

СПЛАВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ДЛЯ ПЛАЗМЕННО-ПОРОШКОВОЙ НАПЛАВКИ ШНЕКОВ ЭКСТРУДЕРОВ И ТЕРМОПЛАСТАВТОМАТОВ

А. И. СОМ

ООО «Плазма-Мастер Лтд». 03680, г. Киев, ул. Кржижановского, 3. E-mail: info@plasma-master.com

Исследованы структура и свойства износо- и коррозионностойкого сплава системы Fe–Cr–V–Mo–Ni–C применительно к плазменной наплавке шнеков экструдеров и термопластавтоматов. Показано, что сочетание высокой износостойкости и пластичности сплава достигается за счет образования большого количества первичных карбидов ванадия VC и эвтектики, располагающейся в вязкой аустенитно-мартенситной матрице в виде отдельных колоний. Сплав обладает отличным формированием и высокой стойкостью наплавляемого валика к образованию трещин при наплавке, что позволяет наплавлять достаточно массивные детали без предварительного подогрева. Срок службы шнеков, наплавленных этим сплавом, в 3...5 раз превышает азотированные шнеки. Библиогр. 10, табл. 2, рис. 10.

Ключевые слова: плазменно-порошковая наплавка, структура сплава, карбиды, карбидная эвтектика, износостойкость, коэффициент линейного расширения, формирование валика

Для повышения срока службы шнеков экструдеров и термопластавтоматов в мире широко применяют плазменно-порошковую наплавку рабочих поверхностей износостойкими сплавами [1–5]. Чаще всего для этих целей используют сплавы на основе никеля и кобальта. Во избежание трещин в наплавляемом слое детали предварительно подогревают до температуры 400...500 °С, а иногда применяют и сопутствующий подогрев.

Как показывает опыт, предварительный подогрев таких деталей не только усложняет процесс наплавки, но и заметно его удорожает. Кроме того, широкое применение никелевых и кобальтовых сплавов для наплавки шнеков скорее традиционно, чем вызвано необходимостью. Такие уникальные их свойства, как жаропрочность, горячая твердость, коррозионная стойкость и другие, хотя и важны в условиях работы шнековых машин, но не являются определяющими. Поэтому, по мнению автора, они с успехом могут быть заменены

на более дешевые и более износостойкие сплавы на основе железа.

К сожалению, известные промышленные сплавы на основе железа имеют такой же серьезный технологический недостаток, как и никелевые или кобальтовые сплавы, а именно повышенную склонность к образованию трещин при наплавке. Есть опыт применения для наплавки шнеков быстрорежущей стали 10P6M5, которая при определенном термическом цикле за счет эффекта мартенситного превращения может наплавляться без трещин [6]. Но, как показали производственные испытания, из-за недостаточной пластичности этой стали трещины в наплавленном слое могут образовываться в процессе эксплуатации и вызывать сколы, что недопустимо.

Автором данной статьи совместно с другими авторами специально для плазменно-порошковой наплавки шнеков был разработан новый износостойкий сплав системы Fe–Cr–V–Mo–C, стойкий

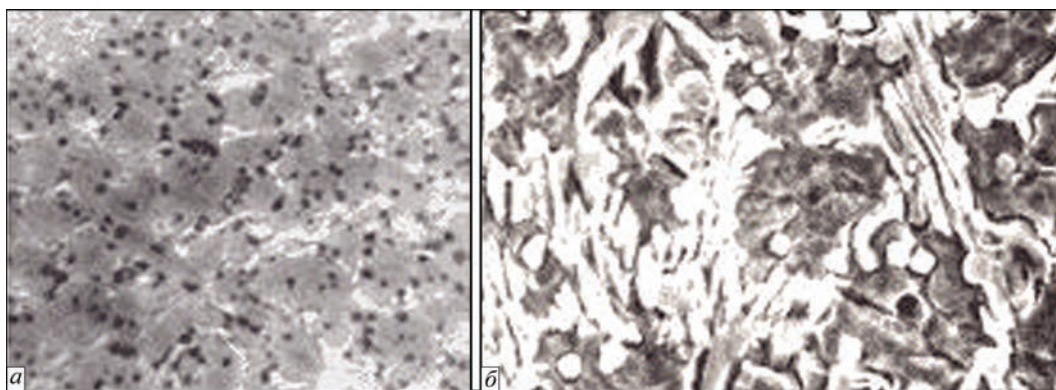


Рис. 1. Микроструктура наплавленного металла: а — оптический микроскоп (×500); б — электронный микроскоп (×3000)

против трещин [7]. Он относится к классу высокованадиевых чугунов. При его разработке максимально учитывались условия эксплуатации этих деталей и их конструктивные особенности.

В настоящей статье впервые подробно описаны свойства сплава для наплавки шнеков и опыт его промышленной эксплуатации.

Структура и фазовый состав сплава после наплавки. Микроструктуру и фазовый состав наплавленного металла исследовали с помощью оптической и электронной металлографии, а также методами рентгеноструктурного, микрорентгено-спектрального и химического фазовых анализов (исследования выполнены в Институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины).

Структура металла в исходном состоянии после наплавки (рис. 1) состоит из твердого раствора на основе железа, карбидной эвтектики и избыточных карбидов ванадия VC. Особенностью структуры является очень мелкое зерно (10...15 мкм) и веерообразная форма эвтектик, располагающихся в виде отдельных колоний, как бы внедренных в матрицу (рис. 1, а). Форма и строение эвтектических колоний хорошо видны на фотографии (рис. 1, б), полученной с помощью электронного растрового микроскопа JSM-35; тонкие пластинки эвтектических карбидов чередуются с твердым раствором, заполняющим промежутки между ними. Такое строение эвтектики обеспечивает сплаву сочетание высокой прочности и пластичности $\sigma_{\text{в}} = 1000$ МПа, $a_{\text{н}} = 25$ кг/см².

Карбиды ванадия мелкие (до 5 мкм), имеют округлую форму и сравнительно равномерно распределяются по всему объему сплава. Общее количество карбидной фазы по данным химического фазового анализа составляет около 16 %. Как показал рентгеноструктурный анализ анодного осадка, в состав карбидной фазы помимо карбидов ванадия VC входят эвтектические карбиды на основе хрома типа Me_7C_3 , молибдена типа Me_2C

и карбиды цементитного типа Me_3C , в которых часть атомов железа замещена атомами других элементов. Матрица сплава представляет собой ($\gamma + \alpha$)-твердый раствор с микротвердостью $HV_{25} = 400...450$. В твердом растворе по данным микро-рентгеноспектрального анализа содержится около 15 % Cr, 3 % V, 2 % Mo, 5 % Ni.

Высокая степень легированности твердого раствора данными элементами существенно замедляет $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Как показывают исследования, выполненные на скоростном dilatометре при непрерывном охлаждении с высоких температур (рис. 2), точка начала мартенситного превращения Mn в зависимости от скорости охлаждения лежит на уровне 110...130 °C.

Благодаря этому в сплаве фиксируется до 60...80 % остаточного аустенита. Это благоприятно сказывается на пластичности сплава и позволяет релаксировать значительную часть напряжений, возникающих при быстром охлаждении в процессе наплавки.

Структура и фазовый состав сплава после термической обработки. При изготовлении шнеков обязательной технологической операцией является высокий отпуск, поэтому важно знать его влияние на структуру и свойства наплавленного металла. Исследования, выполненные на вакуумном дифференциальном dilatометре Шевенара, дают возможность судить о структурной чувствительности сплава к последующему нагреву и охлаждению.

Как видно из dilatометрической кривой (рис. 3) (нагрев и охлаждение со скоростью 150...170 град/ч) в наплавленном металле происходят фазовые $\gamma \leftrightarrow \alpha$ превращения. Критические точки выражены довольно четко: точка A_{c1} лежит на уровне 650 °C, точка $A_{c3} = 850$ °C.

При охлаждении имеет место мартенситное превращение со значительным объемным эффектом. Следует отметить, что структурные превращения в металле, характеризующиеся уменьшением

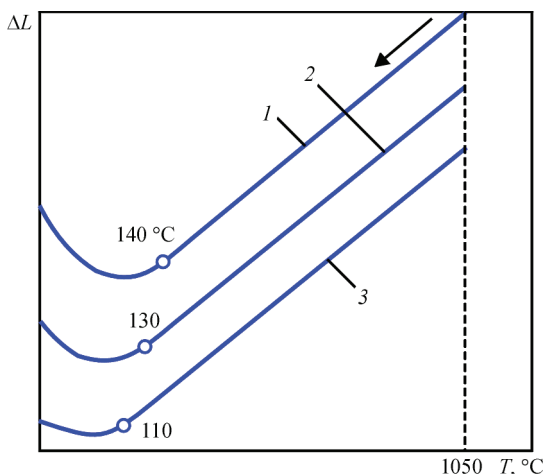


Рис. 2. Dilатометрические кривые при непрерывном охлаждении наплавленного металла с высоких температур

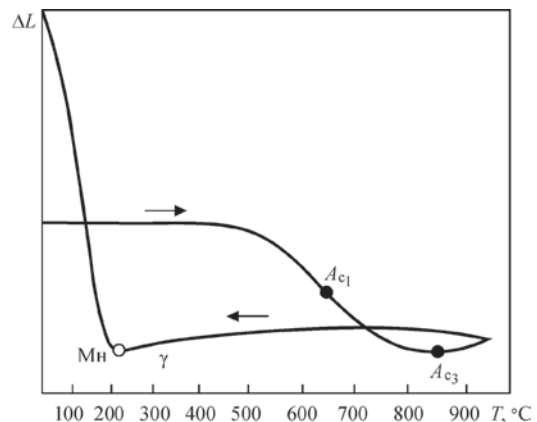


Рис. 3. Dilатометрическая кривая при непрерывном нагреве и охлаждении наплавленного металла $V_{\text{нагр.}} = 150...170$ град/ч

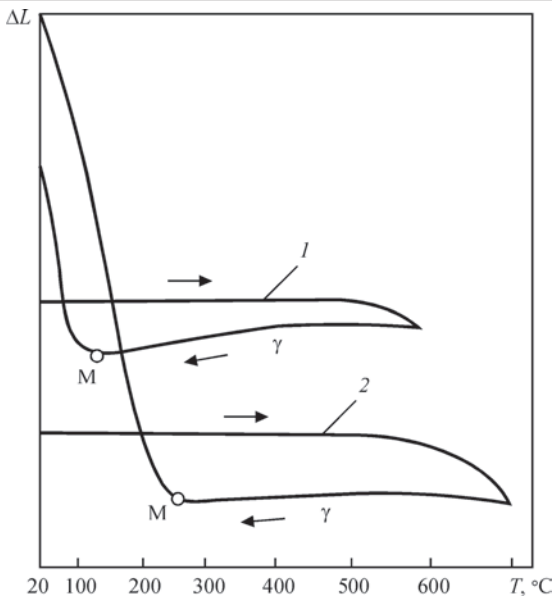


Рис. 4. Дилатометрические кривые отпуска наплавленного металла: 1 — 600 °С, 1 ч; 2 — 700 °С, 1 ч

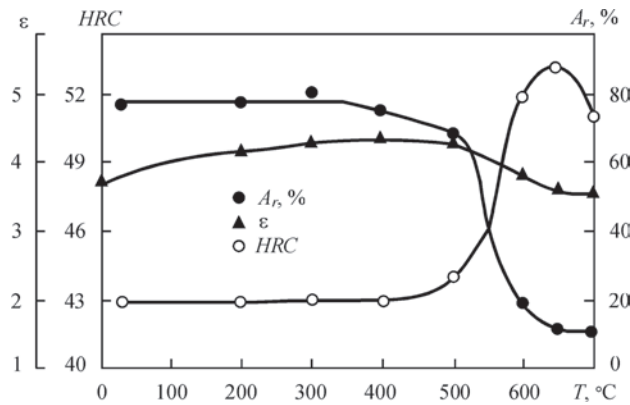


Рис. 5. Влияние температуры отпуска на твердость HRC, износостойкость ϵ и количество остаточного аустенита A_r

ем объема (кривая загибается вниз), начинаются несколько раньше, примерно при температуре 550 °С. При этих температурах начинается выпадение из пересыщенного аустенита тонкодисперсных карбидов Cr, Mo и V.

Сказанное подтверждается дилатограммами отпуска при этих температурах (рис. 4), свидетельствующими о значительном объемном эффекте дополнительного мартенситного превращения, которое происходит в сплаве вследствие обеднения аустенита легирующими элементами и снижения его устойчивости против распада. Твердость наплавленного металла при этом повышается с HRC 43...44 до 52...53 (рис. 5). Максимальное ее значение достигается при температуре отпуска 650 °С. При этой же температуре наблюдается и максимальный распад аустенита. Увеличение длительности выдержки не вызывает заметного прироста твердости, поскольку наиболее интенсивное выпадение карбидов, по-видимому, происходит в начальный период.

После отпуска при 700 °С вследствие большего обеднения аустенита объемный эффект мартен-

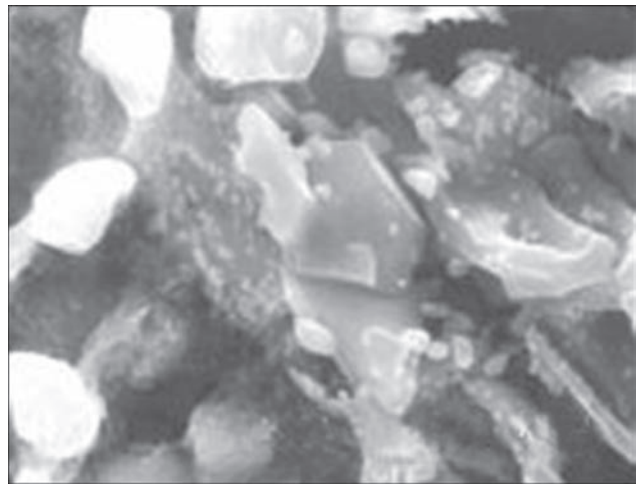


Рис. 6. Выделение тонкодисперсных карбидов в сплаве после отпуска при температуре 650 °С, 1 ч

ситного превращения выражен сильнее (см. рис. 4, кривая 2), хотя твердость наплавленного металла несколько ниже (см. рис. 5). Уменьшение твердости здесь по сравнению с отпуском при 650 °С происходит, по-видимому, из-за распада первоначального мартенсита и коагуляции карбидов.

Выделение дисперсных карбидов при отпуске сплава удалось выявить исследованиями с помощью электронного растрового микроскопа. На рис. 6 показаны характерные места выпадения этих карбидов. Зарождаются они как в зернах твердого раствора, так и в эвтектических колониях, по-видимому, в тех местах, где существуют наиболее благоприятные термодинамические условия для их образования: дислокации в мартенсите, границы фаз и др.

Служебные свойства наплавленного металла. Учитывая структурную чувствительность наплавленного металла к термической обработке, рассмотрим влияние отпуска на износостойкость и его механические свойства.

Износостойкость. Зависимость износостойкости наплавленного металла от температуры отпуска показана на рис. 5. Испытания проводили на лабораторной установке НК-М [8]. Абразивом служил мелкодисперсный кварцевый песок с размером зерен ≤ 80 мкм. В качестве эталона использовали образцы из отожженной стали 45.

Как видно из рис. 5, износостойкость наплавленного металла сначала в интервале температур отпуска до 400 °С растет, а затем несколько снижается. Это связано, прежде всего, с влиянием отпуска на количество и устойчивость остаточного аустенита в сплаве, который играет большую роль в процессах изнашивания [9, 10]. Положительная роль метастабильного аустенита состоит в том, что не только он сам хорошо сопротивляется абразивному изнашиванию, вследствие образования при трении в поверхностном слое мартенсита деформации, но и прочно удерживает от выкраши-

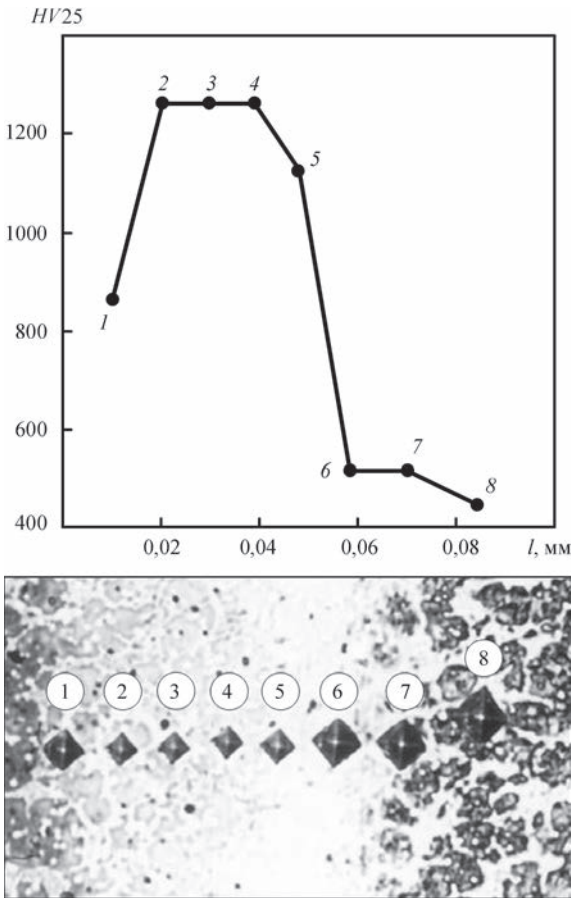


Рис. 7. Распределение твердости в азотированном слое наплавленного металла

вания мелкие карбиды ванадия. После низкого и среднего отпуска общее количество остаточного аустенита еще сохраняется, но вследствие диффузионного перераспределения углерода устойчивость его снижается, и создаются более благоприятные условия для образования мартенсита деформации, чем и можно объяснить наблюдаемое повышение износостойкости.

Высокий отпуск, особенно при 650 °С, вызывающий распад остаточного аустенита, приводит к некоторому снижению, по сравнению со средним отпуском, износостойкости сплава, хотя твердость в этом случае значительно выше.

Дополнительную износостойкость наплавленному металлу придает азотирование, которое, как правило, применяется для защиты остальной части шнека от износа при изготовлении новых деталей. Азотированный слой из-за высокой леги-

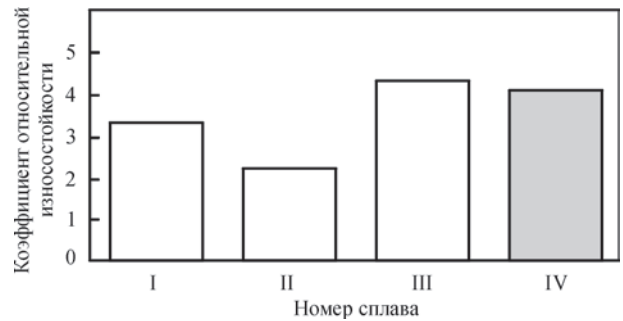


Рис. 8. Относительная износостойкость испытанных промышленных сплавов: I — ПГ-СР4; II — Stellite 6; III — Сормайт 1; IV — PMalloy 21

рованности металла получается неглубокий (до 0,05 мм), но очень твердый HV25 — 1288 (рис. 7). Благодаря этому, процесс изнашивания наплавленного металла, особенно на начальном этапе, существенно замедляется.

На рис. 8 приведены результаты сравнительных испытаний в одинаковых условиях рассматриваемого сплава и некоторых типичных представителей износостойких сплавов на основе Ni, Co и Fe. Химический состав испытанных сплавов приведен ниже в табл. 1.

Как видно из рис. 8, относительная износостойкость нового сплава как в исходном состоянии, так и после отпуска с азотированием заметно выше, чем у никелевого (ПГ-СР4) и кобальтового (Stellite 6) сплавов. После азотирования она становится также выше, чем у Сормайта 1.

Коэффициент линейного расширения. Коэффициент линейного расширения является важной характеристикой для оценки работоспособности наплавленного изделия в условиях повышенных температур. Чем ближе значения коэффициентов линейного расширения наплавленного и основного металлов, тем меньше уровень остаточных напряжений, меньше деформации наплавленной детали и в конечном итоге лучше условия работы биметаллической детали.

Результаты измерения коэффициентов линейного расширения (КЛР) рассматриваемого сплава при разных температурах приведены в табл. 2. Для сравнения приведены также данные для стали 40ХН, применяемой в качестве основного металла для изготовления шнеков.

Как видно из табл. 2 КЛР сплава в состоянии после наплавки и после термообработки, суще-

Таблица 1. Химический состав и твердость сплавов

Марка порошка (сплава)	Содержание элементов, мас. %											Твердость HRC
	C	Si	Mn	B	Cr	V	W	Mo	Ni	Co	Fe	
ПГ-СР4 (X15H75C4P4)	0,7	3,9	-	3,2	15,8	-	-	-	Ост.	-	≤ 3	58
ПГ-10К-02 (Stellite 6)	1,1	2,1	-	-	28,1	-	4,4	-	-	Ост.	-	42
ПГ-С1 (Сормайт 1)	2,7	2,9	2,7	-	28,6	-	-	-	4,3	-	Ост.	46
ПР-Х18ФНМ (PMalloy 21)	2,2	0,8	0,9	-	18,2	7,2	-	2,2	2,6	-	Ост.	43

Таблица 2. Сопоставление коэффициентов линейного расширения в зависимости от температуры нагрева

Материал	Состояние сплава	Коэффициент линейного расширения в интервале температур от 20 °С до						
		100	200	300	400	500	600	700
Сплав ПР-Х18ФНМ (PMalloy 21)	После наплавки	13,3	13,6	14,0	14,1	14,7	15,0	-
	После отпуска, 600 °С, 1 ч	10,5	10,7	10,8	11,0	11,5	11,8	11,2
Сталь 40ХН	Исходное	11,8	12,3	-	13,4	-	14,0	-

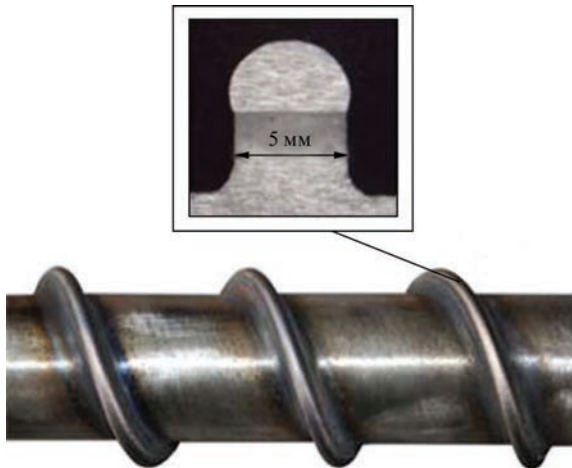


Рис. 9. Внешний вид и макрошлиф витка наплавленного шнека диаметром 63 мм

Отличаются, что связано с большой разницей в количестве остаточного аустенита. До термообработки он заметно выше. После отпуска при 600 °С вследствие распада остаточного аустенита КЛР становится меньше, чем у стали 40ХН. При термической обработке наплавленных деталей это должно приводить к перераспределению остаточных напряжений с образованием в наплавленном слое напряжений сжатия, что, как известно, благоприятно сказывается на работоспособности деталей. С этой точки зрения, высокий отпуск является полезным.

При восстановлении изношенных деталей высокий отпуск может приводить к недопустимым деформациям, вызванным как разницей коэффициентов линейного расширения наплавленного и

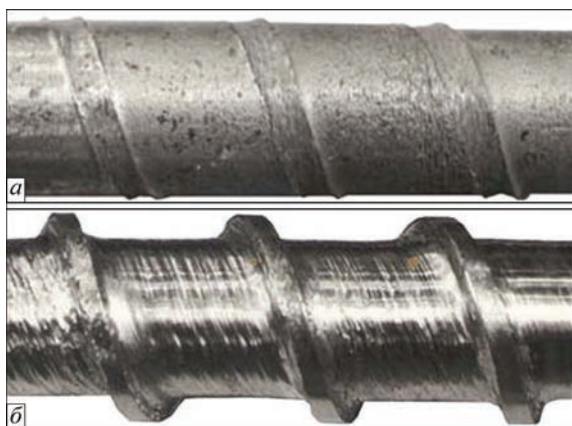


Рис. 10. Внешний вид шнеков диаметром 45 мм после эксплуатации при переработке полиамида 6.6: а — азотированный шнек без наплавки; б — наплавленный сплавом PMalloy 21 шнек с последующим азотированием

основного металлов, так и объемным эффектом превращений, происходящих в наплавленном металле при отпуске. Поэтому в данном случае следует применять средний отпуск при температуре 400 °С, при которой структурные превращения в наплавленном металле отсутствуют.

Опыт промышленного использования сплава. Разработанный сплав в виде порошка используется в промышленности для наплавки шнеков преимущественно в Украине фирмой «Плазма-Мастер Лтд». За более чем 20-летний период накоплен большой опыт по наплавке и эксплуатации наплавленных деталей как при переработке простых, так и наполненных полимеров. В настоящее время сплав выпускается под торговой маркой PMalloy 21.

На практике наплавливают шнеки литейного и экструзионного оборудования диаметром от 32 до 250 мм и длиной от 600 до 5000 мм. Порошок PMalloy 21 обеспечивает прекрасное формирование наплавленного металла (рис. 9) и при правильном выборе режимов наплавки полное отсутствие трещин в нем, даже на очень массивных деталях. Это важное технологическое преимущество данного сплава позволяет отказаться от предварительного подогрева заготовки и тем самым значительно упростить и удешевить процесс наплавки. Порошок можно с успехом применять как при изготовлении новых шнеков, так и при восстановлении изношенных деталей. В последнем случае за счет хорошего формирования наплавленного металла механическая обработка сводится только к финишной шлифовке гребня витка по диаметру.

По сравнению с азотированными стойкость наплавленных шнеков выросла в 3...5 раз в зависимости от вида перерабатываемых материалов. На рис. 10 показан внешний вид двух шнеков диаметром 45 мм термопластавтомата «Kuasy» после эксплуатации в одинаковых условиях при переработке наполненного полиамида 6.6.

Фотографии убедительно доказывают преимущество шнеков, наплавленных сплавом PMalloy 21. В первом случае износ витков настолько велик, что от них почти ничего не осталось, а во втором они сохранились полностью. Несмотря на некоторый износ боковых поверхностей витков и впадин, шнек остается пригодным для дальнейшей эксплуатации и способен обеспечивать

номинальную производительность переработки полимеров.

В настоящее время сплав PAlloy 21 с успехом используется и для наплавки других деталей – ножей дробилок для переработки вторичных полимеров, плунжеров гидросистем, осей, валов и т. п.

Вывод

Комплексные исследования структуры и свойств разработанного сплава PAlloy 21 с и длительный опыт эксплуатации наплавленных шнеков убедительно показывают, что данный сплав по работоспособности с успехом может заменить сплавы на основе Ni и Co, традиционно применяемые в промышленности для наплавки этих деталей. Он более износостойкий, более технологичный и значительно дешевле.

1. Изготовление новых и восстановление изношенных червяков экструдеров плазменной наплавкой / А. М. Максимчук, Г. А. Месяц, В. Г. Нечипоренко [и др.] // Химическое и нефтяное машиностроение. – 1973. – № 8. – С. 22–23.
2. Lülsdorf P. Verschleissprobleme mit Zylinder und Schnecke beim Extrudieren / P. Lülsdorf // Reilloy-Bericht. – 1975. – № 4. – P. 1–8.

3. Plasma arc weld surfacing – new route to hardfacing screws // *Plastics Technology*. – 1977. – 23, № 10. – P. 17–19.
4. Górka J. Przemysłowe aplikacje napawania plazmowego proszkowego / J. Górka, A. Czupryński, T. Kik, M. Melcer // *Przegląd Spawalnictwa*. – 2011. – № 9. – P. 87–94.
5. Гладкий П. В. Плазменная наплавка / П. В. Гладкий, Е. Ф. Переплетчиков, И. А. Рябцев. – К.: «Экотехнология», 2007. – 292 с.
6. Фрумин И. И. Плазменная наплавка червяков экструдеров полимерных машин / И. И. Фрумин, А. И. Сом, П. В. Гладкий // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавка в машиностроении и ремонте: сборник статей. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1981. – С. 13–21.
7. Сом А. И. Новый износостойкий сплав для плазменной наплавки / А. И. Сом, П. В. Гладкий, Е. Ф. Переплетчиков // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочные материалы: сборник статей. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1983. – С. 7–11.
8. Юзвенко Ю. А. Лабораторные установки для оценки износостойкости наплавленного металла / Ю. А. Юзвенко, В. А. Гавриш, В. Ю. Марьенко // Теоретические и технологические основы наплавки. Свойства и испытания наплавленного металла. – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона, 1979. – С. 23–27.
9. Позняк Л. А. Штамповые стали / Л. А. Позняк, Ю. М. Скрипченко, С. И. Тимаев. – М.: Металлургия, 1980. – 244 с.
10. Попов В. С. Рентгеноструктурное исследование превращений в рабочей поверхности сплавов при абразивном изнашивании / В. С. Попов, Ю. И. Титух // М и ТОМ. – 1975. – № 1. – С. 24–27.

Поступила в редакцию 19.05.2016



ВСЕУКРАЇНСЬКА КОНФЕРЕНЦІЯ «СУЧАСНІ ПРОБЛЕМИ ЗВАРЮВАННЯ ТА СПОРІДНЕНИХ ТЕХНОЛОГІЙ. УДОСКОНАЛЕННЯ ПІДГОТОВКИ КАДРІВ»

7–9 вересня 2016 р.

м. Маріуполь

- Підвищення якості і ефективності процесів зварювання та інших споріднених технологій
- Проблеми проектування, виготовлення і експлуатації зварних конструкцій
- Система сертифікації продукції зварювального виробництва
- Фізико-хімічні процеси при зварюванні та споріднених процесах
- Контроль якості та надійність зварних конструкцій
- Енерго- та ресурсозбереження у зварюванні
- Удосконалення підготовки кадрів в умовах багаторівневої системи вищої освіти
- Математичне, фізичне, імітаційне моделювання, комп'ютерні та інформаційні технології в зварюванні та споріднених процесах
- Механізація та автоматизація у зварюванні та споріднених процесах
- Матеріалознавство у зварюванні та споріднених процесах

РОБОЧІ МОВИ КОНФЕРЕНЦІЇ
українська, російська, англійська

До початку роботи конференції будуть видані тези доповідей.

Найкращі доповіді будуть рекомендовані для видання в журналі «Вісник ДВНЗ «ПДТУ»».

АДРЕСА ОРГАНІЗАЦІЙНОГО КОМІТЕТУ

ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет (ПДТУ).
87500, м. Маріуполь, Донецька обл., Україна, вул. Університетська 7.
Тел. кафедри: (380) 629 44 65 91; (380) 629 44 62 16

E-mail: pstu.edu.oitzv@gmail.com