

проявляется в образовании наноразмерных кристаллитов и приводит к формированию текстурированного стилвеллита состава  $\text{LaBSiO}_5$  и  $\text{LaBGeO}_5$ .

### Список литературы

1. Ю.И. Головин, «Магнитопластичность твердых тел», М., «Машиностроение-1», 1998, с.9 – 92.
2. Y. Takahashi, Y. Benino, T. Fujiwara, and T. Komatsu, «Second harmonic generation in transparent surface crystallized glasses with stillwellite-type  $\text{LaBGeO}_5$ »/ Journal of applied physics, volume 89, number 10, 15 may 2001.
3. Y. Takahashi, Y. Benino, V. V. Dimitrov & T. Komatsu, «Transparent optical nonlinear crystallised glasses with ferroelectric  $\text{LaBGeO}_5$ »/ Phys. Chem. Glasses, 2000, 41 (5), 225-228.
4. С.А. Дембовский, Е.А. Чечеткина, С.А. Козохин, «Аномальное влияние слабых магнитных полей на диамагнитные стеклообразные полупроводники», Письма в ЖЭТФ, 1985, том 41, вып. 2, стр. 74 – 76.
5. Стефанович С.Ю., Милль Б.В., Буташин А.В. «Сегнетоэлектричество и фазовые переходы в стилвеллите  $\text{LaBGeO}_5$ », Кристаллография, 1992, том 37, вып.4, с.965-970.
6. Дистлер Г.И., Каневский В.М. и др., «О влиянии слабого магнитного поля на реальную структуру твердых тел», Доклады АН СССР, 1983, т.268, №3, с.591-593.
7. Власов В.П., Каневский В.М., Пурцхвандзе А.А., «Оже-электронная спектроскопия полупроводниковых кристаллов после воздействия импульсного магнитного поля», ФТТ, 1991, т.33, №7, с.2194-2197
8. А.М. Кугушев, Н.С. Голубева «Основы радиоэлектроники», М., «Энергия», 1969г., 880с., с.29 – 50.

УДК 621.793:620.172

## РАСПРЕДЕЛЕНИЕ МАКРОНАПРЯЖЕНИЙ В СТРУКТУРЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ВЫСОКОАЗОИСТОЙ СТАЛИ С КАРБОНИТРИДНЫМ УПРОЧНЕНИЕМ, ПОЛУЧЕННОГО ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ НАПЛАВКОЙ

Наркевич Н. А., Гальченко Н. К., Миронов Ю. П., Белюк С. И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г.Томск, Россия*

Проблема повышения стойкости и увеличения ресурса работы высокоответственных деталей машин и оборудования из конструкционных материалов в условиях высокотемпературных воздействий, агрессивных сред, трения решается различными способами. Одним из наиболее распространенных из них является нанесение на рабочие и изнашиваемые поверхности деталей покрытий методами наплавки. Метод электронно-лучевой наплавки имеет ряд преимуществ перед другими, а использование в качестве наплавочного материала композиционного порошка на основе высокоазотистой стали позволяет формировать покрытие с высокой стойкостью против абразивного изнашивания [1]. Одним из недостатков всех методов наплавки, в том числе, и электронно-лучевой, является растрескивание, поводка и коробление наплавляемых деталей, обу-

словленные разными коэффициентами термического расширения материалов подложки и покрытия. Для получения качественных покрытий необходимо знать величину макронапряжений, возникающих в результате наплавки, и методами термической обработки, оптимизацией состава наплавляемого порошка и режимов наплавки направленно их уменьшать.

В работе исследовали композиционный материал на основе стали X20AG20, наплавленный в несколько проходов до получения слоя в 6 мм на подложку из стали 3 толщиной 3 мм на установке ЭЛУ-5. Наплавленный слой формировался путем подачи порошка через дозатор непосредственно в жидкометаллическую ванну, сформированную электронным пучком. Структуру покрытия исследовали на металлографическом микроскопе МИМ-9, фазовый состав определяли на дифрактометре ДРОН-4М, распределение легирующих элементов определяли методом микрорентгеноспектрального анализа. Величину макронапряжений определяли по методике [2]. Модуль упругости  $E$  определяли на приборе Nano-Hardness tester при воздействии алмазного индентора на поверхность травленого шлифа нагрузкой 20 г.

При исследовании структуры, фазового и химического составов наплавленного покрытия была установлена их неоднородность по глубине. На рис. 1 показано изменение фазового состава покрытия по глубине.

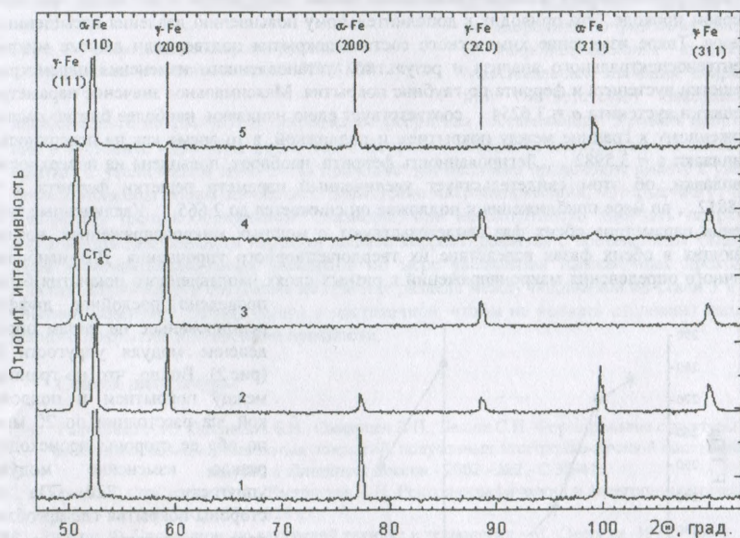


Рис. 1. Послойное определение фазового состава покрытия из X20AG20, фрагменты дифрактограмм: 1 – подложка, 2 – граница покрытие-подложка, 3 – покрытие на глубине 4 мм, 4 – покрытие на глубине 2,5 мм, 5 – поверхность покрытия.

Фазовый состав наплавленного покрытия идентифицирован как феррито-аустенитная матрица с включениями карбидов хрома  $Cr_6C$ . Неоднородность фазового состава, определенная перемещением невращающегося образца относительно рентгеновского излучения дифрактометра от поверхности наплавки к подложке, проявляется

в существенном количественном изменении соотношения аустенита и феррита – основных фаз в исследуемом материале. На поверхности наплавки преобладающим является  $\alpha$ -Fe, а по мере приближения к переходной зоне количество  $\alpha$ -Fe уменьшается, в структуре преобладает аустенит. Неоднородность фазового состава наплавленного покрытия можно объяснить тем, что легирующие элементы при высокотемпературном процессе формирования покрытия имеют разное давление насыщенного пара [3]. Например, при температуре  $2000^{\circ}\text{C}$  давление насыщенного пара у Si, содержащегося в количестве  $\approx 1\%$  в наплавочном порошке, меньше, чем у Mn на три порядка, меньше, чем у Cr в 15 раз и в 10 раз меньше, чем у  $\gamma$ -Fe. При многопроходной наплавке в первом слое происходит перемешивание материала подложки с наплавочным порошком. При этом наиболее активно испаряются аустенитообразующие элементы Mn и N, входящие в состав порошка. При каждом последующем проходе, увеличивающемся слой покрытия, с одной стороны увеличивается общая легированность за счет введения новой порции порошка, с другой, усиливается испарение элементов, имеющих высокое давление насыщенного пара, так как они теперь уже являются и частью подложки и входят в состав наплавочной смеси.

Кроме того, по мере увеличения толщины покрытия увеличивается температура подложки и, следовательно, при одинаковой плотности мощности электронного пучка в зоне формирования жидкометаллической ванны температура будет выше, чем при первом проходе. Это приводит к дополнительному повышению давления насыщенных паров. Такое изменение химического состава покрытия подтвердили данные микрорентгеноспектрального анализа и результаты установленного изменения параметров решетки аустенита и феррита по глубине покрытия. Максимальное значение параметра решетки аустенита  $a = 3,6254$  соответствует слою наплавки, наиболее близко расположенному к границе между покрытием и подложкой, в то время как на поверхности наплавки  $a = 3,5982$ . Легированность феррита, наоборот, повышена на поверхности наплавки, об этом свидетельствует увеличенный параметр решетки феррита  $a = 2,8812$ , по мере приближения к подложке он снижается до  $2,665$ . Увеличенные значения параметров обеих фаз свидетельствуют о мощных микронапряжениях, возникающих в обеих фазах вследствие их твердорастворного упрочнения. Для наиболее точного определения макронапряжений в разных слоях наплавленного покрытия было

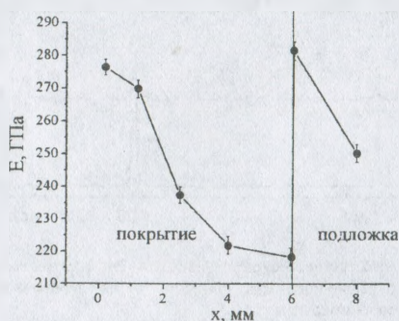


Рис. 2. Распределение модуля упругости в наплавке композита на основе X20AG20.

проведено послойное дифференцированное по фазам определение модуля упругости  $E$  (рис.2). Видно, что на границе между покрытием и подложкой, на расстоянии по 20 мкм по обе ее стороны происходит резкое изменение модуля упругости, от 220 ГПа со стороны покрытия где преобладает в структуре  $\gamma$ -Fe до 280 ГПа со стороны подложки со структурой  $\alpha$ -Fe. Результаты послойного определения макронапряжений представлены на рис.3. Видно, что максимальные значения макронапряжений, определенные по плоскостям (310)  $\alpha$ -Fe и (400)  $\gamma$ -Fe, соответству-

ют поверхностному слою наплавки и по величине близки к пределу прочности высокоазотистых сталей, получаемых обычными металлургическими способами [4].

Металлографическое исследование структуры в сопоставлении с данными рентгеноструктурного анализа позволяет сделать вывод о формировании в поверхностном слое наплавки структуры, схожей с видманштеттовым ферритом.

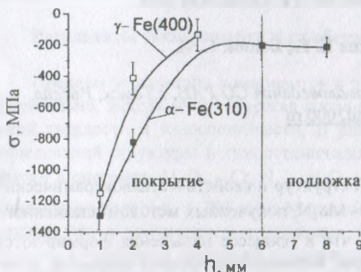


Рис. 3. Распределение макронапряжений в наплавке из композита на основе X20AG20.

наплавленного покрытия, где преобладает ферритная составляющая. Уровень напряжений в аустените  $\approx 200$  МПа ниже, чем в феррите в любом из исследованных слоев покрытия. С увеличением количества проходов при наплавке происходит вместе с увеличением толщины покрытия опасное повышение макронапряжений, которые могут провоцировать трещинообразование. Очевидно, при необходимости получать покрытия  $\geq 4$  мм состав наплавочного порошка должен корректироваться с постепенным увеличением аустенитообразующих элементов по мере увеличения наплавочных проходов. Анализ напряженного состояния на границе раздела между подложкой из стали 3 и покрытием позволяет сделать вывод о достаточной, чтобы не вызвать отслоение наплавленного покрытия, адгезионной прочности.

### Список литературы

1. Гальченко Н.К., Дампilon Б.В., Самарцев В.П., Белюк С.И. Формирование структуры и свойств композиционных литых покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой в вакууме // Литейщик России. - 2002. - №2. - С. 38-41.
2. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электроннооптический анализ - М.: МИСиС, 1994. - 328 с.
3. Розбери Ф. Справочник по вакуумной технике и технологии. - М.: Энергия, 1972. - 456 с.
4. Дубовик Н.А., Зуев Л.Б., Пак В.Е. О природе упрочнения высокоазотистых сталей на основе железохромомарганцевого аустенита // Известия вузов. Черная металлургия. - 1997. - №10. - С.
5. Касаткин Б.С., Козловец О.Н. Микроструктура и свойства сварных соединений низколегированных сталей // Автоматическая сварка. - 1989. - №7. - С. 1-11.