



## Model formowania warstwy dyfuzyjnej typu Fe-Cr w polu temperatury

ANDRZEJ GÓRKA, DOROTA KOCANĀDA

Wojskowa Akademia Techniczna, Wydział Mechaniczny, Katedra Budowy Maszyn,  
00-908 Warszawa, ul. S. Kaliskiego 2, dkocanda@wat.edu.pl

**Streszczenie.** W artykule przedstawiono model tworzenia warstw dyfuzyjnych na przykładzie chromu, jako elementu nasycającego, i żelaza jako elementu nasycanego w polu laserowej inicjacji cieplnej z zastosowaniem lasera CO<sub>2</sub> emitującego wiązkę o normalnym rozkładzie gęstości mocy w trybie pracy ciągłej. Zamieszczone w pracy wyniki badań weryfikacyjnych dokumentują istnienie termodyfuzyjnego strumienia masy w strefie nagrzewanego materiału. Proces ten jest dominujący w pierwszym, wyodrębnionym w tym modelu etapie tworzenia warstwy, to jest w czasie nagrzewania materiału. Obserwowane efekty oddziaływania tego strumienia na strukturę w modyfikowanej warstwie uzależnione były w pierwszym rzędzie od czasu realizacji procesu oraz od parametrów cieplno-geometrycznych obszaru wpływu ciepła, takich jak: głębokość przetopienia i grubość zastosowanej powłoki chromu nałożonego galwanicznie. Przy spełnieniu odpowiednich warunków relacji pomiędzy wymienionymi parametrami, rozkłady stężenia chromu posiadały maksima w głębi warstw, a nie na powierzchni, jak ma to miejsce w konwencjonalnych procesach dyfuzyjnych realizowanych przy stałej temperaturze.

**Słowa kluczowe:** pole temperatury, laser CO<sub>2</sub>, warstwy dyfuzyjne, termodyfuzja

### 1. Wstęp

Warstwy chromowane dyfuzyjnie posiadają interesujące własności, takie jak wysoka twardość i odporność na ścieranie w podwyższonej temperaturze. W związku z tym od lat prowadzone są intensywne badania nad różnymi metodami ich wytwarzania. Mimo uzyskiwania zadawalających wyników w przypadku standardowego chromowania dyfuzyjnego proces ten nie jest powszechny w praktyce technologicznej ze względu na koszty, które są zdeterminowane czasem trwania procesu i wymaganą wysoką temperaturą procesu. Wysoka temperatura procesu powoduje

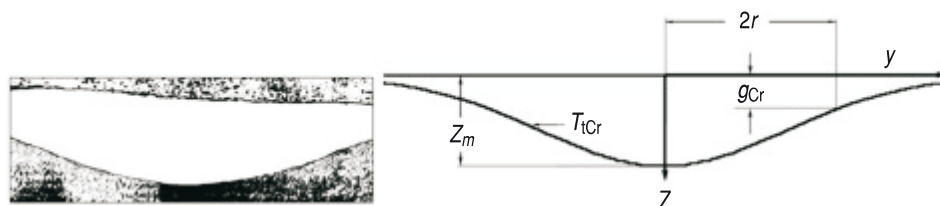
znaczne obniżenie twardości podłoża stalowego, a także jego odkształcenie. Interesujące byłoby więc opracowanie metody chromowania dyfuzyjnego z zastosowaniem nagrzewania powierzchniowego, na przykład promieniami lasera. Zagadnienie to stanowi treść niniejszego opracowania. Dane zawarte w literaturze w tym zakresie dotyczą jedynie eksperymentalnej oceny możliwości wzbogacania powierzchni stali pierwiastkami takimi jak wolfram, molibden, chrom, węgiel, aluminium, tantal, krzem itp. [5-8]. Nie omawiają jednak charakteru fizycznego procesu. Brakuje w tym względzie bardziej szczegółowych informacji o mechanizmach tworzenia warstw, jak również o ograniczeniach wynikających z zastosowanego laserowego sposobu nagrzewania. W niniejszym opracowaniu, w zawężonym zakresie, podjęto ten problem dla przykładowego modelu tworzenia warstw dyfuzyjnych typu Fe-Cr na podłożu żelaza armco z powłoką chromu, przy zastosowaniu nagrzewania wiązką laserową CO<sub>2</sub> ciągłego działania.

## 2. Metodyka badań

W badaniach procesu formowania dyfuzyjnych warstw chromowanych na podłożu żelaza armco wykorzystano laser CO<sub>2</sub> o mocy 800 W o normalnym rozkładzie gęstości mocy w wiązce roboczej o średnicy 16 mm i pełnym kącie rozbieżności 2,5 mrad. Stałymi parametrami sposobu nagrzewania były:

- ogniskowa soczewki skupiającej  $f = 127$  mm,
- prędkość przemieszczania wiązki  $V = 0,8-5$  mm/s,
- położenie punktu ogniskowania wiązki na powierzchni chromu.

W badaniach warstw po procesie nasycania żelaza chromem zastosowano podstawowe metody obserwacji, to jest mikroskopię optyczną oraz mikroanalizę rentgenowską. Badania metalograficzne warstw przeprowadzono w celu wyznaczenia ich podstawowych parametrów, to jest grubości warstwy  $z_m$  i szerokości strefy przemian dyfuzyjnych  $2r$  (rys. 1).

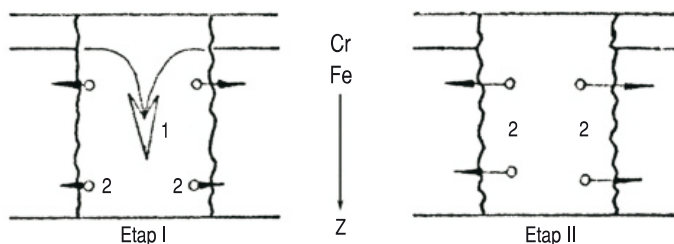


Rys. 1. Parametry geometryczne warstwy dyfuzyjnej

Mikroanalizę rentgenowską wykorzystano do wyznaczenia rzeczywistych liniowych i powierzchniowych rozkładów stężenia chromu w warstwach po procesie nasycania.

### 3. Charakterystyka modelu formowania warstwy dyfuzyjnej typu Fe-Cr

Dotychczasowe własne badania nad laserowym nasycaniem powierzchni chromem [1, 2, 4] oraz publikowane wyniki z badań procesu termodyfuzji w metalach w stanie stałym [3] wskazują, że warstwy nagrzewane promieniami laserowymi posiadają preferencyjny kierunek przemieszczania masy zgodny z linią o najwyższym gradiencie temperatury. Odpowiada to maksymalnym wartościom temperatury inicjowanego pola cieplnego. W rzeczywistych warunkach procesu fakt ten determinuje sposób tworzenia warstw dyfuzyjnych. Zilustrować to można przy pomocy schematu ideowego, w którym omawiany preferencyjny kierunek transportu masy jest zgodny z osią  $z$  (rys. 2).



Rys. 2. Schemat ideowy przedstawiający kierunki transportu masy podczas tworzenia warstwy dyfuzyjnej. Oznaczenia: 1 — preferencyjny kierunek transportu masy, 2 — kierunek transportu masy o charakterze stężeniowym; etap I — etap nagrzewania warstwy, etap II — etap chłodzenia warstwy

W przypadku gdy powierzchnia nagrzewania (rozumiana jako powierzchnia płamki laserowej wiązki roboczej na powierzchni próbki) jest wielokrotnie większa od powierzchni przetopienia  $2r > 2r_c$  (rys. 4), w cyklu nagrzewania dominujący transport masy w warstwie odbywać się będzie w kierunku 1 (rys. 2). Natomiast w cyklu chłodzenia transport masy odbywać się będzie w kierunku 2. Odpowiada to drugiemu etapowi omawianego schematu tworzenia warstwy. Można uznać, że będzie on zdominowany przez dyfuzję stężeniową ( $\text{grad } T \sim 0$ ). Transport masy w etapie II prowadzi do wyrównywania stężenia pierwiastka nasycającego w całej warstwie dyfuzyjnej. Względny udział masy pierwiastka nasycającego  $q(t)$  w dominującym kierunku transportu możemy wyrazić poprzez następującą zależność:

$$q(t) = 1 - \frac{1}{Q} \cdot \int_0^g c(z, t) \cdot dz,$$

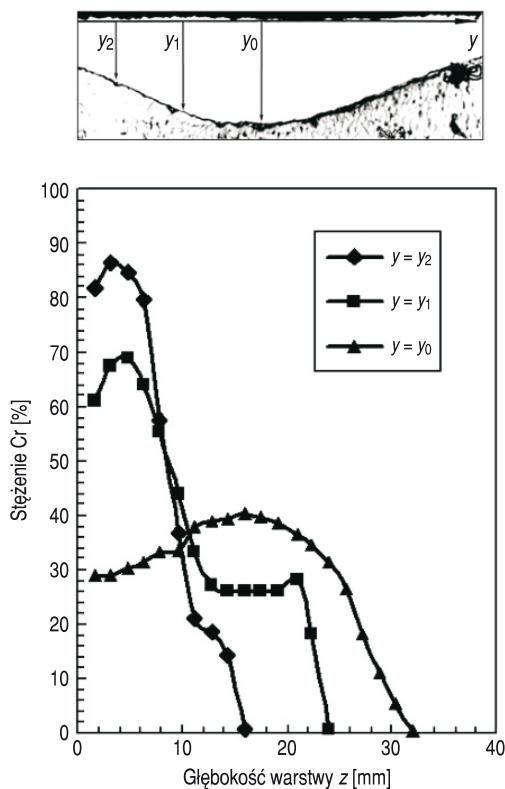
gdzie:  $g$  — szerokość strefy źródła dyfuzji  $2r_c$  (rys. 1);

$Q$  — pojemność źródła pierwiastka nasycającego w stanie wzmożonej aktywności dyfuzyjnej;

$z$  — współrzędna głębokości warstwy.

Z analizy tej zależności dla warstw o zwiększonej szerokości strefy dyfuzyjnej  $g$  wynika, że stężeniowy transport masy w kierunku 2 (rys. 2) angażuje tylko nieznaczną ilość masy źródła pierwiastka nasycającego. Przykładowo dla czasu trwania procesu  $t = 0,01$  s i szerokości strefy dyfuzyjnej  $q = 0,01$  mm, względny udział pierwiastka nasycającego w stężeniowym transporcie masy wynosi zaledwie 24%, ale już przy szerokości strefy  $q = 0,03$  mm wynosi tylko 0,4% ogólnej masy źródła pierwiastka nasycającego.

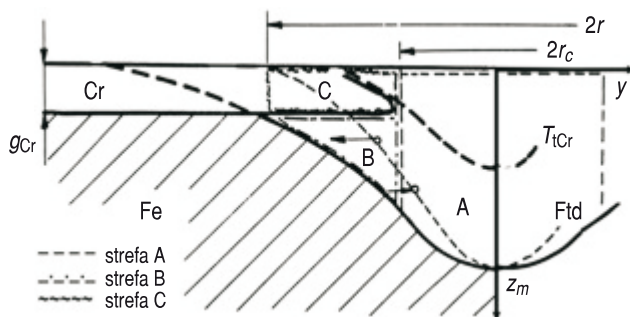
Potwierdziły to również wstępne badania weryfikacyjne, w których poddano ocenie rozkłady liniowe pierwiastka nasycającego — chromu w poszczególnych strefach formowanej warstwy dyfuzyjnej (rys. 3).



Rys. 3. Liniowe rozkłady stężenia chromu w poszczególnych strefach warstwy dyfuzyjnej

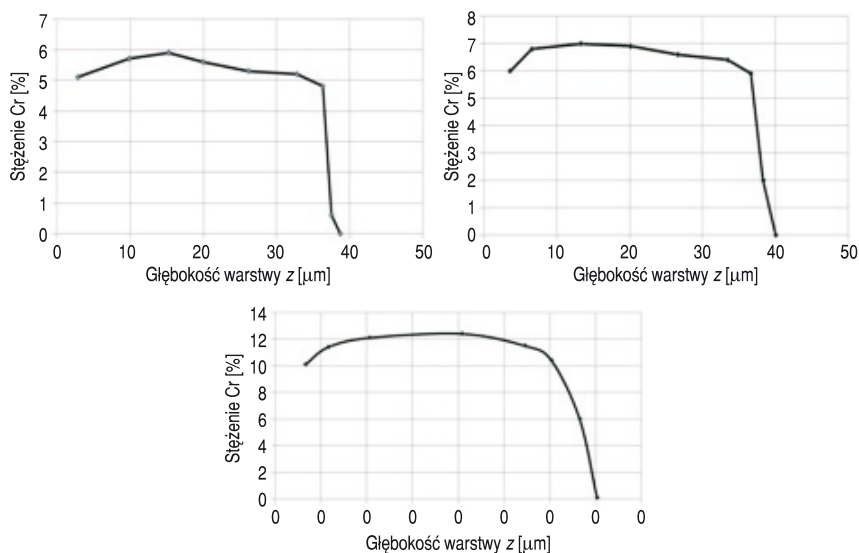
Udział względny stężenia chromu uczestniczącego w przykładowym procesie transportu masy wzdłuż poszczególnych linii pomiarowych, odniesiony do potencjału powłoki (grubość powłoki chromu ok.  $9 \mu\text{m}$ ), wykazał, że dla linii  $y = y_0$  jest on najmniejszy i nie przekracza wartości 4%. Ponadto w warstwach nie obserwowano jednorodnych skupisk chromu, ani pasm o zwiększonej jego zawartości,

które wskazywałyby na konwekcyjno-dyfuzyjny charakter przemieszczania masy. Na tej podstawie opracowano model tworzenia warstw dyfuzyjnych chromu i żelaza w rzeczywistych warunkach nagrzewania wiązką laserową o normalnym rozkładzie gęstości mocy, który zobrazowano na rysunku 4.

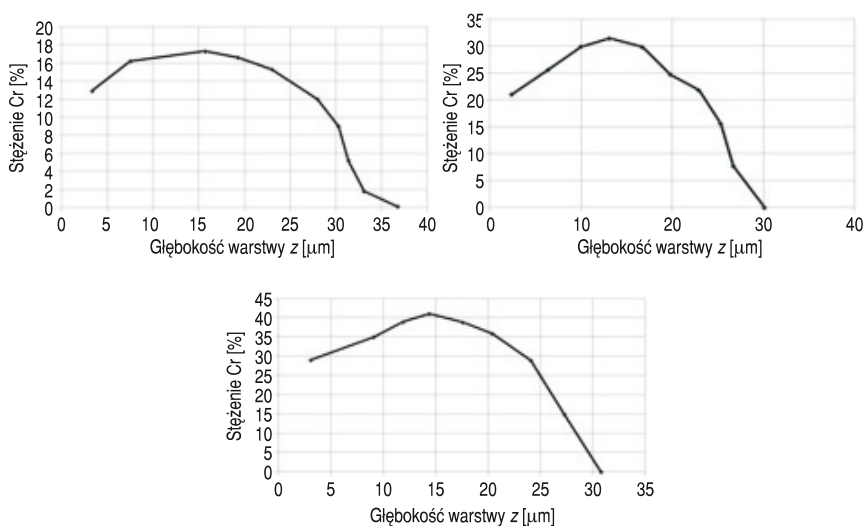


Rys. 4. Schemat tworzenia warstwy dyfuzyjnej Cr-Fe przy nagrzewaniu laserem. Oznaczenia:  $T_{tCr}$  — temperatura topienia chromu;  $F_{td}$  — front dyfuzyjny w cyklu nagrzewania

Zgodnie z powyższym modelem, w pierwszym etapie tworzenia warstwy przemieszczanie chromu z powłoki do podłoża realizowane będzie w obszarze oznaczonym na rysunku 4 literą A. Dominować w nim będzie transport masy o charakterze termodyfuzyjnym — teoretyczną linię frontu dyfuzyjnego na rysunku 4 oznaczono jako  $F_{td}$ . W kolejnym etapie procesu dyfuzja zachodzić będzie ze strefy A do B. Jest ona w stosunku do etapu pierwszego elementem degradacyjnym o charakterze dyfuzji stężeniowej. Dyfuzja w tym kierunku w istotny sposób deformuje rozkłady stężenia ukształtowane w obszarze A. W wyodrębnionym drugim etapie procesu, ze względu na wydłużony czas istnienia stanu ciekłego podłoża, transport masy do podłoża zachodzić będzie również z powłoki galwanicznej w stanie stałym, to jest dyfuzja ze strefy C do B. Dyfuzja z tego kierunku będzie wyhamowywać degradacyjny transport masy z kierunku 2 ujawniony w drugim etapie tworzenia warstwy dyfuzyjnej. Dlatego w badaniach eksperymentalnych fundamentalnym celem było zminimalizowanie czasu istnienia drugiego etapu procesu tworzenia warstwy [2, 4]. Dzięki temu można było przewidywać, że tworzone warstwy dyfuzyjne, w zależności od przyjętego sposobu nagrzewania i grubości powłoki źródła, będą wykazywać wyrównane rozkłady stężenia, bądź rozkłady z charakterystycznymi wypiętrzeniami w głębi warstwy. Badania weryfikacyjne potwierdziły tę zależność. Obserwowano między innymi silną zależność charakteru linii rozkładu stężenia (koncentracji) chromu od grubości zastosowanej powłoki chromowej dla tego samego sposobu nagrzewania. Dla powłok o grubościach mniejszych niż  $9\ \mu\text{m}$  liniowe rozkłady pierwiastka nasycającego wzdłuż linii  $y = y_0$  wykazywały w przybliżeniu wyrównany charakter rozmieszczenia chromu (rys. 5). Dla grubszych powłok linie stężenia wykazywały wartość maksymalną w głębi warstwy (rys. 6).



Rys. 5. Liniowe rozkłady stężenia chromu w warstwach wzdłuż linii  $y = y_0$  (rys. 3) dla mniejszych grubości powłok galwanicznych ( $g_{Cr} < 9 \mu m$ ): w kolejności odpowiednio dla  $g_{Cr} = 3, 6, 7 \mu m$

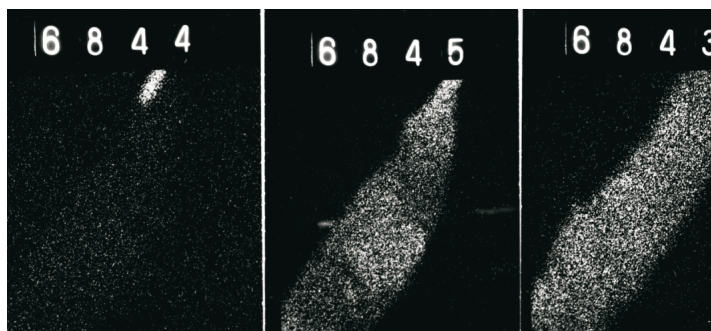


Rys. 6. Liniowe rozkłady stężenia chromu w warstwach wzdłuż linii  $y = y_0$  dla większych grubości powłok galwanicznych ( $g_{Cr} > 9 \mu m$ ): w kolejności odpowiednio dla  $g_{Cr} = 9, 10, 14 \mu m$

Badania powierzchniowych rozkładów stężenia chromu zrealizowane na mikrosondzie rentgenowskiej z dokładnością 3% potwierdziły charakter transportu masy w tworzonych warstwach (rys. 7). Na rysunku tym przedstawiono powierzchniowe rozkłady chromu w tworzonych warstwach zależnie od grubości

powłoki źródła chromu oraz czasu naświetlania dla stałych w cyklu naświetlania parametrów wiązki roboczej:

- cienka powłoka chromu — zdjęcie nr 6844,
- grubsza powłoka chromu i krótszy czas naświetlania (większa szybkość nagrzewania — widoczny stan zamrożenia strumienia termodyfuzyjnego chromu w podłożu) — zdjęcie 6845,
- grubsza powłoka chromu i dłuższy czas naświetlania (relatywnie mniejsza szybkość nagrzewania — wydłużony czas procesu nagrzewania i chłodzenia warstwy) — zdjęcie 6843.



Rys. 7. Powierzchniowe rozkłady chromu w tworzonych warstwach zależnie od grubości powłoki galwanicznej chromu oraz czasu naświetlania laserem. Opis w tekście

Na podstawie badań można stwierdzić, że w procesie tworzenia warstw Fe-Cr, to jest w binarnym układzie dyfuzyjnym o nakładających się gradientach stężenia i temperatury, o charakterze i jednorodności formowanych warstw decydować będą zarówno parametry wiązki laserowej, parametry nagrzewania jak i grubość zastosowanej powłoki źródła chromu. Jest to niezmiernie istotne, między innymi z punktu widzenia modelowania procesu formowania powłok antykorozyjnych na podłożu stali węglowych. Parametry te decydować będą o ewentualnym pierwotnym zarodkowaniu struktur węglkowych w mikroobszarach o wysokiej temperaturze. Powstawanie węglków jest niekorzystne dla procesu tworzenia warstw. Trudno w takim przypadku mówić o odporności antykorozyjnej powłok jak i o ich elastyczności. W krańcowym przypadku węgliki te mogą całkowicie blokować tworzenie jednorodnych powłok antykorozyjnych. W związku z tym, to co jest możliwe w przypadku binarnego układu Fe-Cr, w przypadku złożonych układów dyfuzyjnych, np. układów Fe-C-Cr z udziałem dodatkowego węgla pochodzącego zarówno z podłoża jak i z rozkładu termicznego stosowanych materiałów absorpcyjnych promieniowania laserowego, może okazać się niemożliwe do zrealizowania. Na podstawie przedstawionego powyżej modelu tworzenia warstw można przewidywać również

średnie stężenia pierwiastka nasycającego w poszczególnych etapach procesu [2, 4]. Dlatego wstępną analizę modelu przeprowadzono w oparciu o porównanie podanych w tabeli 1 wielkości obliczeniowych z rzeczywistymi uzyskanymi w badaniach warstw. Wartości obliczone średniego stężenia chromu po pierwszym i drugim etapie tworzenia warstw określono odpowiednio na podstawie zależności 2 i 3. Oznaczenia w tabeli 1 są zgodne z oznaczeniami na rysunkach 1 i 4.

TABELA 1

Obliczane i rzeczywiste wartości średniego stężenia chromu po pierwszym etapie formowania warstw —  $C_j$  i drugim —  $C$

Nr próbki	Dane z badań (wartości średnie z pięciu prób)				Obliczane średnie stężenia [%]		Udział względny dyfuzji stężeniowej w strumieniu termodyfuzyjnym $Q$ [%]
	Grubość powłoki Cr $g_{Cr}$ [ $\mu\text{m}$ ]	Wymiary warstwy [ $\mu\text{m}$ ]		Średnie stężenie rzeczywiste $C_{Cr}$ [%]	$C$	$C_j$	
		$2r$	$z_m$				
1	3	207	38	4,3	3,9	8,3	48
2	6	210	40	6,8	6,8	15,6	56
3	7	201	35	10,0	7,9	20,6	51
4	9	194	35	15,6	9,8	29,3	46
5	10	196	30	24,0	6,1	33,6	29
6	14	200	35	31,8	6,4	40,2	21

$$C_j = \frac{2 \cdot r_c \cdot g_{Cr}}{A} = \frac{2 \cdot r_c \cdot g_{Cr}}{z_m \cdot \sqrt{\frac{\pi}{2 \cdot k_0}} \cdot \text{erf}(r_c \cdot \sqrt{2 \cdot k_0})}, \quad (2)$$

$$C = \frac{2 \cdot r_c \cdot g_{Cr}}{A + B} = \frac{2 \cdot r_c \cdot g_{Cr}}{z_m \cdot \sqrt{\frac{\pi}{2 \cdot k_0}} \cdot \text{erf}(r \cdot \sqrt{2 \cdot k_0})}, \quad (3)$$

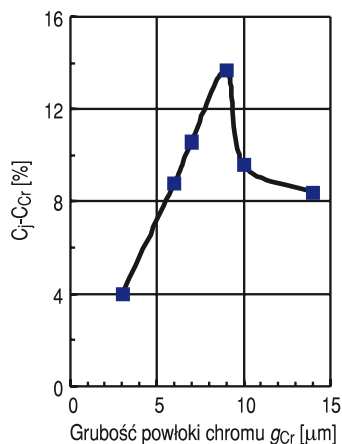
gdzie:  $k_0 = \frac{z_m^2 - g_{Cr}^2}{r^2 \cdot z_m^2}$  dla  $r > 2 \cdot z_m$ ;

$2r_c$  — szerokość strefy przetopienia powłoki źródła pierwiastka nasycającego na głębokości  $z = g_{Cr}$ ;

A, B — wyodrębnione pola powierzchni stref dyfuzyjnych (rys. 4).



W warstwach tworzonych z grubszych powłok chromu rzeczywiste średnie jego stężenia  $C_{Cr}$  (rys. 6) zbliżały się w swych wartościach do stężeń odpowiadających pierwszemu etapowi tworzenia warstwy dyfuzyjnej —  $C_j$ . Natomiast dla warstw tworzonych z cieńszych powłok (rys. 5) zbliżały się do wartości stężeń chromu odpowiadających drugiemu etapowi tworzenia warstwy —  $C$ . Maksymalna wartość różnicy obliczeniowego średniego stężenia chromu w pierwszym etapie tworzenia warstwy  $C_j$  i rzeczywistego stężenia w warstwie  $C_{Cr}$  rozgranicza te warstwy na dwie grupy, tj. o prawie wyrównanym rozkładzie stężenia — powłoki chromu o grubości do  $9\ \mu\text{m}$  — i z wyraźnie ujawnionym punktem wartości maksymalnej stężenia — powłoki chromu o grubości powyżej  $9\ \mu\text{m}$  (rys. 8).

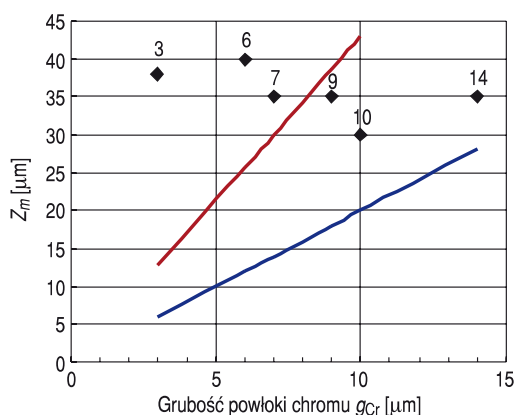


Rys. 8. Różnica stężenia chromu wyznaczona dla pierwszego etapu formowania warstwy (w cyklu nagrzewania)  $C_j$  i rzeczywistego średniego stężenia  $C_{Cr}$  odnoszonego do obszaru dyfuzyjnego w całym cyklu procesu nagrzewania w funkcji grubości zastosowanego źródła chromu

W próbach z pierwszej grupy grubości powłok rzeczywiste wartości średniego stężenia chromu są prawie identyczne z wartościami odpowiadającymi drugiemu etapowi  $C$  tworzenia warstwy dyfuzyjnej. Natomiast w próbach z drugiej grupy wyraźnie zbliżyły się do poziomu średnich wartości stężenia odpowiadających pierwszemu etapowi formowania warstwy  $C_j$  (rys. 5). Ujawnienie tego faktu, przy tak krótkim czasie realizacji procesu, było możliwe głównie ze względu na wartości średnie stężenia chromu w warstwach, które były wyższe od granicznego stężenia w roztworze z żelazem o najniższej temperaturze topienia w układzie Fe-Cr, czyli powyżej 23% Cr [2]. W warstwach tych obserwowano zjawisko szybszej krystalizacji stopu już w pierwszym etapie tworzenia warstwy dyfuzyjnej. Zamrożenie dyfuzyjne w tych próbach spowodowało więc ujawnienie charakterystycznych dla procesu termodyfuzyjnego linii rozkładu stężenia chromu. Między innymi tylko te warstwy były brane pod uwagę w badaniach procesu termodyfuzyjnego w pracy [2].

Przedstawiony powyżej schemat tworzenia warstw dyfuzyjnych z powłoką chromu galwanicznego na podłożu żelaza dobrze odwzorowuje rzeczywisty proces tworzenia tego typu warstw. Jednak wykorzystanie w pełni wniosków płynących z powyższego modelu w praktyce staje się możliwe dopiero z chwilą uzyskania odpowiedzi na następujące pytanie: Dla jakich parametrów cieplno-geometrycznych obszaru wpływu ciepła należy spodziewać się wystąpienia rozkładu z ujawnioną maksymalną wartością stężenia w głębi warstwy dyfuzyjnej?

W sposób skrótowy odpowiedź na tak postawione pytanie zobrazowano na rysunku 9.



Rys. 9. Obszar ujawnionego silnego wpływu termodyfuzji na rozkład Cr w formowanej warstwie po procesie nagrzewania laserowego ograniczony liniami: przerywaną ( $4,3 g_{Cr}$ ) i punktową ( $2 g_{Cr}$ ), wraz z naniesionymi danymi z tabeli nr 1. Oznaczenia w tekście

Z powyższego wykresu wynika, że w warstwach, w których głębokość przetopienia  $l = z_m$  i grubość zastosowanej powłoki chromu  $d = g_{Cr}$  spełniają warunek:  $2d < l < 4,3d$ , linie rozkładu średniego stężenia chromu zawierają wartość maksymalną w głębi warstwy. Dla głębokości przetopienia  $l$  większych niż  $5d$  rozkłady stężenia w warstwach będą prawie wyrównane, co znalazło potwierdzenie w badaniach weryfikacyjnych zamieszczonych w pracy [2]. Należy podkreślić, że w przypadku dynamicznego oddziaływania promieniowania na materiał próbki (wyższe gęstości mocy w wiązce roboczej przy krótszym czasie oddziaływania), inicjowany może być inny mechanizm formowania warstwy stopu Fe-Cr opisany w pracy [10, 11].

#### 4. Podsumowanie i wnioski

W artykule przedstawiono schemat tworzenia warstw dyfuzyjnych na przykładzie chromu jako elementu nasycającego i żelaza jako elementu nasycanego w polu laserowej inicjacji cieplnej z użyciem ciągłej wiązki o normalnym rozkładzie

gęstości mocy. Wyniki z badań weryfikacyjnych dowodzą istnienia termodyfuzyjnego strumienia masy w strefie nagrzewanej binarnego układu Fe-Cr. Proces ten jest dominującym w pierwszym, wyodrębnionym w tym modelu etapie tworzenia warstwy dyfuzyjnej. Na podstawie teoretycznej analizy stężeń chromu dla przyjętego modelu formowania warstw oraz wyników doświadczalnych badań weryfikacyjnych efektów transportu masy w wysoko gradientowym polu temperatury można sformułować następujące wnioski:

1. Nagrzewając wiązką laserową żelazo z naniesioną powłoką chromu galwanicznego, można wytworzyć warstwę dyfuzyjną Fe-Cr, a znaczny gradient temperatury występujący przy tego rodzaju nagrzewaniu spowoduje, że profil stężenia chromu będzie inny niż przy nagrzewaniu powłoki bez gradientu temperatury. Maksymalne stężenie chromu wystąpi wówczas nie na powierzchni, lecz w głębi utworzonej warstwy dyfuzyjnej.
2. Rozkład stężenia chromu w warstwie dyfuzyjnej zależy głównie od [2]:
  - grubości powłoki chromu galwanicznego,
  - czasu trwania stanu ciekłego chromu w powłoce,
  - maksymalnej temperatury w strefie przetopienia.Ze wzrostem grubości powłoki chromu zwiększa się stężenie chromu i jego gradient w warstwie dyfuzyjnej. Wpływ czasu i maksymalnej temperatury jest odwrotny. Ze wzrostem czasu oddziaływania promieniowania i maksymalnej temperatury procesu zmniejsza się średnie stężenie chromu jak i jego gradient w warstwie dyfuzyjnej,
3. Mechanizm tworzenia warstw dyfuzyjnych typu Fe-Cr, przy nagrzewaniu wiązką laserową o umiarkowanych gęstościach mocy, polega głównie na tym, że w pierwszym etapie procesu następuje intensywny transport termodyfuzyjny chromu z obszaru jego przetopienia w głąb materiału. Na skutek dużego gradientu temperatury uzyskuje się wówczas znaczny gradient stężenia w strefie dyfuzyjnej, a maksymalna wartość linii rozkładu stężenia występuje w głębi warstwy. W drugim etapie, chrom dyfunduje do tej części obszaru przetopienia podłoża, nad którą powłoka chromu nie została przetopiona. W wyniku tego otrzymujemy zarówno zmniejszenie średniej wartości stężenia chromu, jak i jego gradientu w strefie dyfuzyjnej.
4. Przy średnich wartościach stężenia chromu w strefie dyfuzyjnej powyżej 23% istotny wpływ na jego rozkład ma pierwszy etap tworzenia warstwy. Uzyskuje się wówczas duży gradient stężenia. Natomiast przy stężeniach poniżej tej wartości zaznacza się wyraźnie wpływ drugiego etapu, który prowadzi do obniżenia stężenia chromu i jego gradientu w warstwie po procesie laserowego nasycania dyfuzyjnego.

Na podstawie prezentowanego modelu tworzenia warstw dyfuzyjnych można przewidywać średnią wartość stężenia pierwiastka jak i jego gradient, w przypadku

znanych parametrów inicjowanego pola cieplnego oraz znanej grubości powłoki galwanicznej źródła pierwiastka nasycającego, w tym przypadku chromu.

Uzyskane wyniki mają znaczenie praktyczne przy tworzeniu warstw antykorozyjnych na podłożu stali węglowych.

Artykuł wpłynął do redakcji 3.08.2011 r. Zweryfikowaną wersję po recenzji otrzymano w październiku 2011 r.

#### LITERATURA

- [1] A. GÓRKA, A. MOSZCZYŃSKI, *Transport masy w obszarze laserowej inicjacji cieplnej*, Biul. WAT, 38, 5, 1989.
- [2] A. GÓRKA, *Model tworzenia warstwy dyfuzyjnej Fe-Cr przy nagrzewaniu wiązką laserową żelaza z powłoką chromu galwanicznego*, praca doktorska, Warszawa, 1986.
- [3] M.J. BUDA, *Badania wpływu gradientu temperatury na migrację składników układu w stanie stałym*, Biul. WAT, 29, 1, 1980.
- [4] A. GÓRKA, *Laserowe nasycanie dyfuzyjne żelaza węglem i chromem*, Biul. WAT, 42, 9, 1993.
- [5] J.F. READY, *Effects of High-Power Laser Radiation*, Academic Press, New York–London, 1971.
- [6] F.D. SEAMAN, D.S. GUANAMUTHU, *Using the Industrial Laser to Surface Harden and Alloy*, Metal Progress, 3, 1975.
- [7] M.A. KRIŠTAL, *Struktura i svojstva splavov, obrabotany izučenom lasera*, Metallurgia, 192, 1973.
- [8] A. DUDEK, Z. NITKIEWICZ, *Analiza pęknięcia zmęczeniowego stali stopowanej węglikiem chromu*, Inżynieria Materiałowa, 5, 2002.
- [9] M. YESSIK, D. SCHMATZ, *Laser processing at Ford*, Metal Progress, 5, 1976.
- [10] J. KUSIŃSKI, *Lasery i ich zastosowanie w inżynierii materiałowej*, Wyd. Naukowe „Akapit”, Kraków, 2000.
- [11] T. DIDENKO, J. KUSIŃSKI, *Wielofazowy model transportu masy oraz ciepła w procesie laserowego przetapiania żelaza armco z naniesioną elektrolitycznie powłoką chromu*, Inżynieria Materiałowa, 3, 2006.

A. GÓRKA, D. KOCAŃDA

#### Model of Fe-Cr type diffusion layer formation in a thermal field

**Abstract.** In the paper, the model of formation of the Fe-Cr diffusion layer on a carbon steel substrate in the thermal field produced by continuous laser beam with normal power density distribution is presented. Here, the enclosed results of verification investigations prove that thermofusion mass transport is a dominant phenomenon in the first stage of the diffusion layer formation process when the chromium galvanic surface layer is under heating. The effect of the thermofusion flux action depends on the heating period as well as on thermo-geometrical parameters of the heat affected zone such as melting depth and the thickness of the chemical chromium layer coating on the steel substrate. While the particular relations between the above mentioned parameters of heat affected zone are satisfied then the maximum values of chromium concentration distribution can be found in the depth of diffusion layer. It seems to be on contrary to the conventional diffusion process running under constant temperature whereas the maximum concentration of chromium metal is found on the surface of diffusion layer.

**Keywords:** thermal field, CO<sub>2</sub> laser, diffusion layers, thermofusion