



ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРЫ И ГРАНУЛОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА ПОРОШКА НА СТРУКТУРУ МЕТАЛЛА 10P6M5, НАПЛАВЛЕННОГО ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВЫМ СПОСОБОМ

И. А. РЯБЦЕВ, Е. Ф. ПЕРЕПЛЕТЧИКОВ, И. В. МИЦ, кандидаты техн. наук
(Ин-т электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины),
И. А. БАРТЕНЕВ, канд. техн. наук (Политехн. ин-т, г. Караганда, Казахстан)

Исследовано влияние исходной структуры и гранулометрического состава присадочного порошка ПГ-10P6M5 на структурное состояние наплавленного металла, полученного плазменно-порошковой наплавкой с применением указанного порошка. Показано, что при наплавке прослеживается эффект наследования наплавленным металлом структуры порошка ПГ-10P6M5: чем больше в нем содержание α -фазы, тем больше ее в наплавленном металле при соответствующем уменьшении содержания γ -фазы.

Ключевые слова: плазменно-порошковая наплавка, быстрорежущая сталь, присадочный порошок, микроструктура, гранулометрический состав, наплавленный металл, структурная наследственность

Структурная наследственность в системе наплавочный материал–сварочная ванна–наплавленный металл может оказывать двойственное влияние на свойства наплавленного металла [1]. Благодаря структурной наследственности можно от наплавочных материалов передавать наплавленному металлу такие положительные качества, как мелкозернистость структуры, равномерное распределение упрочняющей фазы (карбидов, карбонитридов, боридов, карбоборидов), определенную направленность дендритов и пр. В то же время при наплавке проявляется и отрицательная сторона структурной наследственности: вредные примеси и неметаллические включения из наплавочных материалов могут переходить в наплавленный металл и ухудшать его структуру и свойства.

В наибольшей степени влияние структурной наследственности проявляется при тех способах наплавки, в которых наплавочные материалы не являются токоведущими и отсутствует жесткая связь между током дуги и производительностью расплавления наплавочного материала. Одним из таких способов является плазменно-порошковая наплавка. Значительная неравномерность нагрева порошка (дискретных частиц) в плазменной дуге и возможность поступления в сварочную ванну нерасплавившихся частиц порошка должны влиять на ее размеры, массу и температуру [2, 3], а также на характер кристаллизации, структуру и эксплуатационные свойства наплавленного металла.

Структурной наследственностью можно управлять путем изменения состава, структуры и формы наплавочных материалов, а также теплового, кинетического и шлакового (в тех способах наплавки, где используется флюс) режимов наплавки.

Цель настоящей работы — исследовать влияние присадочного порошка ПГ-10P6M5 различных фракций на структуру наплавленного металла, полученного плазменно-порошковым способом наплавки. Для исследований выбран порошок ПГ-10P6M5 как один из наиболее распространенных материалов, применяемых при плазменной наплавке порошков на железной основе.

В зависимости от конструкции плазматрона для наплавки применяют присадочные порошки с размером частиц 40...315 мкм (реже до 400 мкм), получаемые, как правило, путем распыления жидкого металла инертным газом или водой.

Исследована структура порошка ПГ-10P6M5 фракции минимального 40...50 (рис. 1) и максимального 250...315 мкм (рис. 2) размеров. Установлено, что фракция порошка 40...50 мкм, которая кристаллизуется с большей скоростью, имеет очень мелкую структуру и с трудом идентифицируется даже при увеличении 2000 (рис. 1, а). При таком увеличении в структуре порошка видны дендриты, ориентированные в основном к центру частицы порошка, и эвтектическая составляющая по границам зерен.

Структура порошка ПГ-10P6M5 фракции 200...315 мкм отличается от предыдущей более крупными разориентированными зернами (рис. 2, б) и по своему характеру приближается к структуре литой быстрорежущей стали 10P6M5 [4]. При

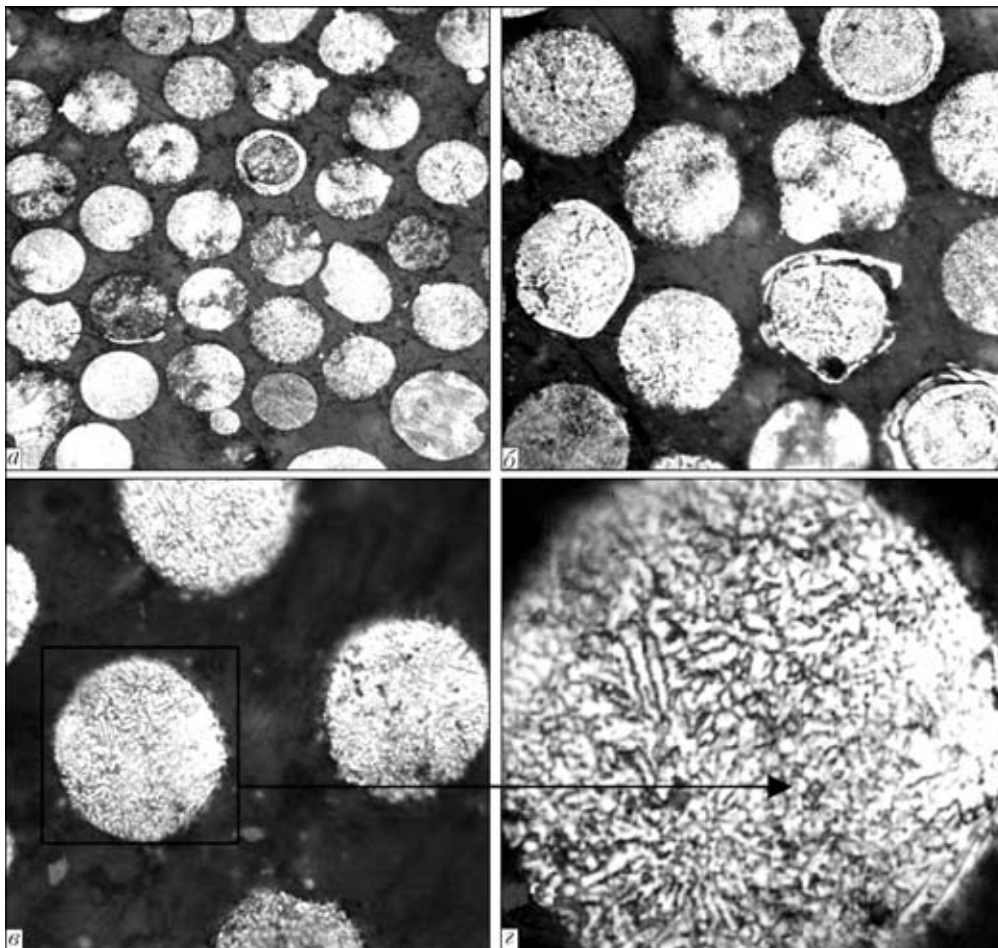


Рис. 1. Микроструктура частиц порошка ПГ-10Р6М5 диаметром 50 мкм: а — $\times 200$; б — $\times 400$; в — $\times 630$; г — $\times 2000$ (травление в растворе $\text{HNO}_3 + \text{HCl}$ + глицерин)

Т а б л и ц а 1. Результаты рентгеноструктурного анализа порошка ПГ-10Р6М5 различных фракций и наплавленного металла, полученного с использованием этого порошка*

Исследуемый материал	Фракция, мкм	Фазовый состав, мас. % (а, нм)		Содержание карбидов Mo_2C , мас. % (а; с, нм)
		α -фаза	γ -фаза	
Порошок ПГ-10Р6М5	40...50	40,12 (0,2885)	59,88 (0,3626)	—
Наплавленный металл — сталь 10Р6М5	40...50	51,57 (0,2882)	43,36 (0,3610)	5,07 (0,2939; 0,4645)
Порошок ПГ-10Р6М5	250...315	55,14 (0,2897)	44,86 (0,3624)	—
Наплавленный металл — сталь 10Р6М5	250...315	62,83 (0,2892)	34,45 (0,3623)	2,72 (0,2959; 0,4665)

Примечание. а и с — параметры решетки.

большом увеличении (рис. 2, в) по границам зерен наблюдаются выделения эвтектической составляющей, а внутри зерен — мартенситные иглы и остаточный аустенит.

Для определения фазового состава проведен рентгеноструктурный анализ порошка ПГ-10Р6М5 различных фракций и металла, полученного плазменно-порошковой наплавкой с использованием указанного порошка (табл. 1). Если в структуре порошка мелкой фракции превалирует γ -фаза

(59,88 %), то в порошках крупной фракции, наоборот, содержится больше α -фазы (55,14 %), состоящей из мартенсита и феррита. В структуре порошка обеих фракций отсутствуют карбидные включения. Преимущество структуры порошка наплавленным металлом иллюстрирует рис. 3, где приведены рентгенограммы порошка фракции 40...50 мкм и металла, наплавленного этим порошком.

В наплавленном металле увеличивается содержание α -фазы, но поскольку ее содержание выше в порошке крупной фракции, то соответственно и в наплавленном металле, полученном с приме-

* Рентгеноструктурные исследования выполнены канд. техн. наук М. В. Карпецом (ИПМ им. Францевича НАН Украины) и инж. Л. Т. Еремеевой (ИЭС им. Е. О. Патона).

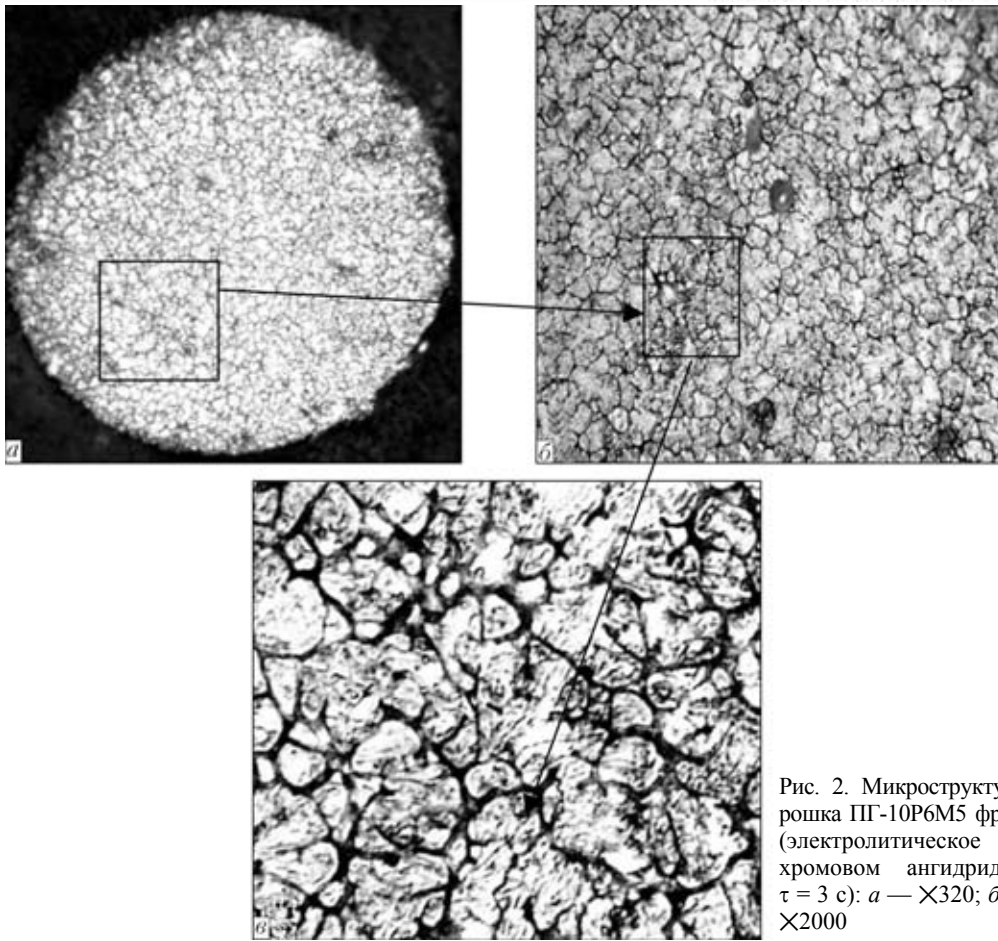


Рис. 2. Микроструктура частиц порошка ПГ-10Р6М5 фракции 200 мкм (электролитическое травление в хромовом ангидриде, $U = 7$ В, $\tau = 3$ с): *a* — $\times 320$; *b* — $\times 800$; *c* — $\times 2000$

нением этого порошка, содержание α -фазы также повышается, появляются карбидные включения и их количество также разное: больше карбидных включений в наплавленном металле, полученном с применением порошка мелких фракций.

Если исходить из содержания α - и γ -фазы, то при плазменно-порошковой наплавке прослеживается определенное наследование структуры порошка наплавленным металлом: чем больше α -фазы в порошке, тем больше ее в наплавленном металле, аналогично в нем уменьшается содержание γ -фазы.

Количество порошка, которое может подаваться в плазменную дугу и расплавляться в ней и сварочной ванне, хотя и зависит от режима наплавки, но не напрямую, как, например, при дуговой наплавке плавящимся электродом. Проведены эксперименты по оценке влияния режима плазменной наплавки на плавление присадочного порошка быстрорежущей стали ПГ-10Р6М5 различного фракционного состава, которые показали, что увеличение доли крупных фракций в присадочном порошке вызывает необходимость повышения тока наплавки (рис. 4). Кривая *I* на этом рисунке получена для порошков следующих фракций: 40...63 мкм (средний диаметр частиц $d_{cp} = 50$ мкм); 80...125 мкм ($d_{cp} = 100$ мкм); 125...160 мкм ($d_{cp} = 140$ мкм); 160...200 мкм

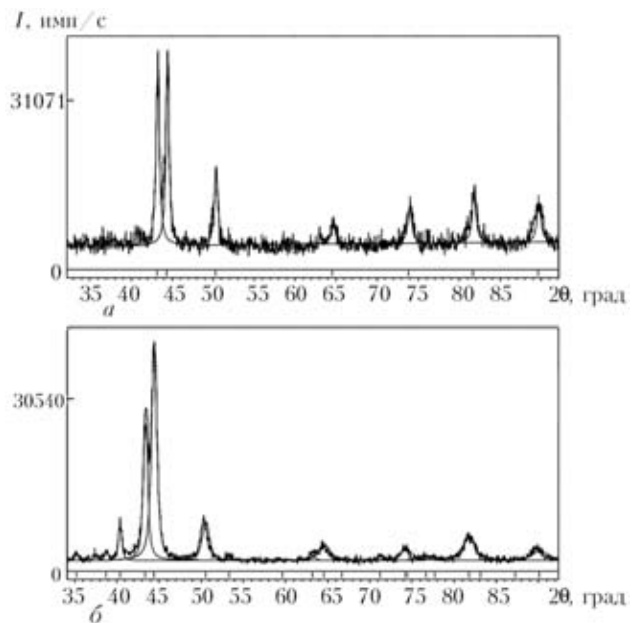


Рис. 3. Зависимость интенсивности *I* рентгеновского излучения от угла отражения линий θ , характерных для указанных структурных фаз в порошке ПГ-10Р6М5 (фракция частиц 40...50 мкм) (*a*) и металле, полученном плазменно-порошковой наплавкой с применением указанного порошка (*b*)

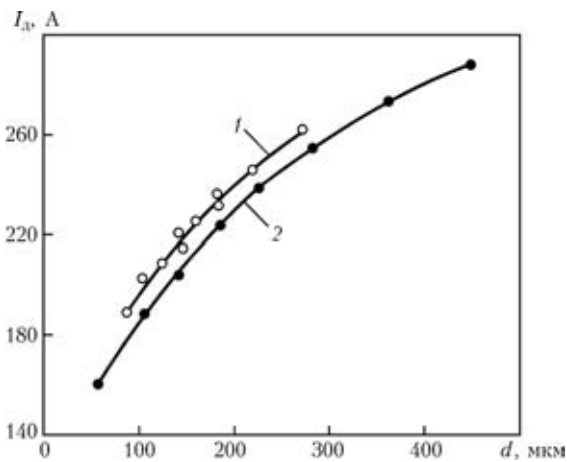


Рис. 4. Зависимость тока дуги I_d плазменно-порошковой наплавки от диаметра d расплавляемых в дуге частиц порошка: 1, 2 — см. в тексте

($d_{cp} = 180$ мкм); 200...250 мкм ($d_{cp} = 225$ мкм); 250...315 мкм ($d_{cp} = 280$ мкм); 315...400 мкм ($d_{cp} = 360$ мкм). Кривая 2 соответствует смеси порошков различных фракций — мелкой ($d_{cp} = 100$ мкм) и крупной ($d_{cp} = 280$ мкм) фракций, взятых в различном соотношении.

Порошки крупных фракций ($d_{cp} \geq 360$ мкм) использовать нежелательно, поскольку для их полного расплавления необходим ток дуги $I_d > 400$ А, при котором происходит излишнее проплавление основного металла, что отрицательно сказывается на свойствах наплавленного металла. В случае использования порошков крупных фракций при недостаточно большом токе в наплавленном металле могут оставаться нерасплавившиеся частицы.

Для смесей порошков с гранулометрическим составом широкого диапазона для полного расплавления всего порошка требуется значительно больший ток дуги, чем для порошков с узким диапазоном гранулометрического состава (кривая 2, рис. 4).

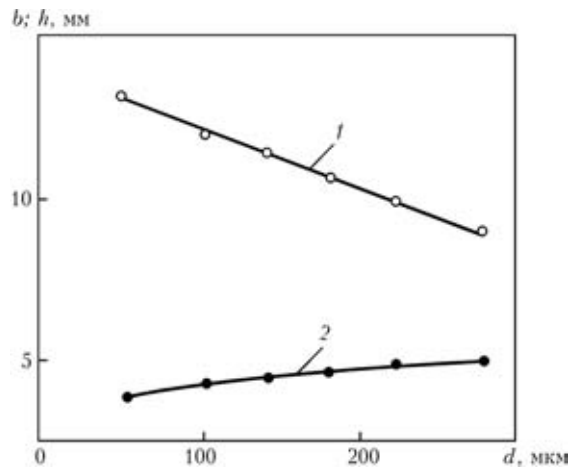


Рис. 5. Влияние гранулометрического состава порошка на ширину b (1) и высоту h (2) наплавленного валика

Выполнена экспериментальная оценка влияния гранулометрического состава порошка на форму наплаваемого валика (рис. 5) при режиме наплавки: ток дуги 240 А; скорость наплавки 12 м/ч; скорость подачи порошка 4,2 кг/ч. С увеличением размеров частиц порошка при одном и том же токе дуги ширина валика уменьшается, а его высота увеличивается, т. е. валик получается узким и высоким, что нежелательно для наплавки.

Для исследования влияния гранулометрического состава порошка на структуру наплавленного металла выполнена плазменная наплавка образцов из быстрорежущей стали порошком ПГ-10Р6М5 (скорость наплавки 12 м/ч, скорость подачи порошка 4,2 кг/ч). Присадочный порошок состоит из смеси мелких (40...125 мкм) и более крупных фракций, взятых в различном соотношении (табл. 2).

Добавка к мелкозернистому порошку 15 % порошка более крупных фракций особых изменений в его структуре не вызывает (рис. 6, а). При содержании крупных фракций 200...250 или 315...400 мкм около 30 % (поз. 3 и 6 табл. 2)

Т а б л и ц а 2. Влияние добавок крупных фракций порошка на структуру металла наплавленных валиков (основная фракция — 40...125 мкм)

№ п/п	Массовая доля добавки (%) с фракцией		I_d , А	Характерные особенности структуры
	200...250 мкм	315...400 мкм		
1	—	—	205...210	Дендриты разной длины, ориентированные в одном направлении
2	15	—	210...215	То же
3	30	—	215...220	Разориентированные мелкие дендриты и тонкая сетка карбидов по границам зерен
4	45	—	220...225	Небольшие и крупные дендриты, ориентированные к центру кристаллизации
5	—	15	215...220	Дендриты разной длины, ориентированные в одном направлении
6	—	30	220...225	Разориентированные мелкие дендриты и тонкая сетка карбидов по границам зерен
7	—	45	225...230	Небольшие и крупные дендриты, ориентированные к центру кристаллизации

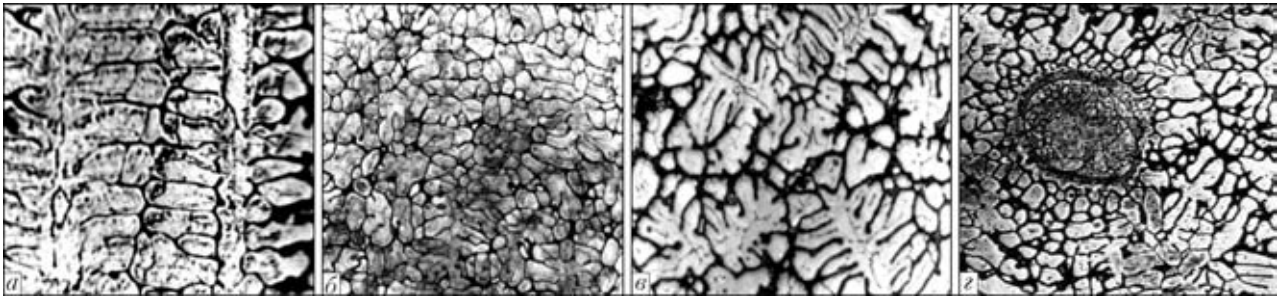


Рис. 6. Микроструктура наплавленного металла 10P6M5 (X400), полученная при введении порошка крупных фракций в мелкий присадочный порошок: а — смесь № 2; б — № 3; в — № 4 (см. табл. 2); г — нерасплавившееся включение

структура наплавленного металла заметно измельчается, а карбидная сетка становится достаточно тонкой (рис. 6, б).

При дальнейшем увеличении содержания указанных фракций до 45 % сохраняется в основном разориентированный характер структуры порошка, но появляются более крупные дендриты, растущие к центрам кристаллизации, в качестве последних выступают крупные частицы порошка, которые окончательно расплавляются в сварочной ванне (рис. 6, в). Если такие частицы не успевают полностью расплавиться, то они также выступают в качестве центров кристаллизации (рис. 6, г).

Характер влияния на структуру наплавленного металла обеих крупных фракций порошка примерно одинаковый. Однако при большом (≥ 45 мас. %) содержании фракции 315...400 мкм в структуре наплавленного металла значительно чаще остаются нерасплавленные частицы порошка.

Таким образом, проведенные металлографические исследования показали, что при плазменно-порошковой наплавке крупные частицы присадочного порошка могут стать дополнительными центрами кристаллизации. Их влияние аналогично действию добавочного присадочного материала в форме гранул, который вводят в сварочную ванну при сварке под флюсом.

Выводы

1. Рентгеноструктурный анализ показал, что при плазменно-порошковой наплавке прослеживается эффект структурной наследственности исходной структуры наплавленным металлом, полученного с использованием присадочного порошка ПГ-10P6M5: чем больше содержание α -фазы в по-

рошке, тем больше ее в наплавленном металле, в соответствующей пропорции также уменьшается содержание γ -фазы.

2. При наплавке с использованием смесей порошков с широким диапазоном гранулометрического состава для их полного расплавления в плазменной дуге требуется значительно больший ток, чем при использовании порошков с узким диапазоном гранулометрического состава.

3. Металлографические исследования показали, что при плазменной наплавке порошков мелкой фракции (40...125 мкм) структура наплавленного металла состоит из крупных дендритов, ориентированных в направлении теплоотвода. Добавка к мелкой фракции порошка ПГ-10P6M5 30 мас. % порошка крупных (200...250 или 315...400 мкм) фракций приводит к образованию дополнительных центров кристаллизации и измельчению структуры наплавленного металла, при увеличении массовой доли крупных фракций до 45 мас. % в структуре наплавленного металла могут оставаться нерасплавленные частицы присадочного порошка.

1. Рябцев И. А. Структурная наследственность в системе исходные материалы–металлический расплав–твердый металл // Автомат. сварка. — 2006. — № 11. — С. 11–16.
2. Гладкий П. В., Павленко А. В., Зельниченко А. Т. Математическое моделирование нагрева порошка в дуге при плазменной наплавке // Там же. — 1989. — № 11. — С. 17–21, 54.
3. Гладкий П. В., Павленко А. В., Переплетчиков Е. Ф. Температура и геометрические размеры сварочной ванны при плазменно-порошковой наплавке // Там же. — 2006. — № 6. — С. 15–19.
4. Геллер Ю. А. Инструментальные стали. — М.: Металлургия, 1975. — 584 с.

The influence of structure and granulometric composition of PG-10R6M5 filler powder on structure of the deposited metal produced by plasma-powder surfacing with application of the above powder was studied. It is shown that the effect of the deposited metal inheriting the structure of PG-10R6M5 powder is traceable in surfacing: the higher the content of α -phase in it, the larger its amount in the deposited metal at the respective lowering of the content of γ -phase.

Поступила в редакцию 31.01.2007