

FRYDERYK STAUB, JAN ADAMCZYK

IDENTYFIKACJA FAZ MIĘDZYMETALICZNYCH
METODĄ DYFRAKCJI ELEKTRONOWEJ
W STARZONYCH STALACH TYPU 18-8

Streszczenie. W pracy omówiono zastosowanie dyfrakcji elektronowej do badania rozpadu przesycopowych i zgniecionych roztworów stali typu 18-8 z tytanem oraz molibdenem i tytanem. Stale przesycane i walcowane na zimno poddano starzeniu w zakresie temperatur 400 do 800°C przez 15 minut do 100 godzin. Identyfikację faz dokonano metodą dyfrakcji elektronowej w porównaniu z dyfraktogram wzorcowy. W wymienionych warunkach starzenia ujawniono wydzielenia TiC , $M_{23}C_6$, fazę przejściową i fazę δ .

1. Podstawy teoretyczne identyfikacji faz międzymetalicznych metodą dyfrakcji elektronowej

Identyfikacja faz międzymetalicznych metodą dyfrakcji elektronowej w zasadzie nie odbiega od rentgenograficznej analizy strukturalnej. Podstawę tej metody stanowi falowy charakter wiązki elektronów określony zależnością de Broglie:

$$\lambda = \frac{h}{m \cdot v} \quad (1)$$

gdzie: λ - długość fali; h - stała Plancka; m i v - odpowiednio masa i prędkość elektronów.

Po wprowadzeniu do równania (1) zależności na energię strumienia elektronów przyspieszonego napięciem U [V],

$$e \cdot U = \frac{1}{2} m v^2 \quad (2)$$

gdzie: e i m - odpowiednio ładunek i masa elektronu, a także wartości liczbowych h , m i e , otrzymuje się wzór do obliczenia długości fali elektronów:

$$\lambda = \frac{h}{\sqrt{2 m e U}} \approx \frac{12.26}{\sqrt{U}} \text{ [Å]} \quad (3)$$

Uwzględniając zgodnie z teorią względności, że masa elektronu zmienia się z jego szybkością, zależność (3) może być wykorzystana do obliczenia długości fali strumienia elektronów przyspieszonych napięciem stosunkowo niskim. W zakresie napięć do 50 kV błąd wynikły z nieuwzględnienia tego czynnika nie jest istotny, gdyż nie przekracza na ogół 2% [1]. Natomiast w zakresie napięć od 50 do 100 kV stosowanych zwykle w mikroskopach elektronowych rozbieżność między wartością λ wyznaczoną ze wzoru (3) i rzeczywistą wartością λ wynosi ok. 10% i w tych warunkach należy się posłużyć zależnością (4) zawierającą poprawkę relatywistyczną, ujmującą wpływ szybkości na masę elektronu:

$$\lambda = \frac{h}{\sqrt{2 m_0 U_e \left(1 + \frac{U_e}{2 m_0 c^2}\right)}} \approx \frac{12.26}{\sqrt{U + \left(1 + \frac{97.88}{1000} \cdot U\right)}} \quad (4)$$

gdzie: m_0 - masa spoczynkowa elektronu; c - prędkość światła

Strumień elektronów przechodzący przez ciało krystaliczne podlega tym samym prawom co promieniowanie rentgenowskie. Dyfrakcja elektronów zachodzi jedynie w przypadku, gdy spełnione zostanie znane z rentgenografii strukturalnej prawo Braggów:

$$n \cdot \lambda = 2 d \sin \theta \quad (5)$$

gdzie: n - liczba naturalna odpowiadająca rzędowi odbicia, d - odległość między płaszczyznami sieciowymi, θ - braggowski kąt odbłyску.

Jeśli płaszczyzny sieciowe, od których strumień elektronów doznaje odbicia, oznaczane są wskaźnikami Millera $h k l$, to wyrażenie (5) można napisać:

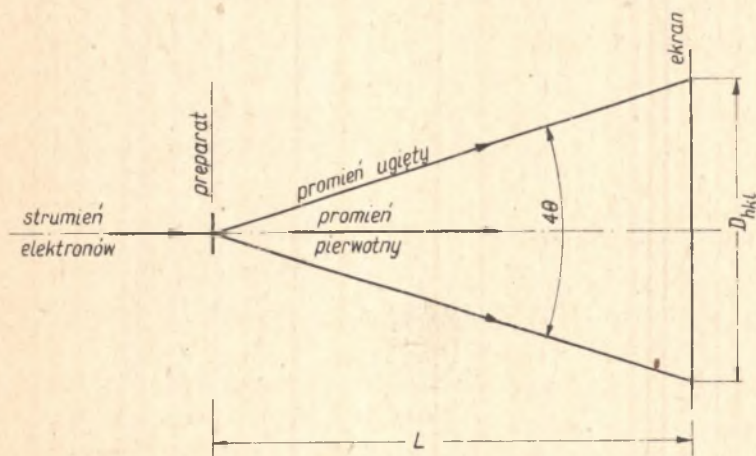
$$2 d_{hkl} \sin \theta = n \cdot \lambda, \quad (6a)$$

lub

$$2 d_{nh} + n_k + n_l \cdot \sin \theta = \lambda \quad (6b)$$

Z zależności (5) i (6) wynika, że dyfrakcja strumienia elektronów zachodzi tylko od płaszczyzn nachylonych do promienia pierwotnego pod kątem, którego $\sin \theta = \frac{\lambda}{2d}$.

Promienie ugięty od płaszczyzn sieciowych materiału drobnopoli krystalicznego leżą na pobocznicy stożka o kącie wierzchołkowym 4θ , którego oś stanowi promień pierwotny. Przecięcie pobocznicy stożka z płaszczyzną ekranu mikroskopu elektronowego, daje pierścienie dyfrakcyjne, odpowiadające poszczególnym płaszczyznom sieciowym $h k l$.



Rys. 1. Bieg promieni przy dyfrakcji elektronowej

Jeśli strumień elektronów między preparatem a ekranem nie podlega działaniu zewnętrznych pól elektrycznych, tzn. przebiega liniowo (rys. 1), to kąt ugięcia Θ można wyznaczyć z zależności:

$$\operatorname{tg} 2\Theta = \frac{D}{2L} \quad (7)$$

gdzie: D - średnica refleksu, L - odległość preparatu od ekranu.

Ponieważ długość fali strumienia elektronów jest znacznie mniejsza od długości fali promieniowania rentgenowskiego, braggowskie kąty odbłyску dla niskiego rzędu odbicia są szczególnie małe. Na przykład dla metali o sieci regularnej gdy $2d = 4\text{Å}$ zaś $\lambda = 0,04\text{Å}$ braggowski kąt odbłyску λ dla pierwszego rzędu odbicia posiada wartość ok. 10^{-2} rad. [1].

W tych warunkach można przyjąć, że $\sin \Theta = \operatorname{tg} \Theta = \Theta$, przez co wyrażenie (7) przyjmie postać:

$$\Theta = \frac{D}{4L} \quad (8)$$

Porównując stronami przekształcone równanie (6) z równaniem (8) otrzymuje się:

$$d_{nh+nk+nl} = \frac{2\lambda L}{D} \quad (9)$$

Z zależności (9) wynika, że dla wyznaczenia stałej sieciowej " d " konieczna jest znajomość dokładnej wartości długości fali strumienia elektronowego " λ ", odległości preparatu od ekranu " L " oraz średnicy refleksu " D ".

Tę ostatnią można zmierzyć na wykonanym zdjęciu dyfrakcyjnym. Natomiast wyznaczenie długości fali λ jest kłopotliwe, z uwagi na trudność dokładnego pomiaru napięcia przyspieszającego. Wymienione wielkości można jednak łatwo wyznaczyć w postaci iloczynu $K = 2\lambda L$, stosując do cechowania mikroskopu sub-

stanowią wzorcową o znanym parametrze sieci "a" oraz rozkładzie poszczególnych linii dyfrakcyjnych.

Najczęściej stosowanymi do odczyszczenia mikroskopu elektronowego są substancje, charakteryzujące się dużą stałością parametru sieci "a" o strukturze regularnej jak Au, Ag, Pt, a także inne, jak MgO, TiCl₃, LiF i ZnO [2, 3].

Podstawowa zależność krystalograficzna dla sieci regularnej, przy założeniu dla małych kątów $\sin \theta = \theta$, przyjmuje postać:

$$\theta^2 = \frac{\lambda^2}{4a^2} (h^2 + k^2 + l^2) \quad (10)$$

Porównując stronami równanie (8) i (10) otrzymuje się wzór umożliwiający wyznaczenie stałej mikroskopu K:

$$\frac{a^2}{K^2} D^2 = h^2 + k^2 + l^2 \quad (11)$$

gdzie: a – parametr sieci wzorca, D – średnica refleksu, h, k, l – wskaźniki Millera dla poszczególnych płaszczyzn sieciowych wzorca.

Wskaźnik $K = 2\lambda L$ wyznacza się jako średnią arytmetyczną wartości obliczonych dla poszczególnych D i hkl wzorca. Wyznaczony wskaźnik K wstawiony do wzoru (9) umożliwia identyfikację dyfraktogramów z zależności:

$$d_{hkl} = \frac{K}{D_1} \quad (12)$$

gdzie: D_1 – średnica refleksów faz zmierzona na dyfraktogramie.

2. Materiał do badań, obróbka cieplna i przeróbka plastyczna

Badania przeprowadzono na dwóch gatunkach stali nierdzewnych i kwasoodpornych o składzie zbliżonym do H18N9T oraz H18N10MT. Skład chemiczny badanych stali podaje tablica 1.

Tablica 1

Skład chemiczny badanych stali

Ozna- czenie stali	S k ł a d c h e m i c z n y %									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	N
A	0,13	0,60	0,60	0,026	0,013	17,16	10,24	0,00	0,38	-
B	0,12	0,63	0,59	0,023	0,012	18,83	9,96	2,02	0,79	0,0088

Materiał w postaci blach o grubości 2 mm pocięto wzdłuż kierunku walcowania na próbki, które poddano przesycaaniu z temperatury 1250°C w wodzie. Wygrzewanie w temperaturze przesycaania przeprowadzono w atmosferze suchego wodoru, co zabezpieczyło stal przed nadmiernym utlenieniem.

Próbki przesycone walcowano w temperaturze otoczenia ze zgniotami: stal A - 10 i 50%, natomiast stal B - 6,5; 13,5; 22 i 58%.

W celu przeprowadzenia badań procesów wydzielania próbki przesycone i walcowane poddano starzeniu w zakresie temperatur 400 do 800°C, ze stopniowaniem co 100°C. Czas starzenia wynosił 0,25; 0,5; 1, 25 i 100 godzin.

3. Przebieg badań

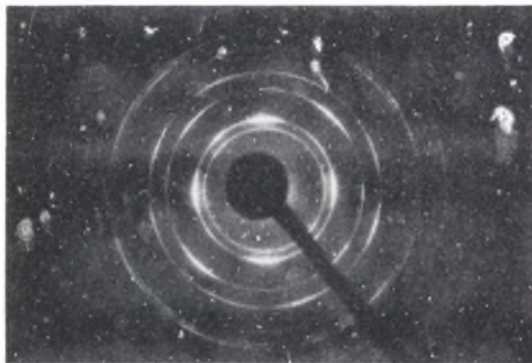
Badania procesu wydzielania przeprowadzono przy użyciu replik węglowych ekstrakcyjnych, otrzymanych przez napyłanie węglem zgładów w próżni ok. $5 \cdot 10^{-5}$ mm Hg.

Zgłady ze stali A - trawiono odczynnikami o składzie:

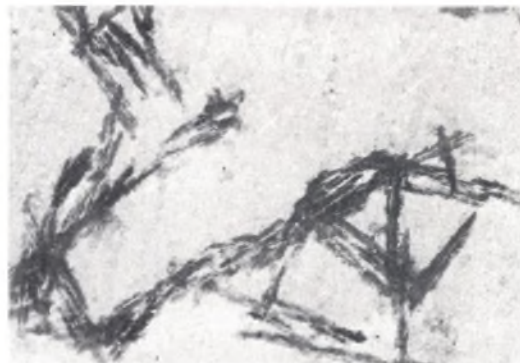
10 ml HNO_3 + 20 ml HCl + 20 ml $\text{C}_3\text{H}_5(\text{OH})_3$ (gliceryna) + 10 ml H_2O_2 ,
natomiast stali B - odczynnikami: 20 ml HF + 10 ml HNO_3 +

+ 33 ml $\text{C}_3\text{H}_5(\text{OH})_3$, a także 1g FeCl_3 + 10 ml HCl + 90 ml CH_3OH .
W badaniach stosowano repliki o grubości ok. 100 Å, które oddzielano od powierzchni zgładów elektrolitycznie w 10% roztworze HCl [3].

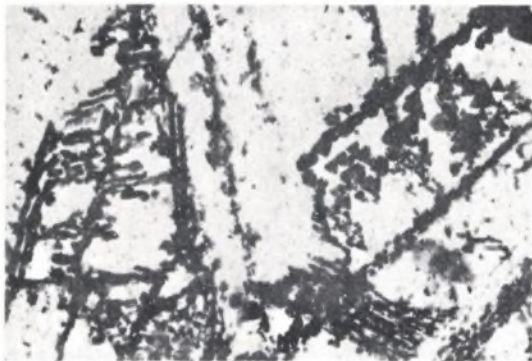
Obserwację struktury oraz identyfikację faz międzymetalicznych wyekstrahowanych na replikach dokonano metodą dyfrakcji elektronowej przy napięciu anodowym 80 kV.



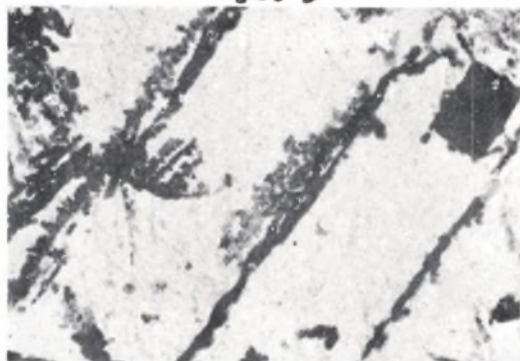
Rys. 2



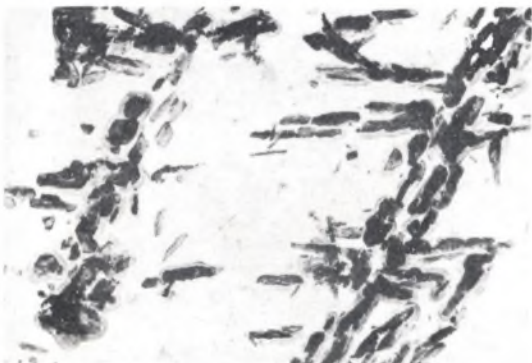
Rys. 3



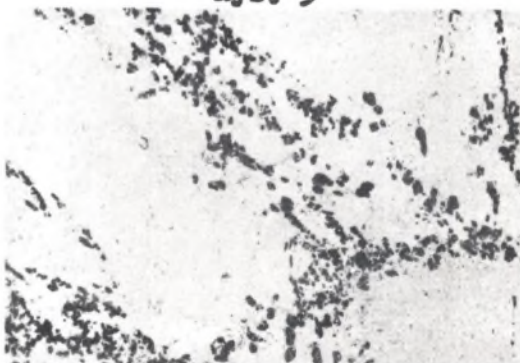
Rys. 4



Rys. 5



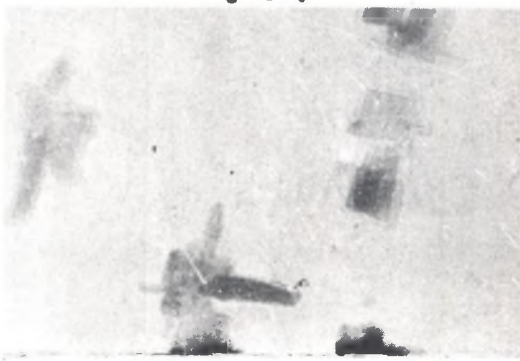
Rys. 6



Rys. 7



Rys. 8



Rys. 9

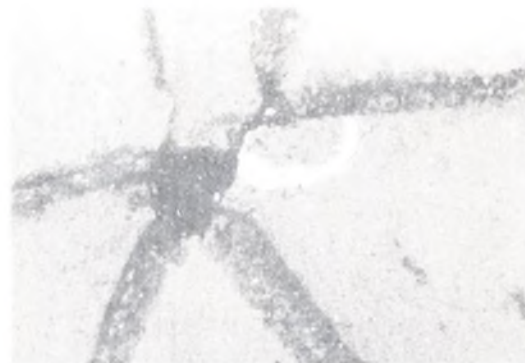
Opis rysunków

Nr rys.	Stal	Zgniot %	Starzenie		S t r u k t u r a	Powię- kszenie x
			temp.	czas		
2	-	-	-	-	Dyfraktogram wzorcowy spektralnie czystego złota (dyfrakcja wysokorozdzielcza)	-
3	A	0	600	100	Iglaste wydzielienia węgla $M_{23}C_6$ w austenicie	22000
4	A	10	600	100	Wydzielenia węgla $M_{23}C_6$ na pasmach poślizgu w austenicie	7500
5	A	10	600	100	Wydzielenia węgla $M_{23}C_6$ na pasmach poślizgu w austenicie; duże wydzielanie w kształcie prostokąta węglík TiC	15000
6	A	50	500	100	Płytkowe wydzielienia węgla $M_{23}C_6$ na pasmach poślizgu w austenicie	13000
7	A	50	600	25	Skoagulowane wydzielienia węgla $M_{23}C_6$ w austenicie w obrębie pasm poślizgu i granic ziarn	15000
8	B	58	500	5	Załączkowe wydzielienia TiC w ferrycie δ	13000
9	B	58	500	25	Koalescencja wydzielení TiC w ferrycie δ	50000

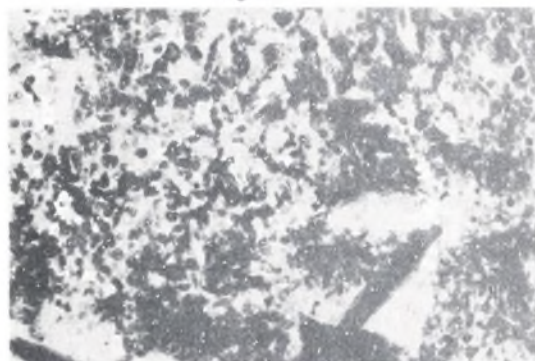
Opis rysunków



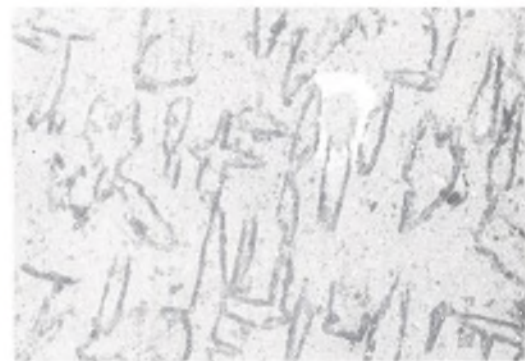
Rys. 10



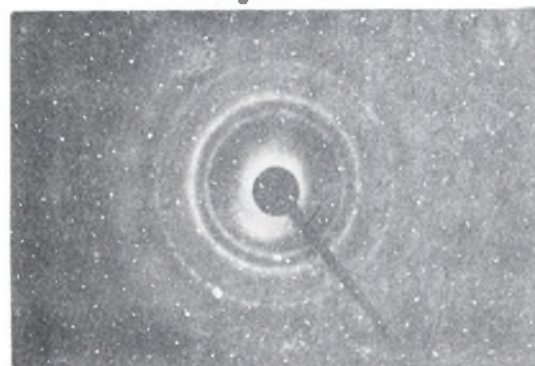
Rys. 11



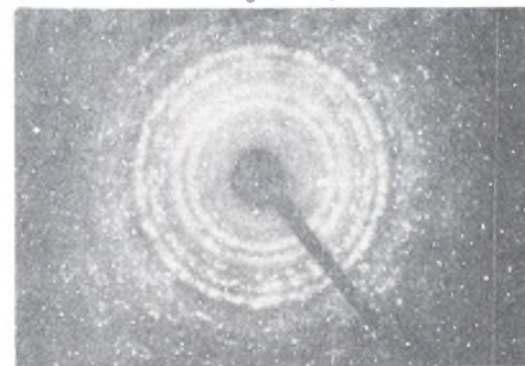
Rys. 12



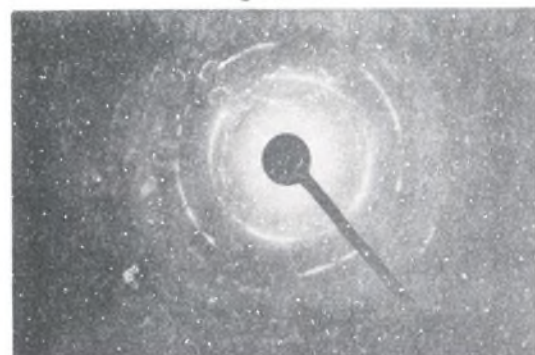
Rys. 13



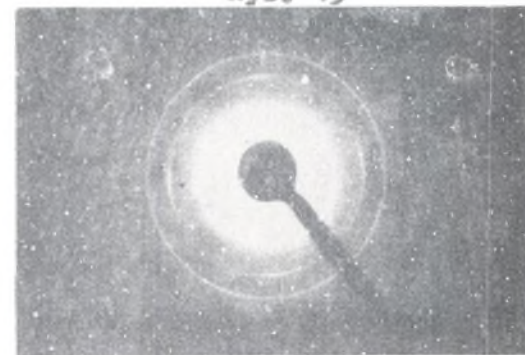
Rys. 14



Rys. 15



Rys. 16



Rys. 17

Nr rys.	Stal	Zgniot %	Starzenie		S t r u k t u r a	Powię- kszenie x
			temp.	czas		
10	B	58	500	25	Koalescencja węglika TiC na granicach ziarn ferrytu δ	45000
11	B	0	500	100	Drobne wydzielienia fazy przejściowej w ferrycie δ o znacznym zagęszczeniu wzdłuż granic ziarn; duże wydzielenie w postaci trójkąta - węgiel TiC, który nie przeszedł do roztworu w czasie przesycania stali	7000
12	B	58	500	100	Koalescencja fazy przejściowej w ferrycie δ	75000
13	B	58	600	25	Dendrytyczne wydzielienia fazy δ w obrębie byłych ziarn ferrytu δ	20000
14	A	0	600	100	Dyfraktogram węglików $M_{23}C_6$ z rys. 3 (dyfrakcja selektywna)	-
15	A	10	600	100	Dyfraktogram węglików $M_{23}C_6$ z rys. 4 (dyfrakcja selektywna)	-
16	B	58	500	5	Dyfraktogram węglików TiC z rys. 8 (dyfrakcja selektywna)	-
17	B	58	500	100	Dyfraktogram wydzieleń fazy przejściowej z rys. 12 (dyfrakcja wysokorozdzielcza)	-

Badania dyfrakcyjne przeprowadzono na mikroskopie elektronowym JEM-6A w oparciu o dyfraktogram wzorcowy, wykonany z cienkiej folii spektralnie czystego złota (rys. 2). Stałą mikroskopu $K = 2 \lambda L$ obliczono zgodnie z przedstawioną metodą w punkcie 1. Wyniki obliczeń zawiera tablica 2.

Tablica 2

Wyniki obliczeń stałej K dla identyfikacji wydzielen metodą dyfrakcji elektronowej przy zastosowaniu dyfraktogramu wzorcowego Au

Nr refl.	Intensywność refleksu	Dyfrakcja wysoko rozdzielcza				Dyfrakcja selektywna	
		Średnica refleksu D mm	hkl	$h^2+k^2+l^2$	K^2/a^2	Średnica refleksu D mm	k^2/a^2
1	m.	1,095	111	3	0,3997	1,285	0,5503
2	b.m.	1,255	200	4	0,3937	1,505	0,5662
3	m.	1,765	220	8	0,3894	2,150	0,5777
4	m.	2,085	311	11	0,3952	2,525	0,5796
5	sł.	2,15	222	12	0,3852	2,605	0,5655
6	śr.	2,515	400	16	0,3953	3,045	0,5795
7	sł.	2,745	331	19	0,3966	3,335	0,5854
8	śr.	2,805	420	20	0,3934	3,405	0,5797
9	sł.	3,085	422	24	0,3965	3,755	0,5875
10	śr.	3,270	511	27	0,3960	3,975	0,5852
11	b.sł.	3,580	440	32	0,4005	4,360	0,5941
12	sł.	3,725	531	35	0,3964	4,570	0,5967

średnio: $K^2/a^2 = 0,3948$ średnio: $K^2/a^2 = 0,5789$
 $K/a = 0,6283$ $K/a = 0,7608$
 $K = 2,56$ $K = 3,07$

Możliwość identyfikacji faz międzymetalicznych metodą dyfrakcji elektronowej jest na ogół mniejsza, niż przy zastosowaniu rentgenograficznej analizy strukturalnej, co wynika przede wszystkim z małych kątów odbłyску oraz przyjętych założeń w obliczeniach. Utrudnia to rozdzielenie faz o tym samym układzie krystalograficznym i niewielkich różnicach stałych sieciowych. Stąd w niektórych przypadkach zaistniała konieczność wyznaczenia dodatkowo składu chemicznego wydzieleni wyekstrahowanych na replikach. W tym celu zastosowano metodę rentgenograficznej analizy spektralnej [4].

4. Wyniki badań

Badane stale posiadają po przesyceniu strukturę austenityczną – stal A i austenityczno-ferrytyczną – stal B. Ponadto obie stale zawierają niewielką ilość węgla TiC najczęściej w postaci utworów regularnych. Stale walcowane w temperaturze stoczenia nie zmieniają składu fazowego, jedynie po zgniotcie do ok. 13,5% występują w austenicie prostoliniowe, zaś po zgniotach większych krzywoliniowe i zagęszczone pasma poślizgu. Ponadto przy dużych zgniotach prostoliniowe granice bliźniaków ulegają zniekształceniu.

Starzenie w zakresie 400 do 800°C powoduje rozpad przesyconych roztworów stałych, przy czym proces ten przebiega odmiennie w poszczególnych gatunkach stali i zależy od wielkości zgniotu. Zgniot wydatnie przyspiesza wydzielenie faz, a także sprzyja bardziej równomiernemu zarodkowaniu wydzieleni.

W stali A zależnie od wielkości zgniotu zarodkowanie wydzieleni przebiega w zakresie temperatur 500 do 600°C. W stali niezgniecionej następuje zarodkowanie dendrytycznego węgla $M_{23}C_6$ w temperaturze 600°C głównie na granicach ziarn. Przedłużenie czasu wygrzewania sprzyja ponadto zarodkowaniu na granicach ziarn regularnych wydzieleni TiC , a także lokalnie wewnątrz ziarn anstenitu iglastych osadów węgla $M_{23}C_6$ (rys. 3). W stali walcowanej ze zgniotem 10% wydzielenie faz $M_{23}C_6$ i TiC zachodzi w temperaturze 600°C głównie w obrębie pasm poślizgu (rys. 4 i 5), zaś w mniejszym stopniu na granicach ziarn i bliźniaków.

Podobnie przebiega proces wydzielania w stali walcowanej ze zgniotem 50%. Jednak w tym przypadku płytkowe wydzielania węgla $M_{23}C_6$ zarodkują już w temperaturze $500^{\circ}C$. Wygrzewanie stali sprzyja koalescencji wydzieleni i wystąpieniu węgla $M_{23}C_6$ w postaci zbliżonej do globulityznej (rys. 6). Podobny kształt wykazują wydzielania $M_{23}C_6$ zarodkujące w temperaturze $600^{\circ}C$ (rys. 7). Przedłużenie wygrzewania stali powoduje koalescencję i koagulację, w wyniku których powstają duże wydzielania nie ekstrahujące się na replikach.

Proces rozpadu przesyconych i zgniecionych roztworów stali B zaczyna się już w temperaturze $400^{\circ}C$ zarodkowaniem w ferrycie δ węgla TiC oraz fazy przejściowej, bogatej w chrom [5-8]. Wzrost wielkości zgniotu oraz temperatury przyspiesza zarodkowanie oraz wzmacnia intensywność wydzielania faz, które w stali zgniezionej są na ogół rozmieszczone równomiernie w obrębie ziarn ferrytu δ (rys. 8 i 9). Natomiast w stali niezgniezionej zarodkowanie wydzieleni następuje w ferrycie δ głównie w pobliżu granic ziarn i faz (rys. 10 i 11). Wygrzewanie stali sprzyja koalescencji węgla TiC i fazy przejściowej (rys. 9 i 12), zaś w temperaturze $600^{\circ}C$ także zarodkowaniu i dyfuzyjnemu wzrostowi fazy σ (rys. 13). Długotrwałe starzenie stali w tej temperaturze i wyższych wywołuje całkowity rozpad ferrytu δ na fazę σ i austenit [5-8]. Występujące wydzielania fazy σ są jednak duże i nie ekstrahują się na replikach (rys. 13).

Badania dyfrakcyjne umożliwiły dokonanie identyfikacji faz wyekstrahowanych na replikach. Potwierdzono występowanie w starzonej stali A węgla $M_{23}C_6$ (rys. 14 i 15) i TiC , zaś w stali B - węgla TiC (rys. 16), fazy przejściowej (rys. 17) oraz fazy σ . Wyniki identyfikacji faz zawiera tablica 3.

Tablica 3

Wyniki identyfikacji dyfraktogramów

Nr linii	Odległości między płaszczyznami sieciowymi d [Å]						
	Dyfrakto- gram - rys. 14 i 15	Cr_{23}C_6	Dyfrakto- gram - rys. 16	TiC	Dyfrakto- gram - rys. 17	αFe	Cr
1	2,39	2,375	2,49	2,49	2,04	2,01	2,052
2	2,18	2,168	2,14	2,15	1,43	1,428	1,436
3	2,05	2,044	1,52	1,52	1,18	1,166	1,172
4	1,88	1,878	1,305	1,300	1,02	1,010	1,014
5	1,81	1,796	1,26	1,245	0,91	0,904	0,909
6	1,70	1,680	1,10	1,079	0,83	0,825	0,829
7	1,61	1,602	1,03	0,99	0,77	0,764	0,768
8	1,32	1,288	0,97	0,965	0,72	0,673	0,718
9	1,27	1,252					

Skład chemiczny fazy przejściowej, ujawnionej metodą dyfrakcji elektronowej określono rentgenograficzną analizą spektralną [5].

Na podstawie analizy spektralnej wydzieleni wyekstrahowanych ze stali B walcowanej ze zgniotem 58% i starzonej w temperaturze 500°C przez 100 godzin stwierdzono, że badana faza głównie zawiera żelazo i chrom.

Wyznaczony orientacyjnie wagowy udział chromu i żelaza w badanej fazie wynosi:

$$\% \text{Cr} = 40,5; \quad \% \text{Fe} = 100 - \% \text{Cr} = 59,5;$$

zaś udział atomowy tych pierwiastków odpowiednio:

$$\% \text{Cr} = 42,5; \quad \% \text{Fe} = 57,5$$

Natomiast występowanie węgla $M_{23}C_6$ w stali A starzonej w zakresie 700 do 800°C, a także fazy δ w starzonej stali B potwierdzone zostało metodą izolacji z rentgenograficzną analizą strukturalną, a także analizą chemiczną.

5. Dyskusja wyników i wnioski

Wyniki przeprowadzonych badań wskazują na pełną przydatność dyfrakcji elektronowej do badania procesów rozpadu przesycionych i zgniecionych roztworów stali 18-8, szczególnie w zakresie zarodkowania wydzielen. Uzyskane wyniki identyfikacji wyekstrahowanych faz nie odbiegają istotnie od wzorcowych wartości odległości między płaszczyznami sieciowymi tych substancji, wyznaczonych za pomocą rentgenograficznej analizy strukturalnej (tabl. 3). Stosunkowo dobra zgodność identyfikacji faz metodą dyfrakcji elektronowej i rentgenograficznej analizy strukturalnej jest zachowana szczególnie w zakresie występowania licznych i bardzo drobnych cząsteczek, dających na dyfraktogramach refleksy ciągłe. Wzrost wielkości wydzielen wskutek koalescencji sprzyja występowaniu dyfraktogramów punktowych, utrudniających dokładne wyznaczenie średnicy refleksów, a tym samym i dokładne określenie stałych sieciowych. Na ogół pozytywne wyniki uzyskuje się przy wielkości cząstek nie przekraczającej 1000 Å i zastosowaniu dyfrakcji wysokorozdzielczej. Metoda ta umożliwia dokonanie identyfikacji wydzielen z całej powierzchni preparatu, przy czym występujące na dyfraktogramie refleksy o wysokiej intensywności odpowiadają zazwyczaj fazie o największym zagęszczeniu w obrębie preparatu. Fazy występujące w preparacie w niewielkich ilościach dają prążki słabe, często trudne do ujawnienia.

Określenie rodzaju i ilości poszczególnych faz można dokonać ponadto przy zastosowaniu dyfrakcji selektywnej, pozwalającej na przeprowadzenie identyfikacji wydzielen z wybranego miejsca preparatu, a także wizualnej oceny morfologii cząstek. Zastosowanie tych metod daje cenne usługi w badaniach procesów koalescencji faz oraz przemian zachodzących w wydzieleniach.

LITERATURA

- [1] Thomas G.: Transmission Electron Microscopy of Metals, New-York-London, 1962.
- [2] Nestler C.G.: Einführung in die Elektronenmetallographie, Leipzig, 1960.
- [3] Taylor A.: X-Ray Metallography, New-York - London 1961.
- [4] Adamczyk J.: Zesz. Nauk. Pol. Śl., Mechanika 15, 1962, s. 21.
- [5] Adamczyk J.: Rozprawa doktorska, Biblioteka Pol. Śl. Gliwice, 1964.
- [6] Adamczyk J.: Zesz. Nauk. Pol. Śl., Mechanika 22, 1965, s. 41.
- [7] Staub F., Adamczyk J.: Hutnik 9, 1964, s. 283.
- [8] Staub F., Adamczyk J.: III- European Regional Conference on Electron Microscopy, Praha, vol. A, 1964, s. 71.

ИДЕНТИФИЦИРОВАНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКИХ
ФАЗ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОННОЙ ДИФРАКЦИИ
В СОСТАРЕННЫХ СТАЛЯХ ТИПА 18-8

Р е з ю м е

В работе приведены теоретические основы метода электронной дифракции и его применение к исследованиям распада твердых растворов сталей типа 18-8 содержащих титан, а также молибден и титан. Закалённые и холоднокатаные стали, подвергались старению в интервале температур 400 до 800° в период времени 15 минут до 100 часов. Идентифицировку фаз проведено на базе эталонной дифрактограммы золота. В принятых условиях старения констатировано выделения TiC , $M_{23}C_6$, а также переходную фазу и σ -фазу.

IDENTIFICATION OF INTERMETALLIC PHASES BY THE ELECTRON DIFFRACTION METHOD IN AGED 18-8 STEELS

In the paper theoretical bases of electron diffraction and its application to the study of decomposition of supersaturated solid solutions of the 18-8 steels containing also Ti or Mo and Ti has been presented. Supersaturated and cold rolled steels were aged in the range 400-800 C for 15 min to 100 h. Identification of phases has been carried over by use of the standard diffraction pattern of spectrally pure gold. In aged steels takes place precipitation of TiC , $M_{23}C_6$, transitional phase and σ -phase.