

Strukturalna dziedziczność w procesach napawania

Structure-heredity in surfacing processes

Streszczenie

Termin *strukturalna dziedziczność* oznacza, że przy zbliżonym składzie chemicznym, ale różnej strukturze wyjściowych materiałów wsadowych, a także przy praktycznie jednakowych warunkach topienia i stygnięcia materiału roztopionego, otrzymany metal w stanie stałym ma różną mikro- i makrostrukturę, jakby przekazaną przez materiał roztopiony strukturę wyjściowych materiałów wsadowych. W artykule przytoczono wyniki badań wpływu wyjściowej struktury materiałów dodatkowych do napawania na strukturę i właściwości metalu napawanego różnymi metodami. Stwierdzono, że w największym stopniu efekt strukturalnej dziedziczności można wykorzystać w tych metodach napawania, w których temperatura jeziora spawalniczego jest daleka od równoważnej i można ją regulować na drodze podawania materiału dodatkowego: napawanie plazmowo-proszkowe, napawanie elektrożużłowe nieciągłymi materiałami itp.

Abstract

The term structural heredity is the fact that the similar chemical composition but different structure of the initial material, as well as in almost identical conditions the melting and cooling the melt, resulting in a solid metal with a different micro- and macrostructure, as if passed through the molten material structure of initial materials. The article quotes study the impact of the initial structure of surfacing filler material on the structure and properties of the metal pad welded by different methods. It was found that the greatest effect of structural heredity can be used in these surfacing methods, where the temperature of the weld pool is far from equivalent and can be adjusted by feeding filler material: plasma-powder surfacing, electroslag surfacing with discontinuous materials, etc.

Wstęp

W metalurgii wpływ struktury i właściwości materiałów wyjściowych materiałów wsadowych na materiał roztopiony, a przez niego na strukturę i właściwości nowo otrzymanego metalu w stanie stałym zbadano dostatecznie szczegółowo [1÷7]. W tych przypadkach, gdy przy zbliżonym składzie chemicznym, ale różnej strukturze wyjściowych materiałów wsadowych, a także przy jednakowych w przybliżeniu warunkach topienia i następnie stygnięcia materiału roztopionego otrzymuje się metal w stanie stałym z różną mikro- i makrostrukturą, jakby przekazaną przez materiał roztopiony ze struktury wyjściowych materiałów wsadowych, używany jest termin *strukturalna dziedziczność* [3].

Wiadomo, że pod względem swoich właściwości i budowy ciecze znajdują się znacznie bliżej ciał stałych niż gazów [8÷14]. Analiza mikrorentgenograficzna pokazuje, że przy temperaturze niezbyt przekraczających temperaturę topnienia rozmieszczenie cząstek w cieczy nie jest bezładne, lecz bardzo podobne do istniejącego w krystalicznym ciele stałym [1]. Jednak w odróżnieniu od krystalicznych ciał stałych, których struktura charakteryzuje się uporządkowaniem dalekiego zasięgu, podstawową charakterystyką struktury cieczy jest uporządkowanie bliskiego zasięgu,

Co jest uwzględniane przez model klastrowy struktury cieczy. *Klastrami* nazywane są obszary z określonym typem uporządkowania przestrzennego cząstek w cieczy. W każdym momencie centralna część klastrow jest zbliżona do ciała stałego, podczas gdy zewnętrzne warstwy są pozbawione ścisłej symetrii. Przy tym klastry strukturalnie i genetycznie są związane z ciałem stałym.

Proces krystalizacji roztopionego materiału może przebiegać przez przyłączanie do niego grup klastrow.

Dr hab. inż. Igor A. Riabcew – Instytut Spawania Elektrycznego im. E.O. Patona, Kijów, Ukraina.

Struktura roztopionego materiału, wpływając na mechanizm krystalizacji, w określonym stopniu wyznacza także wadliwość kryształu. Można przypuszczać, że stop bardziej mikroniejednorodny i nierównoważny tworzy także najbardziej wadliwe kryształy [1]. Oddziałując na strukturę wyjściowych materiałów wsadowych można osiągnąć istotne zwiększenie jakości zakrzepłego metalu i jego właściwości.

Analiza wykazała, że w odróżnieniu od metalurgii, badanie strukturalnej dziedziczności w układzie *wyjściowy materiał elektrodowy (dodatkowy) – ciekły metal jeziora spawalniczego – metal w stanie stałym* jest utrudnione w wyniku następujących charakterystycznych cech napawania (spawania):

- nagrzewanie, topienie i przenoszenie materiału elektrodowego (dodatkowego) w różnych metodach napawania znacznie się różni w zależności od parametrów procesu;
- parametry temperaturowo-czasowe jeziora spawalniczego w różnych metodach napawania też znacznie się różnią, nie są stacjonarne oraz są trudno regulowalne, wskutek czego ciekły metal jeziora spawalniczego będzie daleki od równoważnego;
- istotny jest wpływ materiału podstawowego, który w stanie ciekłym dostaje się do jeziora spawalniczego i może zmieniać strukturę oraz właściwości napawanego metalu;
- krystalizacja metalu jeziora spawalniczego zachodzi na podłożu stałym, którego struktura wpływa na strukturę i właściwości napawanego metalu.

W artykule przytoczono wyniki badań wpływu wyjściowej struktury materiałów dodatkowych do napawania na strukturę i właściwości metalu napawanego dwoma najbardziej charakterystycznymi metodami: łukową elektrodą topliwą i plazmowo-proszkową.

Przebieg i wyniki badań

Analizie poddano niektóre cechy szczególne nagrzewania, topienia i przenoszenia materiału elektrodowego i dodatkowego, które wyznaczają temperaturowo-czasowe parametry jeziora spawalniczego dla tych metod napawania.

Przy łukowym napawaniu elektrodą topliwą charakter przenoszenia materiału elektrodowego jest wyznaczony przez układ sił działających na ciekłą kroplę na powierzchni czołowej elektrody. Podstawowe z nich to: siła ciężenia, siła napięcia powierzchniowego, siły elektromagnetyczne, siła reakcyjna par metalu, siła aerodynamiczna oraz ciśnienie gazów i par tworzących się wewnątrz kropel. Wielkość tych sił i kierunek działania ich wypadkowej w znacznym stopniu zależą od parametrów jarzenia łuku, składu materiału elektrodowego i środowiska osłonowego, stanu powierzchni i średnicy elektrody oraz charakterystyk źródła prądu spawania.

Przy napawaniu (spawaniu) łukowym nagrzewanie materiału elektrodowego zachodzi przede

wszystkim dzięki ciepłu wydzielającemu się w przyelektrodowym obszarze łuku, a prędkość topienia się elektrody jest proporcjonalna do natężenia prądu spawania [15, 16]. Temperatura kropel metalu elektrodowego zawsze przewyższa jego temperaturę topnienia. Na przykład przy spawaniu niskowęglowym drutem stalowym łukiem krytym wynosi ona 2270 ± 100 K, nieznacznie zmieniając się w szerokim przedziale natężenia prądu i napięcia łuku [17].

Przy napawaniu plazmowo-proszkowym (NPP) i niektórych innych metodach napawania jest przeciwnie, charakterystyki przenoszenia nie są wprost związane z natężeniem prądu i napięciem łuku, ale znacząco zależą od składu frakcyjnego i masowej prędkości podawania materiału dodatkowego oraz jego właściwości fizycznych.

Przy plazmowym napawaniu proszkiem określonej frakcji następuje równomierne przenoszenie materiału dodatkowego przez przestrzeń łuku. Jednak pewna część materiału dodatkowego przy NPP może dostawać się do jeziora ciekłego metalu w stanie ciekło-stałym lub stałym. Średnia temperatura cząstek proszku dostarczonych do jeziora spawalniczego zmienia się w szerszym zakresie niż temperatura kropel metalu elektrodowego przy napawaniu łukowym, od $(0,2 \div 0,3)T_{\text{topnienia}}$ do T_{wrzenia} . W wyniku zmieniają się parametry temperaturowo-czasowe jeziora spawalniczego i ten czynnik może w znaczącym stopniu wpływać na strukturę i właściwości napawanego metalu.

Sterować nagrzewaniem proszku, jak i jego masową prędkością podawania można, nie zmieniając mocy łuku [18]. Brak bezpośredniego sprzężenia natężenia prądu łuku i wydajności topienia materiału dodatkowego jest jedną z charakterystycznych cech NPP. O ile przy napawaniu łukowym współczynnik proporcjonalności między natężeniem prądu i masową prędkością topienia elektrody (współczynnik stopienia α_{st}) zależy od energetycznych charakterystyk łuku i właściwości samej elektrody, o tyle przy NPP maksymalna wydajność topienia materiału dodatkowego (przy zadanym natężeniu prądu) istotnie zależy także od czynników określających stan cieplny w jeziorze spawalniczym: właściwości cieplno-fizycznych i temperatury podgrzewania materiału podstawowego, masy napawanego elementu, prędkości napawania itd. Tłumaczy się to tym, że w przypadku NPP część mocy cieplnej łuku wprowadzanej do materiału podstawowego powinna zużywać się na topienie proszku, który może dostawać się do jeziora spawalniczego, będąc nagrzany do temperatury niższej od temperatury topnienia ($T_{\text{topnienia}}$). Z tego powodu im mniejsza jest intensywność odprowadzania ciepła z jeziora spawalniczego do materiału podstawowego, tym większa ilość proszku może być roztopiona przy stałym natężeniu prądu napawania.

Przy napawaniu łukowym elektrodą topliwą badano wpływ kompozycji węglkowych o wymiarach materiałów nanostrukturalnych, wprowadzanych do wsadu drutów proszkowych, na strukturę i właściwości

Tablica I. Skład chemiczny i twardość stopiwa doświadczalnych drutów proszkowych
Table I. Experimental flux wire chemical composition and weld metal hardness

Gatunek drutu proszkowego	Oznaczenie umowne	Zawartość pierwiastków, % mas.							Twardość HRC
		C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	
PP-Np-35V9H3GSF	Op-1	0,39	0,60	1,0	2,97	8,05	-	0,70	51
PP-Np-35V9H3GSF	Op-2	0,34	0,60	1,0	3,0	9,30	-	0,76	54
PP-Np-30H4V2M2FS	Op-3	0,37	0,72	1,17	3,97	2,52	1,88	0,44	55
PP-Np-30H4V2M2FS	Op-4	0,35	0,70	1,17	3,80	2,33	1,97	0,45	53

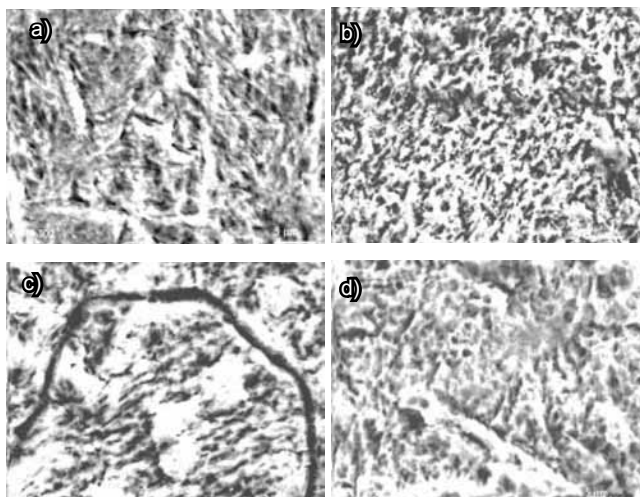
napawanego metalu. Nanowymiarowe kompozycje węglkowe otrzymywano na drodze wysokotemperaturowej obróbki w atmosferze CO proszków wysoko-węglowego żelazochromu FCh800, żelazwanadu FVd50 i wolframu [19].

Nanowymiarowe kompozycje węglkowe zastosowano we wsadzie drutów proszkowych PP-Np-35V9H3GSF i PP-Np-30H4V2M2FS, przeznaczonych do napawania narzędzi do obróbki plastycznej metali na gorąco i zapewniających utrzymanie stopiwa typu żaroodpornych stali matrycowych. Drut proszkowy PP-Np-35V9H3GSF wykonano w dwóch wariantach: Op-1 – standardowy wsad zawierający nieobrobiony proszek wolframu; Op-2 – wsad z zastosowaniem obrobionego proszku wolframu. Drut proszkowy PP-Np-30H4V2M2FS także wykonano w dwóch wariantach: Op-3 – standardowy wsad; Op-4 – wsad z zastosowaniem obrobionego proszku żelazochromu i żelazwanadu. Obliczeniowy skład chemiczny wsadu drutów proszkowych korygowano tak, aby otrzymać stopiwo o jednakowym składzie chemicznym.

Przy użyciu doświadczalnych drutów proszkowych napawano próbki, określono skład chemiczny stopiwa i jego twardość (tabl. I).

Badania metalograficzne wykazały, że mikrostruktura metalu napawanego standardowym drutem Op-1 jest martenzytem listwowym o mikrotwardości HV_{0,5} = 5930 MPa z niewielką ilością austenitu szczytkowego o twardości HV_{0,5} = 5090÷5490 MPa (rys. 1a). W strukturze napawanego metalu występują także wtrącenia węglków. Mikrostruktura metalu napawanego doświadczalnym drutem Op-2 ulega zmianie: jednocześnie z martenzytem listwowym pojawia się martenzyt płytkowy, przy czym jego płytki mają kształt soczewkowy (rys. 1b). Martenzyt ma twardość HV_{0,5} = 5930 MPa. Ilość austenitu szczytkowego jest nieco większa niż w metalu napawanym drutem standardowym, a jego twardość wynosi HV_{0,5} = 4410÷5490 MPa. Wprowadzenie do wsadu doświadczalnego drutu proszkowego składników zawierających nanowymiarowe węglki prowadzi do rozdrobnienia struktury napawanego metalu.

Mikrostrukturę metalu napawanego standardowym drutem proszkowym Op-3 przedstawiono na rysunku 1c. Matryca zawiera głównie martenzyt listwowy o mikrotwardości HV_{0,5} = 5490÷6440 MPa. Na granicach ujednorodnienia austenit szczytkowy (HV_{0,5} = 5020÷5090 MPa). Mikrostrukturę metalu



Rys. 1. Mikrostruktura metalu napawanego drutami proszkowymi: a) standardowy drut Op-1, b) drut doświadczalny Op-2, c) standardowy drut Op-3, d) drut doświadczalny Op-4, pow. 2400x

Fig. 1. Microstructure of flux wire surfacing by welding metal: a) standard wire Op-1, b) experimental wire Op-2, c) standard wire Op-3, d) experimental wire Op-4, magn. 2400x

napawanego doświadczalnym drutem proszkowym Op-4 przedstawiono na rysunku 1d.

Ta struktura, w porównaniu ze strukturą standardowego napawanego metalu 30H4V2M2FS, jest bardziej rozdrobniona, odcinków martenzytu listwowego jest zauważalnie mniej, przeważa martenzyt płytkowy. Twardość martenzytycznej matrycy wynosi HV_{0,5} = 5490 MPa. Ilość austenitu szczytkowego jest mniejsza niż przy napawaniu drutem standardowym, mikrotwardość austenitu szczytkowego wynosi HV_{0,5} = 4120-4660 MPa.

Badania odporności na zmęczenie cieplne przeprowadzono na urządzeniu i wg metodyki [20], przewidującej nagrzewanie napawanej powierzchni próbki o wymiarach 40x40x40 mm palnikiem gazowym do 800°C (plamka nagrzewania o średnicy 15 mm) i chłodzenie strumieniem wody do 60°C. Cykle nagrzewanie-chłodzenie powtarzano do pojawienia się siatki pęknięć w wyniku zmęczenia cieplnego. Wyniki badań przedstawiono w tabelcy II.

Badania odporności na zmęczenie cieplne wykazały, że zastosowanie we wsadzie drutów proszkowych nanowymiarowych kompozycji węglkowych zwiększa odporność napawanego metalu – wzrasta liczba

Tablica II. Odporność na zmęczenie cieplne napawanego metalu
Table II. Thermal endurance of surfaced metal

Gatunek drutu proszkowego	liczba cykli cieplnych	
	do pojawienia się siatki pęknięć	do początku rozwoju siatki pęknięć
PP-Np-35V9H3GSF (Op-1)	60	80
PP-Np-35V9H3GSF (Op-2)	70	100
PP-Np-30H4V2M2FS (Op-3)	40	60
PP-Np-30H4V2M2FS (Op-4)	60	80

Tablica III. Zużycie napawanych próbek przy tarciu metal-metal w podwyższonej temperaturze

Table III. Metal-metal – abrasive wear of surfaced samples in increased temperature

Gatunek drutu proszkowego	Zużycie, kg/km • 10 ⁻⁴	
	napawanej próbki	przeciwpróbki
PP-Np-35V9H3GSF (Op-1)	2,9705	37,7625
PP-Np-35V9H3GSF (Op-2)	2,4589	28,1803
PP-Np-30H4V2M2FS (Op-3)	2,7429	33,8164
PP-Np-30H4V2M2FS (Op-4)	2,4527	17,6991

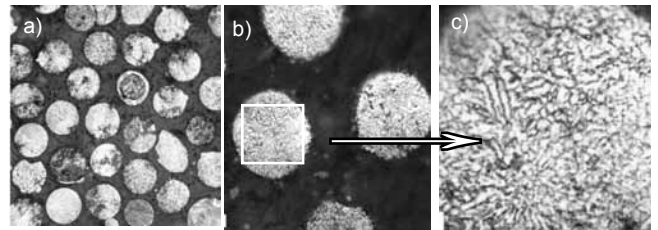
cykli nagrzewanie-chłodzenie do pojawienia się i rozwoju siatki pęknięć zmęczenia cieplnego.

Badania odporności na zużycie w warunkach tarcia ślizgowego metal-metal w podwyższonej temperaturze wykonano wg następującej metodyki: podczas badań napawana próbka o wymiarach 10x17x40 mm jest dociskana z siłą 171,6 N (17,5 kG) do obracającego się z prędkością 30 obr/min pierścienia-przeciwpróbki o średnicy 120 mm, wykonanego ze stali 45 i nagrzewanego podczas badań palnikiem gazowym. Temperatura w strefie styku próbki i przeciwpróbki wynosi 600°C, czas trwania badań – 1 godzina. W trakcie badań próbka wykonuje ruchy postępowo zwrotne w płaszczyźnie pionowej, amplituda ruchów wynosi 20 mm, a częstotliwość – 62 min⁻¹ [20]. Wyniki badań przytoczono w tablicy III.

Badania wykazały, że zużycie metalu napawanego drutami proszkowymi ze wsadem doświadczalnym jest mniejsze niż zużycie próbek napawanych drutami ze wsadem standardowym. Mniejsze jest także zużycie pierścieni-przeciwpróbek, które były badane w parze z próbkami napawanymi drutami proszkowymi ze wsadem doświadczalnym.

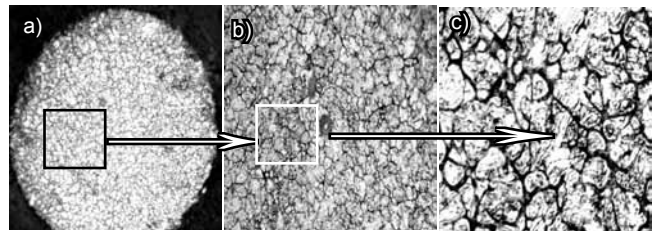
Jak wskazano, znaczna nierównomierność nagrzewania proszku w łuku plazmowym, możliwość dostania się do jeziora spawalniczego nieroztopionych cząstek powinny wpływać na jego rozmiar, masę i temperaturę, a także na charakter krystalizacji, strukturę i właściwości napawanego metalu.

Badano strukturę proszku PG-10R6M5 różnych frakcji i jej wpływ na strukturę metalu napawanego plazmowo-proszkowo [21]. Badano strukturę proszku PG-10R6M5 frakcji minimalnego stosowanego do napawania rozmiaru 40÷50 µm (rys. 2) oraz maksymalnego rozmiaru 250÷315 µm (rys. 3).



Rys. 2. Mikrostruktura cząstek proszku PG-10R6M5 o ziarnistości 50 µm: a) 200x, b) 630x, c) 2000x

Fig. 2. Microstructure of flux powder PG-10R6M5 elements with grain size 50 µm: a) 200x, b) 630x, c) 2000x



Rys. 3. Mikrostruktura cząstek proszku PG-10R6M5 o ziarnistości 250 µm: a) 320x, b) 800x, c) 2000x

Fig. 3. Microstructure of flux powder PG-10R6M5 elements with grain size 250 µm: a) 320x, b) 800x, c) 2000x

Stwierdzono, że frakcja proszku 40÷50 µm, która krystalizuje podczas otrzymywania proszku z większą prędkością, ma bardzo drobną strukturę i z trudem identyfikuje się ją nawet przy powiększeniu 2000x (rys. 2c). Przy takim powiększeniu w strukturze widoczne są dendryty, głównie orientowane do środka cząstki proszku i składowa eutektyczna na granicach ziaren. Struktura proszku PG-10R6M5 frakcji 200÷315 µm charakteryzuje się ziarnem o większych wymiarach różnej orientacji, i jest zbliżona do struktury staliw szybkołączącego 10R6M5 (rys. 3b). Przy większym powiększeniu na granicach ziaren występują wydzielenia składowej eutektycznej, a wewnątrz ziaren widoczne są igły martenzytu i austenit szczątkowy (rys. 3c).

Przeprowadzono analizę rentgenostrukturalną proszku PG-10R6M5 różnych frakcji oraz metalu napawanego tym proszkiem metodą plazmową (tabl. IV). Jeżeli w strukturze proszku drobnoziarnistej frakcji przeważa faza γ (jej zawartość wynosi 59,88%), to w strukturze gruboziarnistego proszku odwrotnie, więcej jest fazy α – 55,14% (faza α składa się z martenzytu i ferrytu). W obydwu frakcjach proszku w strukturze nie występują wydzielenia węglików prawdopodobnie są one tak małe, że nie są wykrywane daną metodą.

W napawaniu metalu następuje zwiększenie zawartości fazy α, lecz ponieważ jej zawartość była większa w proszku o większych wymiarach, to w metalu napawanym tym proszkiem zawartość α-fazy jest także większa. W napawaniu metalu pojawiają się wtrącenia węglików i ich ilość jest różna: więcej wtrąceń węglików występuje w metalu napawanym proszkiem drobniejszych frakcji.

Oceniając wg zawartości fazy α i γ można stwierdzić, że przy napawaniu plazmowo-proszkowym obserwuje się określone dziedziczenie struktury

Tablica IV. Wyniki analizy rentgenowskiej struktury proszku PG-10R6M5 różnych frakcji oraz metalu napawanego tym proszkiem**Table IV.** Results of X-ray radiography analysis of flux powder PG-10R6M5 structure of different fraction and surfaced those flux powder metals

Badany materiał	Frakcja μm	Zawartość fazy α , %mas. parametr siatki a, nm	Zawartość fazy γ , %mas. parametr siatki a, nm	Typ i zawartość węglików, %mas. parametry siatki a, c, nm
Proszek PG-10R6M5	40-50	$\alpha = 40,12$ $a = 0,2885$	$\gamma = 59,88$ $a = 0,3626$	–
Metal napawany 10R6M5	40-50	$\alpha = 51,57$ $a = 0,2882$	$\gamma = 43,36$ $a = 0,3610$	$\text{Mo}_2\text{C} = 5,07$ $a = 0,2939$; $c = 0,4645$
Proszek PG-10R6M5	250-315	$\alpha = 55,14$ $a = 0,2897$	$\gamma = 44,86$ $a = 0,3624$	–
Metal napawany 10R6M5	250-315	$\alpha = 62,83$ $a = 0,2892$	$\gamma = 34,45$ $a = 0,3623$	$\text{Mo}_2\text{C} = 2,72$ $a = 0,2959$; $c = 0,4665$

Tablica V. Wpływ dodatku proszku frakcji o większej ziarnistości na mikrostrukturę napawanych ściegów (podstawowa frakcja 40÷125 μm)**Table V.** The influence of flux powder with higher granularity addition on the microstructure of surfaced beads (main fraction 40÷125 μm)

Lp.	Zawartość grubszej frakcji, % mas.		Natężenie prądu, A	Charakterystyka mikrostruktury napawanego ściegu
	200÷250 μm	315÷400 μm		
1	-	-	205-210	dendryty różnej długości, zorientowane w jednym kierunku
2	15	-	210-215	dendryty różnej długości, zorientowane w jednym kierunku
3	30	-	215-220	drobne dendryty o różnej orientacji i drobna siatka węglików na granicach ziaren
4	45	-	220-225	dendryty nieduże oraz duże, zorientowane do zarodków krystalizacji
5	-	15	215-220	dendryty różnej długości, zorientowane w jednym kierunku
6	-	30	220-225	drobne dendryty o różnej orientacji i drobna siatka węglików na granicach ziaren
7	-	45	225-230	Dendryty nieduże oraz duże, zorientowane do zarodków krystalizacji

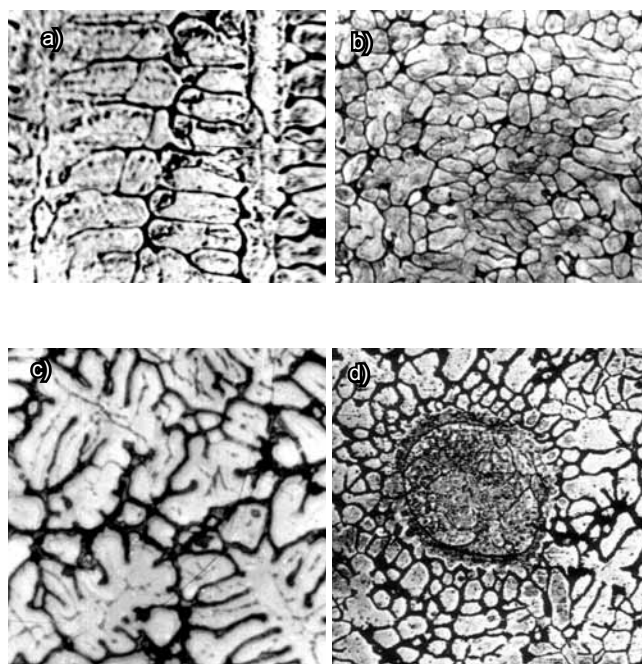
proszku przez metal napawany: im więcej fazy α w proszku, tym więcej jej w napawanym metalu oraz w odpowiedniej proporcji zmienia się zawartość fazy γ .

Ilość proszku, która może być podawana do łuku plazmowego i topić się w nim oraz jezioru spawalniczym, zależy od parametrów napawania – ale nie wprost, jak np. przy napawaniu łukowym elektrodą topliwą.

Do badania wpływu ziarnistości proszku na strukturę napawanego metalu przeprowadzono plazmowe napawanie próbek proszkiem stali szybkoznającej PG-10R6M5. Prędkość napawania – 12 m/h, prędkość podawania proszku – 4,2 kg/h. Stosowany proszek był mieszkanką frakcji drobnej (ziarnistość 40÷125 μm) i frakcji o większej ziarnistości (składających się z dużych cząstek, grubszych) o różnym udziale (tabl. V).

Metal napawany proszkiem drobnych frakcji ma gruboziarnistą strukturę. Dodanie do niego 15% proszku frakcji o większej ziarnistości nie powoduje szczególnych zmian struktury (tabl. V, oraz rys. 4a). Wynika z tego, że proszek drobnych frakcji roztopia się w łuku plazmowym i znacznie przegrzewa w jezioru spawalniczym, w wyniku czego przy stygnięciu z wysokiej temperatury tworzą się duże dendryty (rys. 4a).

Przy zawartości ok. 30% frakcji o ziarnistości 200÷250 μm lub 315÷400 μm struktura napawanego metalu wyraźnie rozdrabnia się, a siatka węglików staje się stosunkowo cienka (tabl. V, rys. 4b). Jeżeli porównywać mikrostrukturę napawanego metalu tego typu (rys. 4b) i proszku gruboziarnistego (rys. 3b), to są one



Rys. 4. Mikrostruktura napawanego metalu 10R6M5 (400x) przy wprowadzeniu proszku gruboziarnistego do proszku frakcji drobnej (tabl. V): a) napawanie mieszkanką nr 2, b) napawanie mieszkanką nr 3, c) napawanie mieszkanką nr 4, d) nieroztopiona cząstka proszku

Fig. 4. Microstructure of surfaced metal 10R6M5 (400x) with addition of coarse grain into inferior figures (tabl. V): a) surfaced by composition 2, b) surfaced by composition 3, c) surfaced by composition 4, d) non-molten element of flux powder

podobne. Wynika z tego, że dodatek gruboziarnistej frakcji proszku prowadzi do sytuacji, że nie cały proszek roztopia się w łuku i jego część trafia do jeziora spawalniczego nie całkiem roztopiona. Temperatura jeziora spawalniczego nie osiąga poziomu równoważnego i napawany metal w większym stopniu dziedziczy strukturę materiału dodatkowego – proszku.

Przy dalszym zwiększeniu udziału tych frakcji do 45% zachowuje się w zasadzie charakter struktury o różnej orientacji, lecz pojawiają się duże dendryty

rosnące od zarodków krystalizacji, które stanowią duże cząstki proszku dotapiające się w jeziorce spawalniczym (rys. 4c). Jeżeli takie cząstki nie zdążą się całkowicie roztopić, to także występują jako zarodki krystalizacji (rys. 4d).

Charakter wpływu na strukturę napawanego metalu obydwu frakcji gruboziarnistych był w przybliżeniu jednakowy. Jednak przy dużym udziale $\geq 45\%$ frakcji 315+400 μm w strukturze napawanego metalu znacznie częściej obserwuje się nieroztopione cząstki proszku.

Wnioski

Zastosowanie w drutach proszkowych do napawania łukowego materiałów wsadowych zawierających nanowymiarowe węgliki prowadzi do rozdrobnienia struktury napoiny i bardziej równomiernego rozkładu pierwiastków stopowych.

Stopiwo drutów proszkowych, których wsad zawiera nanowymiarowe węgliki, ma większą odporność na działanie ciepła i zużycie przy tarciu ślizgowym metal-metal.

Stwierdzono, że przy napawaniu plazmowo-proszkowym występuje efekt dziedziczenia struktury proszku PG-10R6M5 przez metal napawany: im więcej

fazy α w zastosowanym proszku, tym więcej jej też w napawanym metalu, w odpowiedniej proporcji zmienia się również zawartość γ -fazy w napawanym metalu. Na wymiary ziaren i charakter krystalizacji napawanego metalu wpływa skład frakcyjny i mikrostruktura proszku stanowiącego materiał dodatkowy.

Wpływ strukturalnej dziedziczności w największym stopniu przejawia się w tych metodach napawania, w których materiały dodatkowe nie przewodzą prądu i nie występuje bezpośrednie sprzężenie między natężeniem prądu łuku spawalniczego a wydajnością stapiania materiału dodatkowego.

Literatura

- [1] Баум Б.А.: Металлические жидкости. Изд. Наука, М. 1979.
- [2] Гиршович Н.Г., Иоффе А.Я., Зоммер Л.Р. и др.: Влияние природы шихтовых материалов на структуру и свойства чугуна с шаровидным и пластинчатым графитом. Основы образования литейных сплавов. Изд. Наука, М. 1970 s. 224-227.
- [3] Никитин В.И.: Управление наследственностью структуры шихты и расплавов – важнейший резерв повышения качества отливок. Литейное производство. 1988. № 9. s. 5-6.
- [4] Никитин В.И.: О влиянии качества шихтовых металлов на свойства легких сплавов. Цветные металлы. 1982. № 8 s. 73-75.
- [5] Прудовский П.П., Голяков В.Д., Симонова Н.А. и др.: Влияние наследственности структуры шихты на механические свойства сплава ВАЛ8. Литейное производство. 1986. № 11 s. 7-8.
- [6] Еланский Г.Н., Кудрин В.А.: Строение и свойства жидкого металла. Изд. Металлургия, М. 1984.
- [7] Попель П.С., Баум Б.А.: Термодинамический анализ одной из причин металлургической наследственности. Известия АН СССР. Металлы. 1986. № 5. С. s. 47-51.
- [8] Вилсон Д.Р.: Структура жидких металлов и сплавов. Изд. Металлургия, М. 1972.
- [9] Татарина Л.И.: Структура твердых аморфных и жидких веществ. М.: Наука, 1983.
- [10] Крокстон К.: Физика жидкого состояния. Пер. с англ. Изд. Мир, М. 1978.
- [11] Ватолин Н.А., Пастухов Э.А.: Дифракционные исследования строения высокотемпературных расплавов. Изд. Наука, М. 1980.
- [12] Арсентьев П.П., Коледов Л.А.: Металлические расплавы и их свойства. Изд. Металлургия, М. 1976.
- [13] Ершов Г.С., Черняков В.А.: Строение и свойства жидких и твердых металлов. Изд. Металлургия, М. 1978.
- [14] Белащенко Д.К.: Структура жидких и аморфных металлов. Изд. Металлургия, М. 1985.
- [15] Ерохин А.А.: Основы сварки плавлением. Изд. Машиностроение, М. 1973.
- [16] Лесков Г.И.: Электрическая сварочная дуга. Изд. Машиностроение, М. 1975.
- [17] Фрумин И.И.: Автоматическая электродуговая наплавка. Изд. Металлургиздат, Харьков. 1961.
- [18] Гладкий П.В., Переплетчиков Е.Ф., Рябцев И.А.: Плазменная наплавка. Изд. Экотехнология, Киев. 2007.
- [19] Рябцев И.А., Кондратьев И.А., Гадзыра Н.Ф. и др.: Влияние ультрадисперсных карбидов в порошковых проволоках на свойства теплоустойчивого наплавленного металла. Автомат. сварка. 2009. № 6. С. s. 13-16.
- [20] Рябцев И.И., Черняк Я.П., Осин В.В.: Блочно-модульная установка для испытаний наплавленного металла. Сварщик. 2004. № 1 s. 18-20.
- [21] Рябцев И.А., Переплетчиков Е.Ф., Миц И.В., Бартенев И.А.: Влияние исходной структуры и гранулометрического состава порошка на структуру металла 10Р6М5, наплавленного плазменным способом. Автомат. сварка. 2007, № 10 s. 23-28.