7,64 % Cr). Остальные элементы: 5,18 % С; 1,67 % Si; 0,50 % Mn (рис. 6, а, в). Содержание никеля в матрице оказалось ниже ожидаемого, что связано с частичным растворением никеля в карбидах  $M_7C_3$  (2,70 %). Необычно вы-

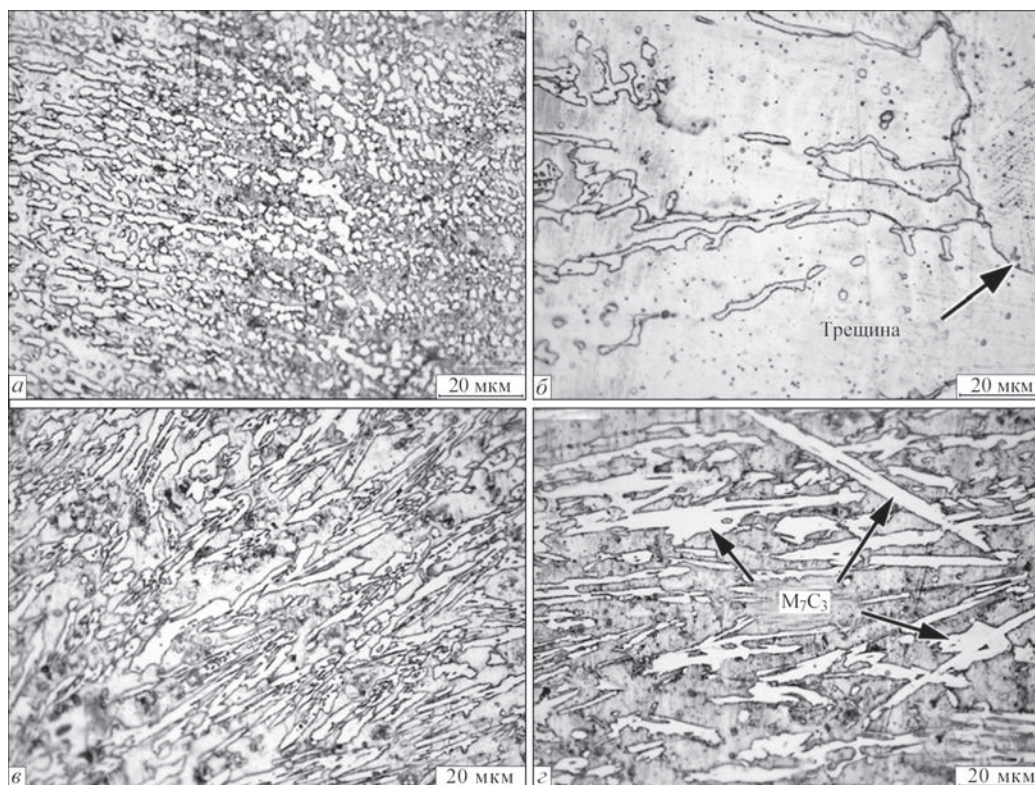
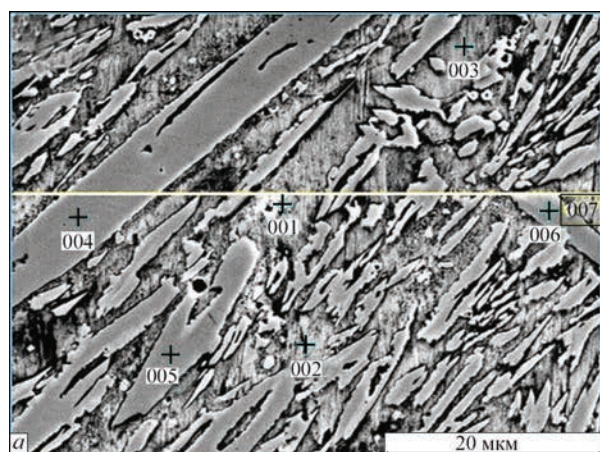


Рис. 5. Микроструктура валика, наплавленного порошковой лентой ПЛ-АН-111: зона сплавления с основным металлом (а, б); средняя (эвтектическая) зона валика (в); верхняя (заэвтектическая) зона валика (з)



1, отн. ед.

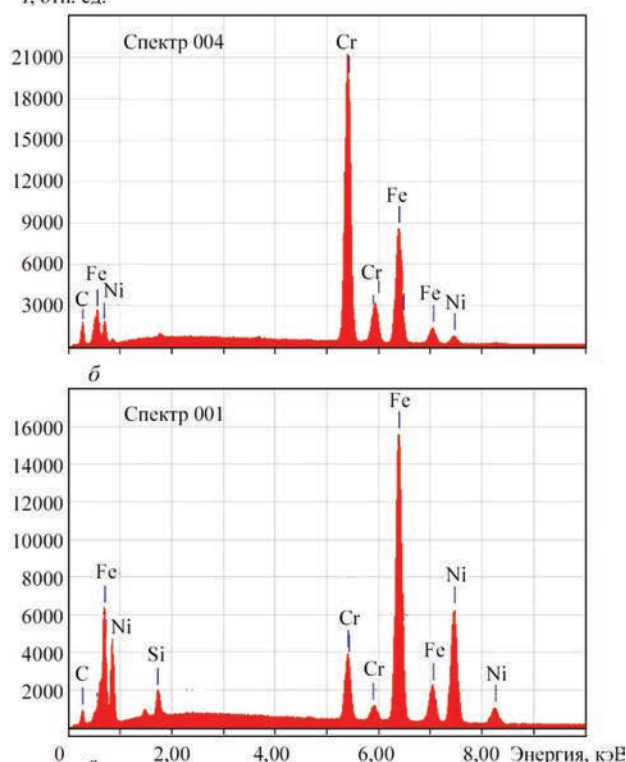


Рис. 6. Участки локального микроанализа (а) и соответствующие спектры, полученные с первичного карбида  $M_7C_3$  (б) и аустенита (в)

сокая концентрация никеля в хромистых карбидах объясняется общим высоким содержанием этого элемента в сплаве, что, очевидно, изменяет стехиометрию фаз относительно хромо-никелевых сплавов на основе железа.

## Выводы

1. Изучено формирование структуры износостойкого сплава при механизированной электродуговой наплавке порошковой лентой ПЛ АН-111 с применением конечно-элементного моделирования, что позволило установить последовательность послойного формирования износостойкой структуры в наплавленном слое.

2. Показано, что кристаллизация наплавленного металла протекает в неравновесных условиях,

в результате чего в нем формируется градиентная структура, изменяющаяся от аустенитной на границе сплавления с основным металлом до ледебуритной в верхней части валика, где формируются первичные карбиды  $M_7C_3$ , содержащие 57,6 % Cr и повышенное количество никеля (2,7 %).

3. Согласно результатам моделирования установлено, что повышение скорости охлаждения валика до 27,7 °С/с подавляет процесс кристаллизации первичных карбидов  $M_7C_3$ , в результате чего в наплавленном слое формируется доэвтектическая или эвтектическая структура с объемной долей карбидов 33...35 %. При скорости охлаждения 6,6 °С/с из жидкости в интервале 1332...1274 °С выделяются первичные карбиды  $M_7C_3$ , а затем протекает эвтектическая реакция, что соответствует термодинамически стабильному состоянию сплава типа 500Х40Н40С2Г1РЦ.

## Список литературы

1. Чигарев В. В., Белик А. Г. (2011) Порошковые ленты для наплавки. *Сварочное производство*, **8**, 38–44.
2. Жудра А. П., Ворончук А. П. (2012) Наплавочные порошковые ленты. *Автоматическая сварка*, **1**, 39–44.
3. Chigarev V. V., Belik A. G. (2012) Flux-cored strips for surfacing. *Welding International*, **26**, 975–979.
4. Гладкий П. В., Кондратьев И. А., Юматов В. И., Жудра А. П. (1991) *Наплавочные порошковые ленты*. Справочник. Киев, Тэхника.
5. Малинов В. Л., Чигарев В. В., Воробьев В. В. (2012) Новые порошковые ленты для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного и газообразного воздействия. *Зб. наук. пр.: Захист металургійних машин від поломок*. ПДТУ, Маріуполь, Вип. 14, 252–258.
6. Шлапак Л. С., Шихаб Т., Присяжнюк П. Н., Яремий И. П. (2016) Формирование структуры кермета на основе карбида хрома с медно-никелево-марганцевой связкой. *Металлофизика и новейшие технологии*, **38**, **7**, 969–980.
7. Lin C.-M., Chang C.-M., Chen J.-H. et al. (2010) Microstructure and wear characteristics of high-carbon Cr-based alloy claddings formed by gas tungsten arc welding (GTAW). *Surf. and Coat. Technology*, **205**, 2590–2596.
8. Klimpel A., Dobrzanski L. A., Lisiecki A., Janicki D. (2005) The study of properties of Ni–WC wires surfaced deposits. *J. of Materials Processing Technol.*, **164-165**, 1046–1055.
9. Schneider M. C., Gu J. P., Beckermann C. et al. (1997) Modeling of Micro- and Macro-segregation and Freckle Formation in Single-Crystal Nickel-Base Superalloy Directional Solidification. *Metall. and Mater. Transactions A*, **28A**, 1517–1531.
10. Murugan S., Kumar P. V., Gill T. P. S. et al. (1999) Numerical modelling and experimental determination of temperature distribution during manual metal arc welding. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **4**, **6**, 357–364.
11. Abdullin A. D., Ershov A. A. (2014) End-to-end simulation of casting and metal-forming operations with ProCAST and Qform software. *Metallurgist*, **58**, **5**, 339–345.
12. Carvill J. (1993) *Mechanical Engineer's Data Handbook*, Oxford.

## References

1. Chigarev V.V., Belik A.G. (2011) Flux-cored strips for surfacing. *Svarochn. Proizvodstvo*, **8**, 38-44 [in Russian].
2. Zhudra A.P., Voronchuk A.P. (2012) Cladding flux-cored strips (Review). *The Paton Welding J.*, **1**, 34-38.
3. Chigarev V.V., Belik A.G. (2012) Flux-cored strips for surfacing. *Welding International*, **26**, 975-979.

4. Gladky P.V., Kondratiev, I.A. Yumatova, V.I. et al. (1991) *Cladding flux-cored strips. Manual*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
5. Malinov V.L., Chigarev V.V., Vorobiov V.V. (2012) *New flux-cored strips for surfacing of parts operating under conditions of abrasive and gas-abrasive action*. In: *Protection of metallurgical machines from failures: Transact. Mariupol: PDTU, Issue 14, 252-258* [in Russian].
6. Shlapak L.S., Shikhab T., Prisyazhnyuk P.N., Yaremiy I.P. (2016) Structure formation of the chromium carbide-based cermet with copper-nickel-manganese binder. *Metallfizika i Novejshie Tekhnologii*, 38(7), 969-980 [in Russian].
7. Lin C.-M., Chang C.-M., Chen J.-H. et al. (2010) Microstructure and wear characteristics of high-carbon Cr-based alloy claddings formed by gas tungsten arc welding (GTAW). *Surf. and Coat. Technol.*, 205, 2590-2596.
8. Klimpel A., Dobrzanski L.A., Lisiecki A., Janicki D. (2005) The study of properties of Ni-WC wires surfaced deposits. *J. of Materials Processing Technology*, 164-165, 1046-1055.
9. Schneider M.C., Gu J.P., Beckermann C. et al. (1997) Modeling of micro- and macrosegregation and Freckle formation in single-crystal nickel-base superalloy directional solidification. *Metal. and Mater. Transact. A*, 28A, 1517-1531.
10. Murugan S., Kumar P.V., Gill T.P.S. et al. (1999) Numerical modeling and experimental determination of temperature distribution during manual metal arc welding. *Sci. and Technol. of Welding & Joining*, 4(6), 357-364.
11. Abdullin A.D., Ershov A.A. (2014) End-to-end simulation of casting and metal-forming operations with ProCAST and Qform software. *Metallurgist*, 58(5), 339-345.
12. Carvill J. (1993) *Mechanical Engineer's Data Handbook*, Oxford.

Б. В. Єфременко, О. Г. Білик, Я. О. Чейлях,  
М. Бахрамі Аламдарло

Приазовський державний технічний університет.  
87500, Донецька обл., м. Маріуполь,  
вул. Університетська, 7. E-mail: alexbelick@gmail.ua

#### ДОСЛІДЖЕННЯ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ЗНОСОСТІЙКОГО СПЛАВУ ПРИ НАПЛАВЛЕННІ ПОРОШКОВОЮ СТРІЧКОЮ ПЛ-АН-111

Проведено дослідження температурно-часових умов формування мікроструктури сплаву, отриманого електродуговим наплавленням аустенітного сплаву типу 500X40N40C2Г1РЦ порошковою стрічкою ПЛ-АН-111. Дослідження структуроутворення наплавленого валика за висотою проводилося моделюванням в середовищі програмного продукту ProCAST. Результати моделювання порівнювали з реальною мікроструктурою зносостійкого шару, отриманого електродуговим наплавленням порошковою стрічкою ПЛ-АН-111. Мікроструктуру наплавленого шару досліджували на поперечних мікрошліфах, які тривалий час протравлювали 4%-м ніталем, з використанням оптичного мікроскопа Nikon Eclipse M200 і електронного скануючого мікроскопа JSM-6510 LV, оснащеного EDS-аналізатором фірми Oxford Instruments. Застосування кінцево-елементного моделювання дозволило встановити, що швидкість охолодження валика висотою 10 мм і шириною 25 мм, наплавленого порошковою стрічкою ПЛ-АН-111 на пластину 09Г2С товщиною 15 мм, варіюється від 27,8 до 0,6 °C/s, знижуючись зі збільшенням часу охолодження і віддаленням від зони сплавлення з основою. Кристалізація сплаву типу 500X40N40C2Г1РЦ протікає в інтервалі температур 1332...1195 °C, починається з виділення первинних карбідів

$M_7C_3$  і завершується евтектичним перетворенням «рідина → аустеніт +  $M_7C_3$ ». Підвищення швидкості охолодження до 27,8 °C/s пригнічує процес кристалізації первинних карбідів  $M_7C_3$ , в результаті чого по висоті наплавленого шару формується градієнтна структура, що змінюється від аустенітної безкарбідної (біля межі сплавлення з основою) до заевтектичної (у верхній частині валика). При швидкості охолодження 6,6 °C/s з рідини в інтервалі 1332...1274 °C виділяються первинні карбіди  $M_7C_3$ , що містять в середньому 57,6Cr і 2,7Ni, що відповідає термодинамічно стійкому стану сплаву типу 500X40N40C2Г1РЦ. Бібліогр. 12, рис. 6.

*Ключові слова:* порошкова стрічка, наплавлений шар, мікроструктура, комп'ютерне моделювання, кристалізація

B.V. Efremenko, A.G. Belik, Ya. A. Cheilyakh,  
M. Bakhrami Alamdarlo

Pre-Azov State Technical University (PSTU).  
7 Universitetskaya Str., 87500, Mariupol,  
Donetsk Region, Ukraine. E-mail: alexbelick@yandex.ua

#### INVESTIGATION OF FORMATION OF STRUCTURE OF WEAR-RESISTANT ALLOY IN SURFACING USING POWDER STRIP PL-AN-111

The investigations of temperature-time conditions of formation of microstructure of the alloy produced by electric arc surfacing of austenitic alloy of the type 500Kh40N40S2G2RTs using the powder strip PL-AN-111 were carried out. The investigation of structure formation of deposited bead over the height was carried out by modeling in the environment of the software product ProCAST. The simulation results were compared with the real microstructure of wear-resistant layer produced by electric arc surfacing using the powder strip PL-AN-111. The microstructure of surfacing was investigated on cross-microsections continuously etched with 4% nital, using the optical microscope Nikon Eclipse M200 and the electronic scanning microscope JSM-6510 LV, equipped with the EDS-analyzer of Oxford Instruments. The application of finite element modeling allowed establishing that the cooling rate of the bead of 10 mm height and 25 mm width deposited applying the powder strip PL-AN-111 on the plate 09G2S with the thickness of 15 mm, varies from 27.8 to 0.6 °C/s, decreasing at the increases in cooling time and removing from the fusion zone with the base. The crystallization of the alloy of the type 500Kh40N40S2G2RTs takes place in the temperature range of 1332...1195 °C, it starts with the evolution of primary carbides  $M_7C_3$  and is completed by the eutectic transformation «liquid → austenite +  $M_7C_3$ ». The increase in cooling rate up to 27.8 °C/s suppresses the crystallization process of primary carbides  $M_7C_3$ , as a result of which a gradient structure is formed over the height of the deposited layer, varying from austenitic non-carbide (near the fusion boundary with the base one) to the hypereutectic (in the upper part of the bead). At the cooling rate of 6.6 °C/s, from the liquid the primary carbides  $M_7C_3$  are evolved in the interval of 1332...1274 °C, containing in average 57.6% Cr and 2.7% P, which corresponds to the thermodynamically stable state of the alloy of the type 500Kh40N40S2G2RTs. 12 Ref., 6 Fig.

*Keywords:* powder strip, deposited layer, microstructure, computer simulation, crystallization

Поступила в редакцію 31.01.2017