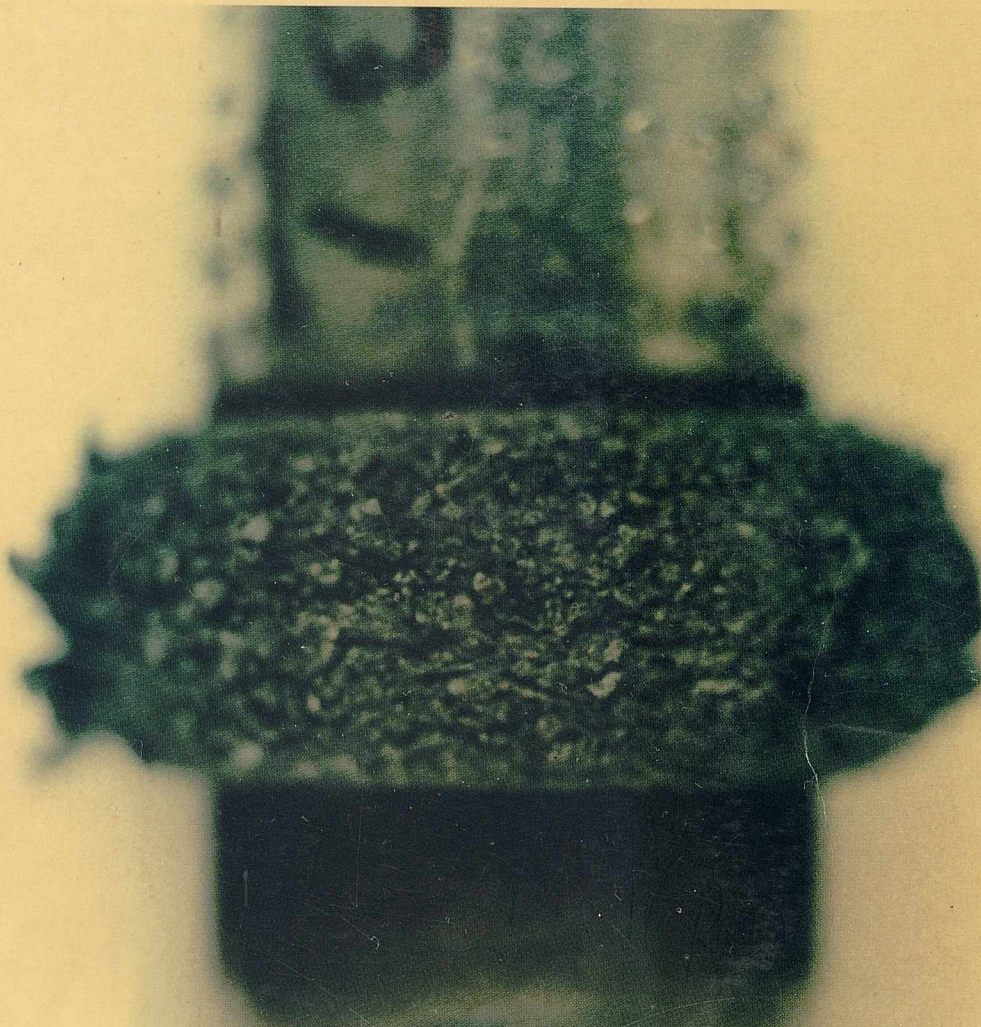




Andrzej Ambroziak

**Zgrzewanie tarciove
metali trudno topliwych w cieczy
na tle innych metod spajania**



Wydawnictwo Politechniki Wrocławskiej

Andrzej AMBROZIAK

Friction welding of high-melting metals in fluid
versus other joining methods



Prace Naukowe Instytutu Technologii Maszyn
i Automatyk Politechniki Wrocławskiej

66

Seria:
Monografie

20

Andrzej Ambroziak

Zgrzewanie tarciove metali trudno topliwych w cieczy na tle innych metod spajania



Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej · Wrocław 1998

Recenzenci

Jan PILARCZYK

Władysław K. WŁOSIŃSKI

Redaktor naukowy

Bogusław DEMBIŃSKI

Opracowanie redakcyjne

Ewa SOBESTO

Biblioteka Główna i OINT
Politechniki Wrocławskiej



001799497

Korekta

Ewa SOBESTO

Barbara WACHOWSKA



Projekt okładki

Urszula AMBROZIAK

30 824 6 L / 1

© Copyright by Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 1998

OFICyna WYDAWNICZA POLITECHNIKI WROCŁAWSKIEJ

Wybrzeże Wyspiańskiego 27, 50-370 Wrocław

ISSN 0867-5325

Nakład 200+55 egz. Ark. wyd. 16. Ark. druk. 13. Papier offset. kl. III, 70 g, B1.

Oddano do druku w styczniu 1998 r. Druk ukończono w styczniu 1998 r.

Drukarnia Oficyny Wydawniczej Politechniki Wrocławskiej. Zam. nr 12/98.

*Zgrzewanie tarciove,
rozkład temperatur,
model, metale trudno
topliwe, budowa złącz*

Andrzej AMBROZIAK*

Zgrzewanie tarciove metali trudno topliwych w cieczy na tle innych metod spajania

Scharakteryzowano metale trudno topliwe i dokonano przeglądu metod ich spajania. Przeanalizowano znane modele procesu zgrzewania tarciovego oraz schematy obliczeniowe rozkładu temperatur w złączach zgrzewanych. Podano metodę obliczania temperatur dla dwuosiovego układu współrzędnych. Określono teoretycznie i doświadczalnie rozkład temperatur dla różnoimiennych złącz, głównie metali trudno topliwych. Zbadano przydatność metody zgrzewania tarciovego w cieczy. Zanalizowano oddziaływanie przejętej cieczy ochronnej (olej mineralny) na zgrzewane materiały.

Metodą mikroskopii optycznej oraz metodą badań wytrzymałościowych oceniono zgrzewane tarciovo w cieczy jedno- i różnoimienne złącza metali z IV, V i VI grupy układu okresowego pierwiastków. Określono warunki pomocne w praktyce w wykonaniu połączeń. Dla metali tworzących fazy międzymetaliczne na powierzchniach łączenia podano przykłady przekładek, które umożliwiają utrzymanie złącz o dobrych własnościach wytrzymałościowych.

*Instytut Technologii Maszyn i Automatyzacji Politechniki Wrocławskiej, Wybrzeże Wyspiańskiego 27, 50-370 Wrocław

Wykaz ważniejszych oznaczeń

- a – współczynnik przewodzenia temperatury,
 c_p – ciepło właściwe,
 h – współczynnik odprowadzania ciepła wskutek promieniowania i konwekcji,
 i – indeks pozycji punktu elementu sieci wzdłuż promienia próbki, $i = 1 \dots N$,
 j – indeks pozycji punktu elementu sieci wzdłuż osi próbki, $j = 1 \dots M$,
 n – prędkość obrotowa przedmiotu,
 p_s – nacisk jednostkowy w okresie spęczania,
 p_{s1} – nacisk jednostkowy w czasie pierwszego podokresu spęczania,
 p_{s2} – nacisk jednostkowy w czasie drugiego podokresu spęczania,
 p_t – nacisk jednostkowy w okresie tarcia,
 p_{t1} – nacisk jednostkowy w czasie pierwszego podokresu tarcia,
 p_{t2} – nacisk jednostkowy w czasie drugiego podokresu tarcia,
 q'' – gęstość strumienia cieplnego,
 q_1'' – gęstość strumienia cieplnego wprowadzanego do próbki 1,
 q_2'' – gęstość strumienia cieplnego wprowadzanego do próbki 2,
 $\bar{q}''$ – średnia gęstość strumienia cieplnego,
 q''' – strata strumienia cieplnego przypadająca na jednostkę objętości,
 s – całkowite skrócenie w czasie całego procesu zgrzewania,
 s_s – skrócenie w okresie spęczania,
 s_t – skrócenie w okresie tarcia,
 $t_{1\text{maks}}$ – czas tarcia do wystąpienia pierwszego maksimum tarcia,
 t_c – całkowity czas cyklu zgrzewania tarcowego,
 t_h – czas hamowania,
 t_{os} – opóźnienie spęczania,
 t_s – czas spęczania,
 t_{s1} – czas pierwszego podokresu spęczania,
 t_{s2} – czas drugiego podokresu spęczania,
 t_t – czas tarcia,
 t_{t1} – czas pierwszego podokresu tarcia,

t_{t2} – czas drugiego podokresu tarcia,
 v – prędkość względna trących się powierzchni,
 v_c – osiowa prędkość odkształcania podczas zgrzewania,
 v_o – osiowa prędkość odkształcania jednej części podczas zgrzewania,
 A_m – dostarczona energia mechaniczna,
 $A_o(t_c)$ – praca zużyta na odkształcenie plastyczne podczas całego cyklu zgrzewania t_c ,
 $A_s(t_c)$ – straty pracy podczas całego cyklu zgrzewania t_c ,
 $A_t(t_t)$ – praca tarcia podczas całego cyklu tarcia t_t ,
 E – moduł Younga,
 M_t – moment tarcia,
 N_j – moc biegu jałowego zgrzewarki,
 N_o – moc zużyta na zmianę kształtu podczas tarcia i spęczania,
 N_t – moc tarcia,
 N_{tj} – moc zużywana przez silnik zgrzewarki ($N_t + N_j$),
 P_s – siła docisku w okresie spęczania,
 P_{s1} – siła docisku w czasie pierwszego podokresu spęczania,
 P_{s2} – siła docisku w czasie drugiego podokresu spęczania,
 P_t – siła docisku w okresie tarcia,
 P_{t1} – siła docisku w czasie pierwszego podokresu tarcia,
 P_{t2} – siła docisku w czasie drugiego podokresu tarcia,
 Q – całkowity strumień cieplny wytworzony na powierzchni łączenia,
 $\bar{Q}$ – całkowita ilość ciepła dostarczona w czasie tarcia t_t ,
 $\bar{\dot{Q}}$ – średni strumień cieplny,
 $\bar{Q}''$ – całkowita gęstość strumienia cieplnego,
 $\bar{Q}(t_c)$ – ciepło wytworzone w strefie łączenia,
 $\bar{Q}_s(t_c)$ – straty ciepła podczas procesu zgrzewania,
 R_s – granica wytrzymałości na skręcanie,
 S_o – powierzchnia łączenia,
 T_d – temperatura w procesie zgrzewania dyfuzyjnego,
 T_{ij}^t – temperatura w punkcie węzłowym (i, j) w czasie t ,
 T_{ij}^{t+1} – temperatura w punkcie (i, j) w czasie $(t+\Delta t)$,
 T_o – temperatura początkowa,
 S_t – temperatura topnienia,
 λ – przewodność cieplna właściwa,
 μ – współczynnik tarcia,
 ρ – gęstość.

Wstęp

W monografii dokonano przeglądu metod spajania metali z IV, V i VI grupy układu okresowego pierwiastków, nazywanych metalami trudno topliwymi lub, czasami, metalami specjalnymi. Zebrano dane dostępne w literaturze, a dotyczące zagadnień związanych z aspektem energetycznym procesu zgrzewania tarciovego oraz z łączeniem poprzez zgrzewanie tarciove metali trudno topliwych.

W 1982 roku Lison [94] opublikował pracę, która dotyczyła również problematyki łączenia metali specjalnych, ale tylko metodą zgrzewania dyfuzyjnego. W tej znaczącej pozycji podstawowe koncepcje połączeń różnoimiennych metali specjalnych opisano z metaloznawczego punktu widzenia. W niniejszej monografii natomiast opracowano alternatywną w stosunku do zgrzewania dyfuzyjnego technologię, zasadniczo różniącą się sposobem wytwarzania ciepła. Przedstawiono obliczeniowy model dwuosioowego rozkładu temperatur w zgrzewaniu tarciovym, a następnie zweryfikowano go doświadczalnie. Dzięki zastosowaniu techniki komputerowej można było obliczyć dwuosioowy rozkład temperatur w różnoimiennych połączeniach zgrzewanych tarciovo, a w rezultacie szybko i racjonalnie projektować międzywarstwy w złączach, a także w przyszłości sterować procesem zgrzewania tarciovego. Przeprowadzono analizę strukturalną oraz wykonano badania wytrzymałościowe połączeń różnoimiennych metali z IV, V i VI grupy układu okresowego pierwiastków, jak również ich połączeń z austenityczną stalą chromowo-niklową.

Uzyskane wyniki służą do wyznaczania optymalnych parametrów zgrzewania tarciovego różnoimiennych połączeń metali z IV, V i VI grupy układu okresowego oraz do doboru międzywarstw i to zarówno podczas łączenia materiałów tworzących układy z fazami międzymetalicznymi, jak i tworzenia bariery cieplnej.

Część eksperymentalna pracy została zrealizowana w latach 1987–1991 podczas mojego czteroletniego pobytu w RFN, początkowo w Instytucie Metaloznawstwa RWTH Aachen, a następnie w Centralnym Oddziale Technologicznym (ZAT) Ośrodka Badań Jądrowych (KFA) w Jülich.

Profesorowi dr. hab. E. Lugscheiderowi z RWTH Aachen oraz pracownikom wymienionych Instytutów, zwłaszcza dr inż. H. Drzeńkowi, składam podziękowanie za okazaną pomoc. Szczególnie serdecznie dziękuję dr. inż. R. Lisonowi z KFA Jülich za dyskusję i wiele wnikliwych uwag podczas realizacji pracy oraz za stworzenie warunków do prowadzenia badań.

1. Wprowadzenie

Rozwój techniki wymaga materiałów o coraz lepszych właściwościach. Chcąc spełnić wymagania co do podwyższonej wytrzymałości, żaroodporności, odporności na korozję itd., stosuje się obecnie metale i ich stopy, które przed sześćdziesięciu laty nie były znane jako materiały konstrukcyjne. Wytwarzanie tych materiałów jest bardzo kosztowne, a przeróbka półwyrobów na gotowy produkt bardzo kłopotliwa. Ważnym etapem w każdej technologii przeróbki metali są sposoby ich termicznego łączenia. Możliwość zastosowania określonej metody łączenia ma duży wpływ na konstrukcję połączenia i w wielu wypadkach decyduje o wyborze materiału.

Do grupy takich interesujących materiałów należą metale z grupy IV (tytan, cyrkon, hafn), V (wanad, niob, tantal) i VI (chrom, molibden, wolfram) układu okresowego pierwiastków. Metale te i ich stopy w podwyższonych temperaturach muszą być chronione przed oddziaływaniem tlenu i azotu. Gazy te bowiem mogą się rozpuszczać w metalu, a w przypadku przekroczenia granicy rozpuszczalności mogą tworzyć na granicach lub wewnątrz ziarn tlenki lub azotki [42], [96], [98]. Podobnie szkodliwy wpływ na omawiane metale, z wyjątkiem chromu, molibdenu i wolframu, ma wodór. Pochłanianie wymienionych gazów może zachodzić już w stosunkowo niskich temperaturach. Spajanie metali z grup IV, V i VI układu okresowego wymaga stosowania metod o dużej koncentracji energii, co zawęża wybór metody łączenia. Przeprowadzona analiza metod łączenia metali trudno topliwych wykazała, że podczas ich termicznego spajania należy je starannie zabezpieczyć przed oddziaływaniem gazów atmosferycznych. Z dostępnych metod szczególnie zalecane jest zgrzewanie dyfuzyjne, spawanie wiązką elektronową i lutowanie w próżni. Technologie te są jednak bardzo pracochłonne, dlatego interesujące z poznawczego i praktycznego punktu widzenia jest zbadanie możliwości zastosowania technologii zgrzewania tarcowego do łączenia metali z grup IV, V i VI układu okresowego.

W tym celu w monografii zostaną przedstawione:

- charakterystyka metali z grup IV, V i VI układu okresowego,
- charakterystyka metod spajania,
- opis procesu zgrzewania tarcowego z punktu widzenia tribologicznego i energetycznego,
- podstawowe schematy obliczeń rozkładu temperatur w złączach zgrzewanych tarcowo.

Na podstawie tych analiz będzie można sformułować zasadniczą tezę i cele tej monografii. Postanowiono zaadoptować w niej znane z literatury schematy obliczeń temperatur w złączach zgrzewanych tarciovo, aby opracować model przebiegu cyklu cieplnego podczas zgrzewania tarciowego w cieczy metali trudno topliwych. Model ten umożliwi obliczanie rozkładu temperatur w układzie dwuosiowym. Otrzymane wyniki zostaną zweryfikowane eksperymentalnie na przykładzie zgrzewania różnych par materiałów trudno topliwych. Ocena zgrzewanych tarciovo złączy jednoimiennych i różnoimiennych, głównie metali z IV, V i VI grupy układu okresowego, będzie dokonywana na podstawie badań mikroskopowych oraz własności wytrzymałościowych wybranych połączeń.

2. Ogólny opis własności metali trudno topliwych

Mianem metali trudno topliwych określa się metale przejściowe, których charakterystyczną cechą jest struktura elektronowa izolowanych atomów oraz związana z tym energia znacznie większa od energii wiązania metalicznego. Pierwiastki te leżą w IV, V i VI grupie układu okresowego (rys. 2.1). Temperatura topnienia tych pierwiastków jest tym wyższa, im mocniej są związane poszczególne atomy w sieci przestrzennej. Chrom, molibden i wolfram należą do metali o najwyższej temperaturze topnienia w szeregach poziomych układu okresowego. W tabeli 2.1 zebrano niektóre własności fizyczne metali z grupy IV, V i VI, a dla porównania podano też własności miedzi, żela-

GRUPA		
IV	V	VI
22 47.90 Ti 115 HB Tytan	23 50.942 V 130 HB Wanad	24 51.996 Cr 110 HB Chrom
40 91.22 Zr 80 HB Cyrkon	41 92.906 Nb 90 HB Niob	42 95.94 Mo 250 HB Molibden
72 178.49 Hf 150 HB Hafn	73 180.95 Ta 80 HB Tantal	74 183.85 W 350 HB Wolfram

Rys. 2.1. Położenie metali trudno topliwych w układzie okresowym pierwiastków i ich wybrane własności [121]

Fig. 2.1. The position of high-melting metals in the periodic table and their selected properties [121]

za i stali austenitycznej typu 18/9. Ze względu na niewielkie znaczenie łączenia metodami spawalniczymi wyrobów z czystego hafnu i chromu nie uwzględniono ich w dalszej części monografii.

Najbardziej efektywne zastosowanie znajdują metale trudno topliwe tzw. „wielkiej czwórki”, tj. niob, tantal, molibden i wolfram. Wanad, cyrkon i tytan także należą do rozpatrywanej grupy metali, chociaż w porównaniu z metalami „wielkiej czwórki” mają niższe temperatury topnienia. Charakteryzują się jednak cennym zespołem innych własności, wskutek czego ich zastosowanie w wielu dziedzinach techniki jest bardzo obiecujące.

2.1. Ogólna charakterystyka metali z IV, V i VI grupy układu okresowego

Tytan. Jest on od około 50 lat wytwarzany w sposób przemysłowy. Odznacza się trzema ważnymi własnościami: dużą wytrzymałością, małym ciężarem właściwym i dobrą odpornością korozyjną. Dzięki tym korzystnym własnościom tytan i jego stopy znajdują zastosowanie w wytwarzaniu pojazdów lotniczych i kosmicznych, w technice energetycznej, morskiej, w przemyśle chemicznym oraz służą do uszlachetniania powierzchni innych metali.

Spawalność tytanu zależy od jego struktury. Czysty tytan i jego stopy o strukturze α są stosunkowo łatwo spawalne, ale spoina ma budowę gruboziarnistą. Spawalność dwufazowych stopów $\alpha + \beta$ zależy od ilości pierwiastków stabilizujących fazę β . Stopy tytanu β są niespawalne, natomiast szeroko stosowany w lotnictwie stop TiAl6V4 o strukturze $\alpha + \beta$ jest spawalny [94], [96], [174]. Okazuje się też, że na rozpad fazy β ma wpływ szybkość chłodzenia, stąd stopy tytanu $\alpha + \beta$ są wrażliwe na cykl cieplny spawania. Gdy udział fazy β w stopie jest duży, mogą pojawić się w strefie wpływu ciepła pęknięcia i obszary o dużej twardości. Aby zmniejszyć naprężenia w złączach spawanych z tytanu i jego stopów, stosuje się ich kilkugodzinne wyżarzanie w temperaturze 450–650 °C w piecach próżniowych lub w piecach z atmosferą ochronną [95].

Cyrkon. Cyrkon cechuje bardzo mały przekrój pochłaniania gorących neutronów. Jednocześnie jest on niezwykle odporny na korozję i dlatego służy jako klasyczny materiał na rury osłaniające elementy paliwowe wykonane z tlenku uranu, a także do budowy innych elementów znajdujących się w strefie promieniowania reaktora. Poza tym cyrkon z uwagi na dobre własności generujące jest stosowany w postaci proszku, blach i drutu w elektronice (uchwyty katod, siatki i osłony ekranów); w przemyśle chemicznym wykorzystuje się jego dobrą odporność na działanie kwasów i robi się z niego skraplacze, zawory; w metalurgii służy do produkcji stali stopowych i jako dodatek do miedzi i aluminium.

Aby polepszyć własności plastyczne i wytrzymałość trudno odkształcalnego cyrkonu, dodaje się do niego niewielkie ilości cyny (stopy zircaloy) [74], [95]. Dlatego w badaniach stosowano stop zircaloy 2, zawierający 1,5% wag. Sn, 0,14% wag. Fe,

Tabela 2.1. Niektóre własności fizyczne metali trudno topliwych [42], [49], [76], [121]

Table 2.1. Some physical properties of high-melting metals [42], [49], [76], [121]

WŁASNOŚĆ	Ti	Zr	Hf	V	Nb	Ta	Cr	Mo	W	Stal X10CrNiTi 18/9	Żelazo (czyste)	Miedź
Gęstość [10 ³ kg/m ³]	4,5	6,5	13,1	6,0	8,5	16,6	19,3	10,2	19,3	7,9	7,8	8,96
Temperatura topnienia [K]	1941	2125	2473	2008	2773	3269	2148	2898	3683	1723	1773	1356
Temperatura wrzenia [K]	3273	3850	3473	3273	3573	4373	2973	5103	6173	–	3273	2868
Moduł sprężystości wzdłużnej E [10 ³ MPa]	120,2	98	141	127,6	104,9	185,7	279	324	411	199	153,3	125
Moduł sprężystości poprzecznej G [10 ³ MPa]	45,6	35	56	46,7	37,9	69,2	115,3	125,6	160,6	0,078	60,0	48,3
Liczba Poissona ν	0,361	0,38	0,26	0,365	0,397	0,342	0,21	0,293	0,28	0,289	0,27	0,343
Właściwa przewodność ciepłna [W/(m·K)] w zakresie 0–500°C	13	17	22	30	52	56	90	133	164	14,65	78	400
Współczynnik rozszerzalności liniowej [$\cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$]	9,4	6,4	5,9	8,3	6,2	6,6	6,2	5,1	4,4	18,0	11,9	16,6
Typ struktury	A3* A2	A3** A2	A3*** A2	A2	A2	A2	A2	A2	A2	A1	A2 A1****	A1

* do 882,5 °C; ** do 865 °C; *** do 1760 °C; **** od 910 °C do 1390 °C

0,05% wag. Ni i 0,09% wag. Cr. Spawalność cyrkonu i tytanu jest podobna, ale cyrkon jest jeszcze bardziej wrażliwy na zanieczyszczenia azotem i węglem, które pogarszają jego własności mechaniczne i odporność korozyjną.

Niob. Niob i tantal w porównaniu z wanadem odznaczają się dobrą przewodnością cieplną. Metale te wykazują dużą odporność korozyjną w roztworach wodnych. Ta szczególna odporność korozyjna tantalu i niobu jest wynikiem tworzenia stabilnej, szczelnej, dobrze przylegającej i samoregenerującej się warstwy tlenkowej.

Ze względu na zespół swoich fizykochemicznych, mechanicznych i technologicznych własności niob jest jednym z najbardziej przyszłościowych materiałów konstrukcyjnych. Odznacza się bowiem najmniejszą gęstością w porównaniu ze wszystkimi metalami „wielkiej czwórki”, wysoką temperaturą topnienia i żarowytrzymałością. Niob dobrze się obrabia, a spajanie technologiami spawalniczymi można przeprowadzić, stosując znane specjalne metody łączenia.

Wskutek stosunkowo małej wytrzymałości czysty niob znajduje ograniczone zastosowanie jako materiał konstrukcyjny przede wszystkim w energetyce atomowej (na rurociągi i materiały koszulkowe do prętów uranu). Zdolność pochłaniania gazów przez niob jest wykorzystywana do utrzymania wysokiej próżni w lampach elektronowych i innych urządzeniach próżniowych. Wśród innych zastosowań należy wymienić elektrody w skoncentrowanych źródłach światła, elementy aparatury chemicznej, wykorzystanie niobu w lotnictwie, technice raketowej i do stopów na magnesy stosowane w niskich temperaturach.

Głównymi wadami niobu i jego stopów są: dużą podatność na utlenianie w podwyższonych temperaturach i stosunkowo mały moduł sprężystości.

Tantal. Tantal ma największą przewodność cieplną spośród metali trudno topliwych z grupy V. Własności sprężyste tantalu są zbliżone do własności niobu, ale znacznie niższe niż molibdenu czy wolframu. Własności mechaniczne tantalu, jak i innych metali trudno topliwych, zależą od metod jego otrzymywania i późniejszej obróbki, a także od zawartości zanieczyszczeń (azot, tlen, wodór, węgiel). Najczystszy metal otrzymuje się po przetopieniu wiązką elektronową. Tantal jest najbardziej odporny na korozję ze wszystkich metali nieszlachetnych (np. odporny na działanie kwasów, ale z wyjątkiem fluorowego). Tę wysoką odporność korozyjną tantal zawdzięcza trwałości warstwy pięciotlenku tantalu na powierzchni metalu. W warunkach podwyższonych temperatur tantal jest bardzo podatny na utlenianie, dlatego w temperaturach powyżej 600 °C muszą być stosowane specjalne pokrycia ochronne. Tantal cechuje także podwyższona żarowytrzymałość. Jest on jednak mało rozpowszechniony w przyrodzie (mniej niż niob), a dodatkowo takie niekorzystne cechy jak: duża gęstość oraz skłonność do utleniania w podwyższonych temperaturach ograniczają jego zastosowanie.

Tantal stosuje się do wyrobu stali szybko tnących, a w przemyśle chemicznym zastępuje platynę. Z tego metalu wykonuje się też elementy grzejne pieców wysokotemperaturowych, kondensatory elektrolityczne, węgliki spiekane, lampy elektronowe i nie-

topliwe elektrody do spawania. Znajduje on zastosowanie także w technice jądrowej i raketowej oraz chirurgii.

Wanad. Wanad jest twardym, kowalnym i ciągliwym metalem o barwie stalowo-szarej. Jest pierwiastkiem dość pospolitym w skorupie ziemskiej (rozpowszechnienie 0,015% wag.), lecz raczej rozproszonym. Wanad odznacza się bardzo małą gęstością, a jego temperatura topnienia jest znacznie niższa od temperatur topnienia „wielkiej czwórki”. Wanad wyróżnia się jednym z największych współczynników rozszerzalności liniowej, a wartość modułu sprężystości poprzecznej ma zbliżoną do pozostałych metali swojej podgrupy.

Własności mechaniczne wanadu zależą od zawartości domieszek. Metal o wysokim stopniu czystości charakteryzuje się niewielką wytrzymałością i dużą plastycznością. Własności wytrzymałościowe wanadu w wysokich temperaturach, w porównaniu z innymi metalami trudno topliwymi, obniżają się w największym stopniu wraz ze wzrostem temperatury. Wanad, podobnie jak tantal, ma najniższą wytrzymałość właściwą w temperaturach powyżej 1000 °C i może pracować do 700 °C. Zwiększenie wytrzymałości osiąga się przez dodanie odpowiednich dodatków stopowych. Najczęściej są nimi tytan, niob i cyrkon. Wanad jest stosowany głównie w postaci żelazostopu do produkcji stali konstrukcyjnych, narzędziowych i specjalnych, a także staliw i żeliw. W postaci żelazo-wanadu jest dodawany jako środek odtleniający i odazotowujący ciekłą stal w hutnictwie. Poza tym stosuje się go w technice reaktorowej jako spoiwo wysokotemperaturowe w połączeniu z niobem, wolframem i molibdenem oraz jako warstwę pośrednią podczas platerowania stopów tytanu, cyrkonu i stali [96].

Molibden. Metale VI grupy układu okresowego, tj. molibden i wolfram, dzięki korzystnemu stanowi energetycznemu wskutek połowicznego obsadzenia powłoki elektronowej 5d mają wysokie temperatury topnienia. Molibden uważa się za najważniejszy metal trudno topliwy, chociaż zaledwie 6% wydobytego surowca przerabia się na metal konstrukcyjny. Ponad 90% molibdenu zużywa się jako dodatku stopowego w produkcji stali i jako środka smarującego w postaci Mo_2S .

Zarówno wolfram, jak i molibden z sześcienną, przestrzennie centrowaną siecią krystaliczną jest w temperaturze pokojowej kruchy i przez to nieodkształcalny na zimno. Przejście do stanu ciągliwego, plastycznego następuje w stosunkowo wysokich temperaturach, przy czym temperatura przejścia zależy od stopnia zanieczyszczenia metalu. W szczególności temperaturę przejścia w stan plastyczny podwyższają wydzielające się na granicach ziarn nawet małe ilości tlenu, węgla i azotu. Decydujący wpływ na temperaturę przejścia w obszar plastyczny ma stopień odkształcenia. Z jego wzrostem obniża się temperatura przejścia w stan kruchości tak, że silnie odkształcone wyroby, jak blachy czy druty z molibdenu, a częściowo także z wolframu, są plastyczne w temperaturze pokojowej [100], [108].

Dobre własności cieplno-fizyczne (duża wytrzymałość względna w wysokich temperaturach, mały współczynnik rozszerzalności cieplnej, wysoka przewodność cieplna i elektryczna) oraz termodynamiczne umożliwiają pracę elementów wykonanych

z molibdenu w wysokich temperaturach. W przewodności cieplnej metali trudno topliwych molibden ustępuje jedynie wolframowi. Prężność jego par jest dużo niższa niż niobu. Molibden jest stosunkowo często spotykany w przyrodzie.

Do podstawowych wad molibdenu i jego stopów należy zaliczyć małą żaroodporność, małą plastyczność w niskich temperaturach, dużą łatwość przechodzenia ze stanu plastycznego w kruchy, co pogarsza obrabialność, a szczególnie spawalność. Właściwości mechaniczne molibdenu można polepszyć przez dodanie odpowiednich dodatków stopowych (Zr, Ti, Nb, Hf, Re).

Do najważniejszych stopów molibdenu należy umocniony dyspersyjnie stop TZM, zawierający 0,5% wag. Ti, 0,07% wag. Zr i 0,01–0,04% wag. C. Jeżeli tytan i cyrkon działają utwardzająco na roztwór stały, to węgliki i tlenki metali z grupy IV powodują dodatkowe utwardzanie dyspersyjne. Następstwem tego jest znaczna poprawa własności wytrzymałościowych stopu w porównaniu z czystym molibdenem. Stop TZM ma dużą wytrzymałość, głównie przy dużym stopniu odkształcenia, żarowytrzymałość i wymienitą odporność na pełzanie. Temperatura rekrytalizacji dla TZM (1600 °C) leży także znacznie powyżej temperatury rekrytalizacji dla czystego molibdenu (1350 °C) [74], [76], [100].

Molibden jest stosowany głównie jako dodatek stopowy do stali konstrukcyjnych, narzędziowych i stopów żaroodpornych. Stanowi on wartościowy materiał w technice wysokiej próżni, szczególnie w lampach żarowych i elektronowych. Używa się go na elementy grzejne w piecach wysokotemperaturowych, a także w przemyśle lotniczym i kosmicznym.

Wolfram. Wolfram ma najwyższą temperaturę topnienia i wrzenia, a także największą wśród metali wytrzymałość. Odznacza się on także najmniejszym współczynnikiem rozszerzalności cieplnej i wysokim współczynnikiem sprężystości. Duża podatność wolframu na pękanie kruche pogarsza jego właściwości technologiczne, zwłaszcza spawalność. Dodatek renu do wolframu (do 25% wag.) obniża jego temperaturę przejścia plastyczno-kruchego. Wolfram, podobnie jak i inne metale trudno topliwe, charakteryzuje się małą odpornością na utlenianie. W temperaturach powyżej 400 °C reaguje intensywnie ze wszystkimi gazami oprócz wodoru, względem którego jest obojętny. Na wolfram praktycznie nie działają kwasy, oprócz mieszaniny kwasu fluorowodorowego i azotowego, jest też odporny na działanie ługów i ciekłych metali.

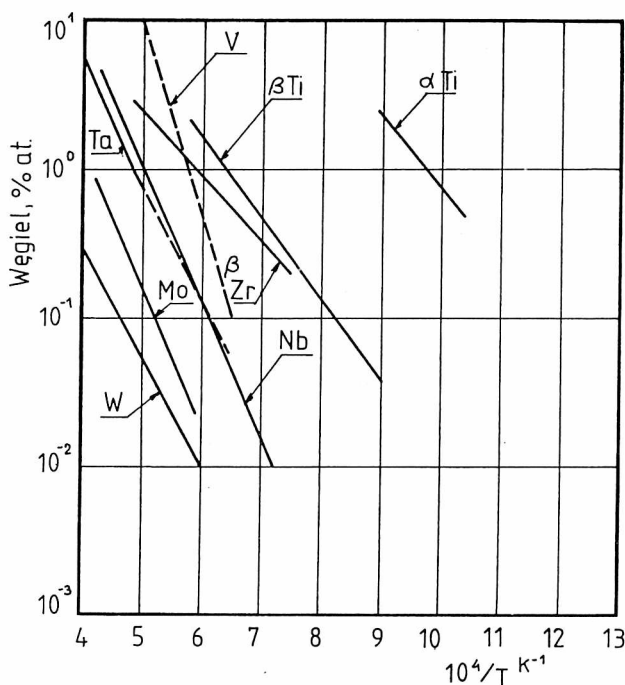
W licznych przypadkach zastosowań, gdy wymagane są dobre właściwości mechaniczne i duży ciężar właściwy, jaki ma wolfram, który jednak jest stosunkowo trudny do obrabiania i trudno się kształtuje, stosuje się pseudostopy wolframu otrzymane w wyniku spiekania proszku wolframu z fazą ciekłą, którą jest stop niklu (1,6–5,6% wag.) z żelazem (0,8–3% wag.) lub miedź (1,5–4,0% wag.). Stopy te mają jednak wadę – ich wytrzymałość zmniejsza się w pobliżu temperatury topnienia składników wiążących [96], [113]. W badaniach stosowano pseudostop wolframu o nazwie handlowej Densimet D18, zawierający 95% wag. W, 3,4% wag. Ni i 1,6% wag. Fe.

Wolfram wykorzystuje się w elektronice i elektrotechnice w lampach żarowych, elektronowych, rentgenowskich, łukowych, na styki elektryczne, elementy grzejne pieców wysokotemperaturowych, elektrody do spawania, dysze silników raketowych. Jest on też składnikiem wielu stali stopowych.

2.2. Oddziaływanie metali z IV, V i VI grupy z tlenem, azotem, wodorem i węglem

W metalach z IV, V i VI grupy układu okresowego w podwyższonych temperaturach mogą rozpuszczać się tlen i azot, a po przekroczeniu granicy rozpuszczalności tworzą one tlenki i azotki, głównie na granicach ziarn [95]. Na rysunku 2.2 przedstawiono zależność granicznej rozpuszczalności węgla w metalach z IV, V i VI grupy od temperatury. Należy zwrócić uwagę na bardzo stromy przebieg wykresu granicznej rozpuszczalności węgla w wanadzie.

Wodór wywiera podobny wpływ na metale z grup IV i V. Szkodliwy wpływ, związany z pochłanianiem gazów przez te metale, może zostać zapoczątkowany już w stosunkowo niskich temperaturach (tabela 2.2). Rozpuszczanie tlenu i wodoru w cyrko-



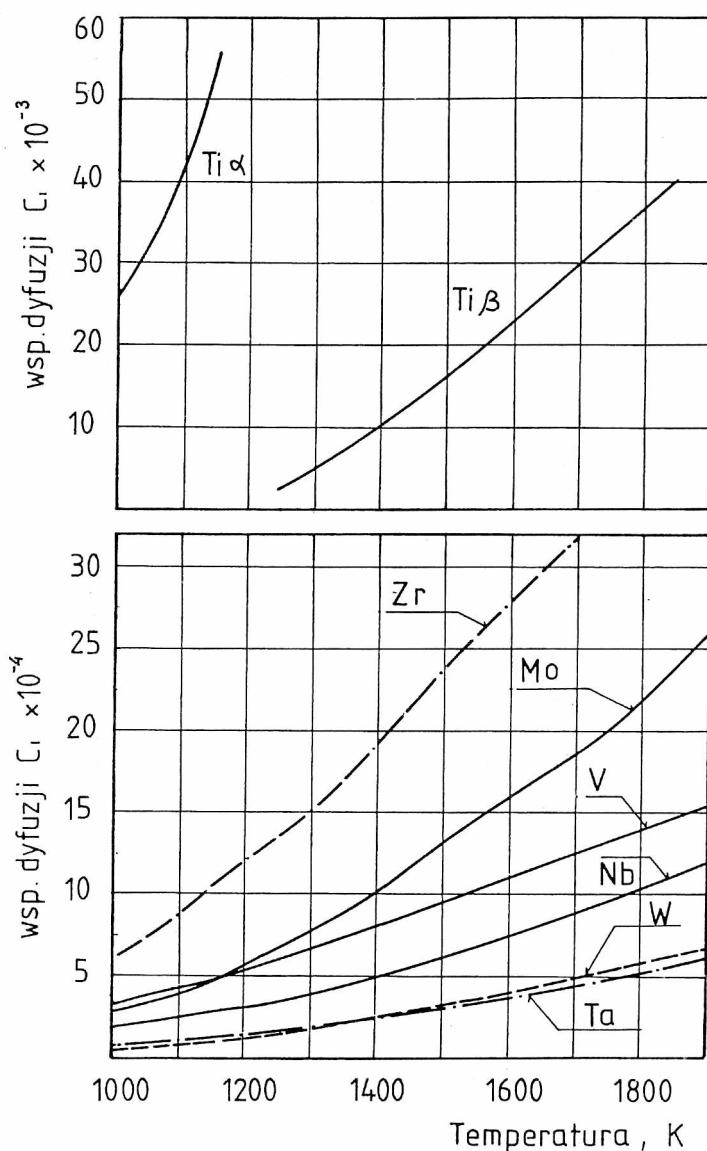
Rys. 2.2. Zależność granicznej rozpuszczalności węgla w metalach z IV, V i VI grupy od temperatury [42]

Fig. 2.2. Limited solubility of carbon in metals of groups IV, V and VI versus temperature [42]

Tabela 2.2. Oddziaływanie metali z grup IV, V i VI z tlenem, azotem, wodorem i węglem [96]
 Table 2.2. Reactions of the metals of groups IV, V and VI with oxygen, nitrogen, hydrogen and carbon [96]

		Tlen	Azot	Wodór	Węgiel
IV	Ti	roztwory stałe Ti_6O , Ti_3O , TiO	roztwory stałe TiN , Ti_3N	mała rozpuszczalność, TiH_2	mała rozpuszczalność, TiC
	Zr	od 250 °C ZrO_2	powstawanie ZrN wolno 400–500 °C 800–900 °C intensywnie	powstawanie ZrH_{1-2} można usunąć w próżni, w temp. powyżej 1000 °C	powstawanie ZrC
	Hf	utlenianie od 250 °C	rozpuszcza się, 500–600 °C tworzenie stabilnych azotków	HfH_2	tworzy stabilne węgliki
V	V	mała rozpuszczalność, tworzy VO , VO_2 , V_2O_5	rozpuszcza się, tworzy V_2N , VN	tworzy wodorki, które rozkładają się w 900 °C	mała rozpuszczalność, tworzy V_2C , VC
	Nb	rozpuszcza się, tworzy NbO , NbO_2 , Nb_2O_5	rozpuszcza się, tworzy azotki	tworzy NbH , rozpada się w próżni w 1000 °C	rozpuszcza się, tworzy węgliki
	Ta	rozpuszcza się, pochłania tlen od 300 °C	rozpuszcza się, od 800 °C tworzy Ta_2N lub TaN	w 300–400 °C tworzy wodorki, które rozpadają się w próżni w 700 °C	w 800–1100 °C tworzy Ta_2C , TaC
VI	Cr	mała rozpuszczalność, tworzy Cr_2O_3	mała rozpuszczalność, od 800 °C tworzy Cr_2N , CrN	brak oddziaływania	na granicach ziarn: $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Cr_3C_2
	Mo	tworzy MoO_3 który topi się i paruje od 700 °C	tworzy Mo_3N Mo_2N , MoN	brak oddziaływania	mała rozpuszczalność, tworzy Mo_2C , MoC
	W	mała rozpuszczalność, tworzy WO_2 , WO_3	W_2N – rozpad w 400 °C WN – rozpad w 600 °C	brak oddziaływania	rozpuszcza się, tworzy W_2C i WC

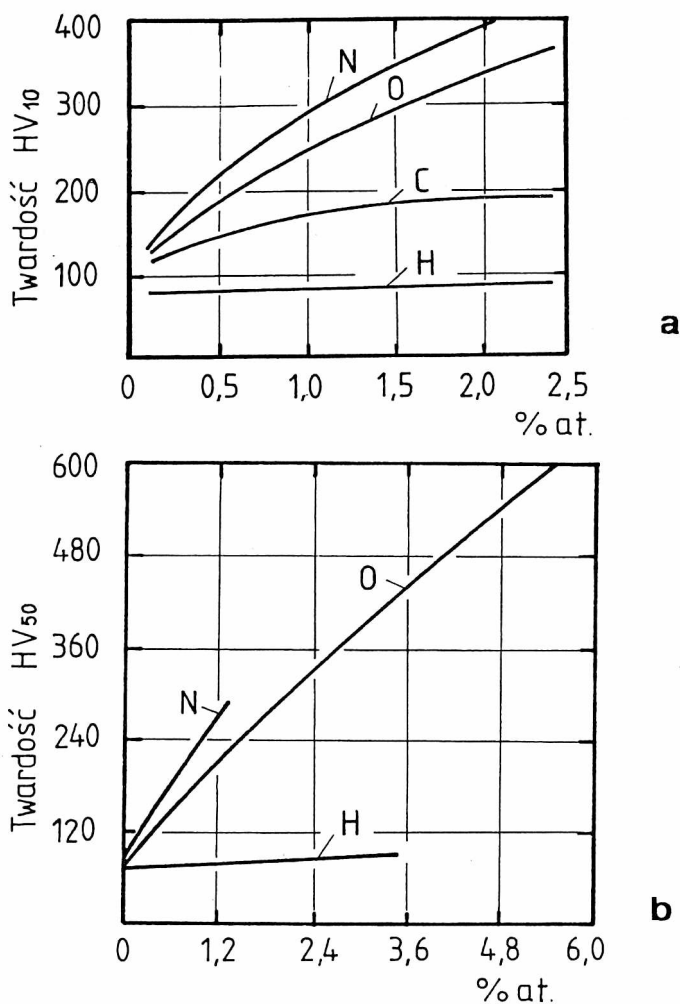
nie lub hafnie stwierdzono już w temperaturze 300 °C. Molibden i wolfram utleniają się w powietrzu począwszy od 400 °C. W temperaturze dochodzącej do ~700 °C stopień utleniania wolframu jest porównywalny z utlenianiem się niobu i tantal. Szczególnie silne utlenianie wolframu, powiązane z tworzeniem jego lotnego trójtlenku, następuje w temperaturach wyższych od 800 °C, a molibdenu – wyższych od 600 °C [74].



Rys. 2.3. Zależność współczynnika dyfuzji węgla w metalach z IV, V i VI grupy od temperatury [42]

Fig. 2.3. Coefficient of carbon diffusion in metals of groups IV, V and VI versus temperature [42]

Metale grupy VI są w pełni odporne na działanie wodoru, ponieważ w przeciwieństwie do metali z IV i V grupy nie tworzą stabilnych wodorków. Odporność na gazowe węglowodory i tlenek węgla określa temperatura tworzenia węglików. Azot tylko w niewielkim stopniu rozpuszcza się w molibdenie i wolfranie, przy czym jego rozpuszczalność rośnie ze wzrostem temperatury.



Rys. 2.4. Wpływ azotu, wodoru, węgla i tlenu na twardość tytanu (a) i niobu (b) [42]

Fig. 2.4. Effect of nitrogen, hydrogen, carbon and oxygen on hardness of titanium (a) and niobium (b) [42]

Na rys. 2.3 przedstawiono zależność współczynnika dyfuzji węgla w metalach z IV, V i VI grupy od temperatury. Widoczne jest, że największą prędkość dyfuzji węgiel wykazuje w tytanie, a następnie w cyrkonie, molibdenie i wanadzie.

Zanieczyszczenie materiałów tlenem, azotem, wodorem lub węglem ma duży wpływ na ich własności mechaniczne. Wraz ze zwiększaniem się zawartości zanieczyszczeń w metalach wzrasta twardość (rys. 2.4), a maleje plastyczność materiału. Przyjmuje się często, że pomiar twardości umożliwia w pierwszym przybliżeniu ocenę czystości metalu. Szczegółowe dane o wpływie zanieczyszczeń tlenem, wodorem, azotem i węglem na własności metali zebrano w pracach [42], [74], [130].

3. Przegląd metod spajania metali trudno topliwych

W zastosowaniach metali trudno topliwych w technice istotnym problemem staje się technologia ich spajania. Spajanie metali trudno topliwych i stopów wytworzonych na ich podstawie, w przeciwieństwie do metali konwencjonalnych, ma wiele osobliwości wynikających z ich specyficznych własności fizykochemicznych. Można do nich między innymi zaliczyć:

- dużą skłonność do oddziaływania w podwyższonych temperaturach z gazami atmosferycznymi (dlatego podczas spajania zachodzi konieczność dokładnej ochrony nie tylko spoiny, ale i strefy wpływu ciepła),
- skłonność niektórych metali (np. niobu, tantalu) do krystalizacji słupkowej i tworzenia gruboziarnistej struktury w spoinie,
- skłonność do rozrostu ziarn w wysokich temperaturach i tworzenia w związku z tym gruboziarnistej struktury w strefie wpływu ciepła,
- wysoką temperaturę topnienia, co pociąga za sobą potrzebę stosowania źródeł ciepła o skoncentrowanej energii,
- skłonność do łatwego przechodzenia ze stanu plastycznego w kruchy.

Własności te powodują, że spajaniu metali trudno topliwych towarzyszą duże trudności technologiczne i metalurgiczne, a łączenie trudno topliwych materiałów różnorodnych jest jeszcze bardziej złożonym procesem.

Według [122] podstawowe warunki, które powinny być spełnione podczas wykonywania różnorodnych złączy, są następujące:

- metale powinny mieć sieć krystaliczną jednakowego typu,
- promienie atomowe metali tworzących roztwór stały nie powinny się różnić więcej niż o 10–15%,
- własności elektrochemiczne łączonych metali nie powinny się znacznie różnić, gdyż w przeciwnym przypadku mogą powstawać kruche fazy międzymetaliczne.

Wybierając technologię spajania różnorodnych trudno topliwych metali spełniających wymienione warunki, musimy także uwzględnić ograniczenia wynikające z ich specyficznych własności fizykochemicznych.

Aby ochronić złącza i spoiny przed tlenkami i zanieczyszczeniami gazowymi, proces spajania należy prowadzić w próżni lub w komorach wypełnionych gazem obojętnym (argon, hel). Przyjmuje się, że spajanie konstrukcji przeznaczonych do pracy w środowiskach korozyjnych, w wysokich temperaturach lub w warunkach obciążeń dy-

namicznych, trzeba prowadzić w próżni o wysokiej czystości. Spajanie konstrukcji mniej ważnych, którym nie stawia się szczególnych wymagań co do uderzalności i odporności korozyjnej złączy, można prowadzić w osłonie argonu, przy czym osłonie musi podlegać także grań spoiny.

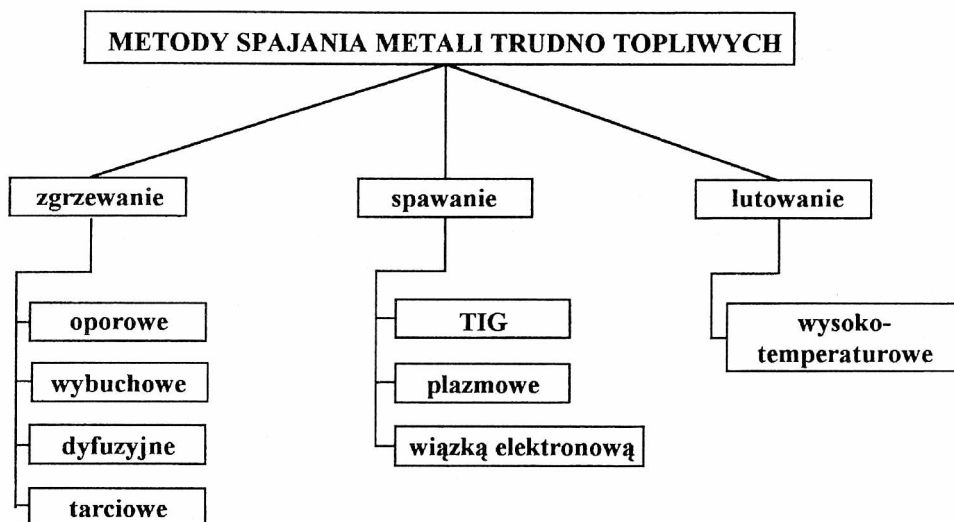
Na rysunku 3.1 przedstawiono najczęściej stosowane sposoby spajania metali trudno topliwych. Należy zauważyć, że typowe metody spawania elektrodą topliwą (MIG, MAG, elektrodami otulonymi, pod topnikiem), stosowane do łączenia konwencjonalnych materiałów (stal, aluminium, miedź), nie są brane pod uwagę w łączeniu materiałów trudno topliwych. Jedynie w pracy [50] wzmiankuje się o opracowaniach technologii spawania tytanu metodą MIG i pod topnikiem.

Z analizy literatury dotyczącej łączenia metali w stanie stałym w procesach obróbki plastycznej nie wynika wprawdzie, iż nie można uzyskać trwałych złączy z metali trudno topliwych tą metodą, ale brak jest przykładów realizacji takich połączeń. Szerokie studia dotyczą głównie połączeń jedno- i różnoimiennych aluminium, miedzi, cynku, ołowiu, srebra, złota i żelaza [77]. Jedynie Gurevič w [51] wspomina o zgrzewaniu doczołowym na zimno prętów z tytanu o średnicy 5 mm przy naciskach jednostkowych 2500 MPa. Szerzej opisuje natomiast wyniki badań nad prasowaniem na gorąco przez 10 min zakładkowych złączy z blach tytanu o grubości 1,25 mm w temperaturach powyżej 900 °C i przy naciskach jednostkowych 345 MPa. Dodatkowa obróbka cieplna złączy w temperaturze 950 °C w czasie 30 min powodowała polepszenie własności plastycznych otrzymanych złączy.

3.1. Zgrzewanie oporowe

Spośród metod zgrzewania oporowego największe zastosowanie w łączeniu metali trudno topliwych znajduje zgrzewanie punktowe i liniowe. W przypadku zgrzewania oporowego blach z tytanu i jego stopów parametry zgrzewania muszą być dokładnie mierzone i utrzymywane na stałym poziomie, a w szczególności wielkość docisku. Do zgrzewania punktowego zaleca się elektrody o zaokrąglonych końcach, co powoduje zwiększenie gęstości prądu w środku zgrzeiny. Istotne jest, aby czas zgrzewania był bardzo krótki i aby zachować optymalny czas chłodzenia w zakresie temperatury przemiany $\beta \rightarrow \alpha$. Polepszenie jakości złączy uzyskuje się dzięki dodatkowej osłonie strefy zgrzewania argonem. Zgrzewa się punktowo blachy z tytanu o grubości do 3 mm, a liniowo – do 2,5 mm [96].

Zgrzewanie oporowe cyrkonu zawsze musi przebiegać w osłonie argonu. Gurevič w swojej monografii [49] donosi o próbach zgrzewania punktowego cienkich blach z wanadu, niobu, tantalu i molibdenu, a także o doczołowym zgrzewaniu prętów z molibdenu w próżni lub w osłonie argonu.



Rys. 3.1. Typowe metody spajania stosowane do łączenia metali trudno topliwych

Fig. 3.1. Typical bonding methods used to join high-melting metals

3.2. Zgrzewanie wybuchowe

Zgrzewanie wybuchowe jest metodą spajania charakteryzującą się tym, że połączenie części następuje w wyniku docisku dynamicznego łączonych powierzchni. Docisk wywołuje energia wyzwalamą się podczas detonacji materiału wybuchowego. Stwierdzono, że w metodach zgrzewania udarowego i wybuchowego, w których prędkość odkształcania metalu wynosi $1-10^3 \text{ s}^{-1}$, zachodzi efekt anormalnego przyspieszania dyfuzji. Szybkość transportu masy w warunkach takiego obciążenia w stanie stałym okazała się o kilka rzędów większa od prędkości dyfuzji w ciekłym metalu [49].

Intensywne procesy dyfuzyjne przebiegające w strefie styku przy impulsowym obciążeniu ciał stałych spełniają pozytywną rolę wtedy, gdy:

- zachodzi proces międzywęzłowego transportu substancji i powstawanie faz między-metalicznych jest utrudnione, ponieważ ich tworzenie przebiega zgodnie z mechanizmem wakansowym,
- powstaje szeroka strefa stałych roztworów, co sprzyja obniżeniu poziomu odkształceń spawalniczych.

Strefa styku w złączach zgrzewanych wybuchowo charakteryzuje się fragmentami bezdyfuzyjnego przejścia, mechanicznego wymieszania i fragmentami roztopionymi. Jeśli łączone metale tworzą fazy, to w roztopionych fragmentach będą się one zawsze ujawniać. Podczas zgrzewania wybuchowego zauważono także, że rozpuszczalność jednego pierwiastka w drugim osiąga poziom znacznie wyższy od granicznej rozpuszczalności w stanie równowagi.

Zgrzewanie wybuchowe jest praktycznie jedyną metodą wykonywania bimetalicznych połączeń wielkogabarytowych konstrukcji, a zwłaszcza płyt. Dobre wyniki uzyskuje się też, stosując metodę zgrzewania wybuchowego do wykonywania bimetalicznych rur [25]. Ogólnie przyjmuje się, że połączenia wykonane w wyniku zgrzewania wybuchowego charakteryzują się stosunkowo dużą wytrzymałością na ścinanie i rozciąganie oraz dobrą plastycznością.

W literaturze można natrafić jedynie na nieliczne przykłady prób zastosowania zgrzewania wybuchowego do łączenia metali trudno topliwych. I tak Gurevič [51] podaje przykłady zgrzewania wybuchowego blach ze stopów tytanu α i $\alpha + \beta$ o grubości od 1,5 do 3,0 mm. Ze względu na duży rozrzut własności mechanicznych otrzymanych złączy należy je dodatkowo poddać obróbce cieplnej.

Szeroko natomiast stosuje się platerowanie metodą zgrzewania wybuchowego blach stalowych tytanem, cyrkonem lub tantalum [96]. W pracy [49] przedstawiono technologię zgrzewania wybuchowego kompozytowych połączeń niobu z żelazem armco i stalą austenityczną z wykorzystaniem międzywarstwy wanadu. Z otrzymanych w ten sposób półproduktów wykonano kołowe zwężki, które następnie spawano metodą TIG do węzłów instalacji energetycznych. Badania szczelności, wytrzymałości statycznej, zmęczeniowej i uderzeniowej otrzymanych połączeń w normalnych i podwyższonych temperaturach potwierdzają ich dobrą jakość.

Konieczność posiadania wyspecjalizowanych stanowisk do prowadzenia procesu spajania istotnie ogranicza stosowanie metody zgrzewania wybuchowego w praktyce.

3.3. Zgrzewanie dyfuzyjne

W zgrzewaniu dyfuzyjnym wykorzystano wzajemną dyfuzję materiałów łączonych nagranych do temperatury niższej od temperatury topnienia najniższej topnego spośród łączonych metali, które znajdują się w stanie ścisłego przylegania (przy minimalnym plastycznym odkształceniu). Parametry procesu to: temperatura, czas i nacisk jednostkowy, które są ze sobą wzajemnie powiązane.

Zgrzewanie dyfuzyjne stosuje się zwykle wtedy, gdy nie można uzyskać złączy o zadowalających własnościach innymi metodami spajania. Zgrzewanie metali trudno topliwych odbywa się najczęściej w wysokiej próżni ($< 10^{-6}$ kPa) lub w atmosferze gazów ochronnych, gdzie udział tlenu powinien być poniżej 1 vpm [94]. Żadne elementy wewnątrz komory do zgrzewania dyfuzyjnego metali trudno topliwych nie mogą być wykonane z grafitu.

Czas wytrzymywania materiałów w zadanej temperaturze wynosi od kilku minut do kilku godzin. W rzeczywistości, gdy proces zgrzewania metali trudno topliwych odbywa się na uniwersalnych zgrzewarkach, wykonanie jednego złącza trwa zazwyczaj jedną zmianę roboczą. Kazakov w swojej monografii [72] podaje, że proces zgrzewania dyfuzyjnego należy prowadzić w temperaturze z przedziału $(0,53-0,88)T_s$, gdzie T_s oznacza bezwzględną temperaturę topnienia lub temperaturę solidusu. W przypadku

wykonywania połączeń różnoimiennych ten wymóg temperaturowy odnosi się do materiału o niższej temperaturze topnienia.

Szczegółowa analiza procesów technologicznych zgrzewania dyfuzyjnego wykazała, że zniszczenie powierzchniowych warstw tlenków jest jednym z koniecznych warunków utworzenia złącza o pożądanych własnościach mechanicznych. Dlatego należy zwrócić szczególną uwagę na jakość powierzchni przygotowanych do zgrzewania. Przykładowo, podczas zgrzewania tytanu grubość warstwy tlenków nie może przekraczać 2×10^{-6} mm (wtedy ulegają one rozpadowi w temperaturze od 950 do 1050 °C w ciągu 10 min). Jednakże dostatecznie długie nagrzewanie umożliwia utworzenie złącza mimo obecności warstwy tlenków, jednak powstałe złącza mają gorsze własności plastyczne.

W czasie zgrzewania dyfuzyjnego różnoimiennych metali bardzo różniących się między sobą temperaturą topnienia może okazać się, że temperatura nagrzania niższa od temperatury solidus metalu o mniejszej temperaturze topnienia jest zbyt niska, aby doszło do zauważalnej aktywacji cieplnej powierzchni metalu o większej temperaturze topnienia – takich metali nie udaje się połączyć bezpośrednio w stanie stałym. Wtedy należy zastosować warstwę z metalu pośredniczącego [94]. Międzywarstwy chronią też przed utworzeniem się związków niemetalicznych na styku łączonych metali lub ułatwiają ich usuwanie. Lison podaje, że dla skrócenia czasu zgrzewania dyfuzyjnego molibdenu lub wolframu można zastosować międzywarstwy z niklu, tytanu lub niobu [94].

Podczas wykonywania złączy bimetalicznych z materiałów o dużej różnicy współczynników rozszerzalności cieplnej w procesie nagrzewania może następować niszczenie tworzącego się połączenia. W takich przypadkach należy również zastosować międzywarstwy z materiałów o pośrednich współczynnikach rozszerzalności cieplnej [122].

Zgrzewanie dyfuzyjne znajduje szerokie zastosowanie do łączenia tytanu i jego stopów w technice lotniczej, kosmicznej i energetyce atomowej [96]. Metodą zgrzewania dyfuzyjnego łączy się molibden i wolfram w elementach wyrzutni elektronów.

W pracy [75] przedstawiono technologię otrzymywania w próżni połączeń złożonych w pakiet różnoimiennych blach wolframu z molibdenem lub tantalą, a także molibdenu z tantalą przez walcowanie na gorąco (1200–1600 °C). Aby podwyższyć wytrzymałość złącza, pomiędzy warstwami łączonych metali umieszczano przekładkę z tytanu. Zastosowanie próżni powoduje oczyszczenie miejsc kontaktowych z tlenków, a krótki czas procesu wyklucza możliwość powstania kruchych złączy.

Przyjmuje się, że zwiększenie stopnia deformacji podwyższa jakość połączeń. Według [75] optymalny stopień deformacji dla połączeń niobu i molibdenu ze stalą w procesie prasowania na gorąco wynosi 65%–85%, a optymalny zakres temperatur – 900–1000 °C. Jeżeli brak jest urządzeń do prasowania w próżni, to można proces ten prowadzić na prasach konwencjonalnych, ale wtedy łączone materiały po ułożeniu w pakiety są szczelnie zamykane w pojemniku, w którym wytworzono próżnię (na przykład pojemnik szczelnie pospawany wiązką elektronową). Autorzy podkreślają, że w szeregu par różnoimiennych złączy z metalami trudno topliwymi otrzymuje się kruche połąc-

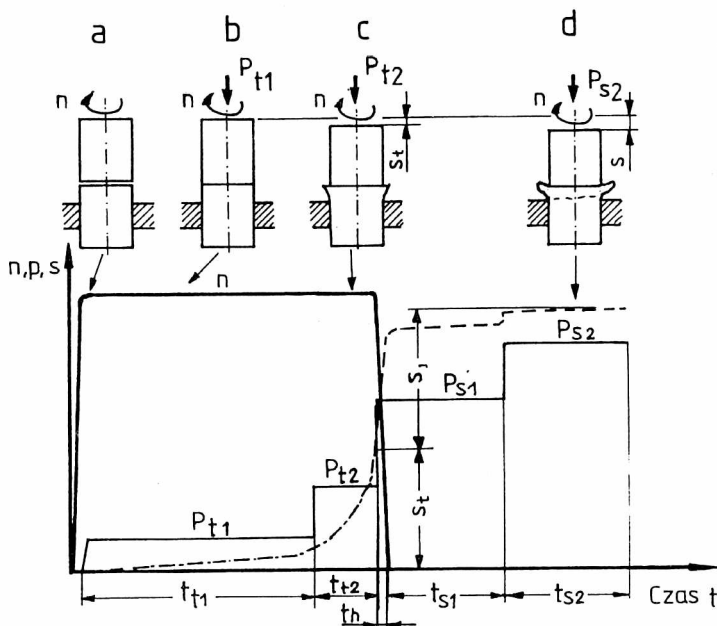
czenia, a w celu polepszenia plastyczności złączy proponują zastosować międzywarstwy (dla połączeń metali trudno topliwych ze stopami na osnowie niklu – międzywarstwę z miedzi).

3.4. Zgrzewanie tarciove

W procesie zgrzewania tarciove celowo wykorzystano zamianę energii kinetycznej na energię cieplną wytworzoną wskutek tarcia. Przebieg zgrzewania tarciove pokazano na rys. 3.2. Dwie części podlegające zgrzewaniu są umieszczone osiowo w uchwytach zgrzewarki, przy czym jedna z nich jest unieruchomiona, a drugiej nadaje się ruch obrotowy wokół ich wspólnej osi (okres a). Na przylegających do siebie powierzchniach, dociśniętych siłą osiową P_p , powstaje tarcie. Praca, zużywana podczas względnego obrotu części na pokonywanie sił tarcia, jest zamieniana na ciepło, które wydzielają się na powierzchniach tarcia i powoduje ich intensywne nagrzewanie się do temperatury koniecznej do powstania połączenia zgrzewanego (okres b). Po osiągnięciu tej temperatury część obracająca się zostaje możliwie szybko zatrzymana (okres c), a proces zgrzewania kończy się „spęczaniem”, to znaczy dociskiem części przez pewien określony czas z siłą osiową równą sile wywieranej podczas tarcia lub odpowiednio większą (okres d).

Idea procesu zgrzewania tarciove jest znana od ponad stu lat. W 1891 roku wydano w Anglii pierwszy patent dotyczący wykorzystania ciepła tarcia do łączenia, następnie ukazały się w roku 1926 w Niemczech i na początku lat czterdziestych w Anglii. Wspomniane prace nie wyszły jednak poza badania laboratoryjne. Dopiero udane eksperymenty Čudikova (1956), dotyczące łączenia niektórych części maszyn rolniczych, oraz intensywne badania prowadzone pod kierownictwem Villa są praktycznie początkiem zastosowania tej metody łączenia w warunkach przemysłowych [106]. W dalszych latach, poza byłym ZSRR, intensywne prace badawcze i wdrożeniowe prowadzono także w USA, Japonii, Wielkiej Brytanii, RFN, byłej Czechosłowacji, Francji i byłym NRD. W Polsce badania nad zgrzewaniem tarciowym, zakończone wdrożeniem w wielu zakładach przemysłowych, prowadzono od 1959 roku głównie w Instytucie Spawalnictwa w Gliwicach.

Atrakcyjność tej metody łączenia wynika z takich korzyści techniczno-ekonomicznych jak np.: duża wydajność procesu, duża stabilność procesu zgrzewania zapewniająca jego powtarzalność, a przez to ułatwiająca automatyzację procesu, możliwość łączenia materiałów różniamiennych oraz lepsze warunki bezpieczeństwa i higieny pracy niż w przypadku tradycyjnych metod spawania [67]–[69], [88], [93], [115]. Zgrzewanie tarciove ma obecnie wiele odmian, a ogólną klasyfikację sposobów zgrzewania podano na rys. 3.3. Jak widać, metodą zgrzewania można łączyć doczołowo, liniowo, obwodowo [36], [86] i mimośrodowo [34] lub napawać [29], [117], [154], [156]. Zgrzewanie tarciove doczołowe dzieli się zwykle ze względu na przebieg procesu na tzw. zgrzewanie inercyjne [2], [12], [16], [89], [118], [132], sterowane komputerowo [135] i ze stałym napędem (konwencjonalne lub kombinowane [30], [33], [37], [38], [44],



Rys. 3.2. Przebieg zgrzewania tarcowego

Fig. 3.2. Friction welding process

[106], [115], [161]). Zgrzewanie tarcowe konwencjonalnych materiałów odbywa się z reguły w powietrzu bez dodatkowych osłon chroniących strefę zgrzewania. Do łączenia materiałów, które łatwo reagują z gazami atmosferycznymi, próbowano zastosować gazy ochronne, głównie argon, co jednak w niewielkim stopniu zmienia pod względem jakościowym przebieg procesu [113], [155]. Bołšakov, który jako jeden z pierwszych próbował zgrzewać tarcowo metale trudno topliwe, chcąc ograniczyć szkodliwe oddziaływanie gazów, przeprowadził eksperymenty zgrzewania tarcowego w komorach próżniowych [19], [20], [21]. Jednak komplikuje to znacznie proces zgrzewania.

Pierwsze udane próby zgrzewania metali pod warstwą cieczy, dokonane przez Lisona [98], doprowadziły do wykonania urządzenia do zgrzewania tarcowego w układzie pionowym, co ułatwia prowadzenie procesu w cieczy.

Badania zgrzewania tarcowego w ostatnich latach koncentrują się wokół dwóch problemów:

- opisu zjawisk zachodzących podczas zgrzewania tarcowego celem umożliwienia lepszego sterowania procesem [31], [40], [43], [55], [80], [91], [92], [105], [119], [135], [136], [138], [166], [168],
- zastosowania metody zgrzewania tarcowego, często w zmodyfikowanej postaci, do łączenia nowych materiałów [1]–[4], [12], [15], [27], [45], [46], [48], [58]–[64], [103], [124], [169], [170], [171].



Rys. 3.3. Klasyfikacja metod zgrzewania tarciowego [73]

Fig. 3.3. Classification of friction welding methods [73]

3.5. Spawanie łukowe

Spośród metod spawania łukowego metali trudno topliwych najczęściej stosuje się spawanie nietopliwą elektrodą wolframową w atmosferze obojętnej (metoda TIG). Proces spawania prowadzi się zazwyczaj w komorach wyposażonych we wzierniki lub kamery do obserwacji przebiegu spawania wypełnionych argonem, a w sporadycznych przypadkach – helem. Przed spawaniem z komory usuwa się wstępnie powietrze, po czym napełnia się ją argonem. Dopuszczalne zanieczyszczenia atmosfery tlenem i wodorem są poniżej 0,002%, azotem – poniżej 0,005%, a punkt rosy atmosfery ochronnej powinien być dla tytanu poniżej $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$, a dla innych metali trudno topliwych – poniżej $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$. Zapewnienie takiej czystości atmosfery ochronnej stwarza konieczność stosowania dodatkowych stanowisk oczyszczających argon lub hel.

W literaturze radzieckiej podano przykłady zastosowania metody MIG do spawania tytanu [50]. Autorzy wskazują na możliwość optymalizacji składu spoiny dzięki odpowiedniemu doborowi składu chemicznego spoiwa. W Instytucie Spawania Elektrycznego im. Patona w Kijowie opracowano metodę spawania grubych blach z tytanu pod topnikiem i elektrodozłowo [51]. Ze względu na trwałość TiO_2 topniki do tych metod spawania muszą zawierać chlorki i fluorki, które są jednak silnymi truciznami.

Podczas spawania tytanu metodą TIG pewną trudność sprawia jego mała przewodność cieplna, która jest przyczyną miejscowych przetopień. Z kolei zbyt mała energia liniowa spawania powoduje porowatość spoin i transkryształizację. Dlatego dobre wy-

niki uzyskuje się podczas spawania tytanu metodą TIG łukiem pulsującym. W większości przypadków spawania łukowego stopów tytanu uzyskuje się spoiny mające w zasadzie mniejszą odporność na uderzenia oraz mniejszą plastyczność niż materiał rodzimy [13].

Spawanie metodą TIG cyrkonowych złączy przeznaczonych do pracy w energetyce jądrowej wykonuje się w komorach wypełnionych helem lub mieszaniną argonu (27%) z helem (73%). Przed napełnieniem komór wytworzono w nich próżnię ok. 10^{-5} kPa. Podczas spawania cyrkonu należy stosować wyższe parametry prądowe niż podczas spawania tytanu [96]. Z wyników podanych w [101] wynika, że po spawaniu łukowym niobu w atmosferze ochronnej wytrzymałość złącza spawanego wynosi 0,6–0,75 wytrzymałości materiału rodzimego, a plastyczność tak wykonanego złącza jest znacznie niższa. Autorzy tłumaczą to rozrostem ziarn w spoinie i w strefie wpływu ciepła oraz częściowym nasyceniem złącza gazami w czasie spawania. Metodą TIG można wykonać połączenia niobu z różnymi metalami tworzącymi z nim roztwory w stanie stałym, np. z tytanem czy z cyrkonem. Otrzymane złącza mają jednak gorsze własności wytrzymałościowe od materiału rodzimego [49].

3.6. Spawanie plazmowe

Spawanie plazmowe, które od metody TIG różni się głównie tym, że użyto w nim innego kształtu łuku, znalazło zastosowanie zwłaszcza do zautomatyzowanego spawania tytanu. Dzięki temu, że podczas spawania plazmowego w łuku jest prawie 10 razy większa koncentracja ciepła niż wtedy, gdy stosujemy metodę TIG, możliwe jest spawanie elementów o grubości do 12 mm bez ukosowania ścianek. Charakterystyczna dla spawania plazmowego duża koncentracja energii połączona z intensywnym mieszaniem jeziora spawalniczego skutkuje zmniejszeniem porowatości spoin [96].

Spawanie mikroplazmowe, które jest odmianą spawania plazmowego, odznacza się mniejszym natężeniem prądu roboczego. Można je stosować do łączenia cienkich elementów z metali trudno topliwych (0,05–0,2 mm). Obecnie coraz częściej cienkościenne elementy z metali trudno topliwych łączy się, spawając je promieniami lasera.

3.7. Spawanie wiązką elektronową

Spawanie wiązką elektronową jest procesem spajania materiałów, który polega na topieniu ich w miejscu styku, co jest możliwe wskutek zamiany energii kinetycznej elektronów na ciepło podczas oddziaływania wiązki elektronowej na materiał. Wiązka elektronowa o dużej gęstości mocy ma zdolność głębokiej penetracji, co oznacza, że jest w stanie wytworzyć kanał o znacznej głębokości. Ruch wiązki elektronowej prowadzi do ciągłego topienia materiału na przedniej ściance kanału i przemieszczania ciekłego metalu w kierunku przeciwnym do kierunku ruchu wiązki. Ciekły metal wypełnia szczelinę między łączonymi przedmiotami i krzepnie, tworząc spoinę. Duża koncentracja ciepła w miejscu oddziaływania wiązki i warunki próżniowe, w jakich za-

chodzi proces spawania, pozwalają pokonać dwie podstawowe bariery utrudniające łączenie metali trudno topliwych: wysokie temperatury topnienia oraz skłonność materiału do pochłaniania szkodliwych gazów w podwyższonych temperaturach. Wprowadzenie tej technologii spawania znacznie rozszerza możliwości wykonywania połączeń materiałów trudno topliwych, a zwłaszcza połączeń jednoimiennych.

Większe są także możliwości technologiczne. Na przykład dostęp wiązki elektronowej do linii styku łączonych elementów jest znacznie łatwiejszy niż w przypadku metody TIG, a duża koncentracja energii, jaka charakteryzuje wiązkę elektronową, umożliwia bardzo duże prędkości spawania. Szybkiemu topieniu łączonych materiałów, z jakim mamy wtedy do czynienia, towarzyszy tak samo szybkie krzepnięcie stopiwa i chłodzenie nagrzaných stref. Następstwem tego jest powstanie w spoinie i w strefach wpływu ciepła struktur nierównowagi i trudnej do przewidzenia morfologii o nie zawsze korzystnym zespole własności [52]. W warunkach bardzo dużych szybkości chłodzenia, jakie występują podczas spawania wiązką elektronową, zasięg dyfuzji, nawet w fazie ciekłej, jest niewielki. Mimo intensywnego mieszania ciekłe stopiwo jest bardzo niejednorodne i występują w nim duże gradienty stężeń.

Gazy rozpuszczone w spawanych metalach, nawet gdy występują w niewielkich stężeniach, stają się w warunkach próżni i dużych gradientów stężeń przyczyną powstawania pęcherzy gazowych. Zarodki pęcherzy tworzą się i rosną na powierzchni rozdziału ciecz–ciało stałe, gdyż następuje tam skokowa zmiana rozpuszczalności. Podczas powolnej krystalizacji pęcherze gazowe mogą odrywać się od tej powierzchni i wydostawać na zewnątrz, przy dużych zaś szybkościach chłodzenia pozostają wewnątrz spoiny. Natomiast powolne, wielokrotne przesuwanie strefy stopionej za pomocą wiązki elektronów wzdłuż próbki powoduje oczyszczanie materiału wskutek segregacji domieszek w wyniku różnic w ich rozpuszczalności w fazie ciekłej i stałej (tak zwane topienie strefowe, opisane szczegółowo w pracach Friedla [41]).

Obecnie spawanie wiązką elektronową jest najczęściej stosowaną metodą spawania metali trudno topliwych. Spawanie takie prowadzi się w próżniowej komorze roboczej spawarki elektronowej. Jest wysoce pożądane, aby podczas spawania metali trudno topliwych atmosfera w komorze roboczej nie zawierała śladu olejów, gdyż produkty rozpadu olejów mogą reagować ze stopionym metalem. Dlatego też, aby zapewnić odpowiednie warunki próżniowe w komorze roboczej, powinno się stosować absorpcyjne pompy tytanowe lub pompy molekularne zamiast powszechnie używanych w spawkach olejowych pomp dyfuzyjnych.

Ogólnie uważa się, że spawanie złączy monometalicznych jest procesem stosunkowo prostym [26]. Mała przewodność cieplna metali zapewnia równomierną szerokość spoiny, natomiast próżnia w komorze roboczej skutecznie chroni stopiwo przed pochłanianiem gazów.

Wyniki analiz złączy wykonanych wiązką elektronową wskazują, że:

- w mikrostrukturze spoin występują większe ziarna niż po spawaniu łukowym, co jest związane z większym stopniem czystości spoin,

– mikrotwardość spoiny jest mniejsza niż metalu rodzimego, co wiąże się z oczyszczaniem metalu z wtrąceń.

Ze względu na budowę strukturalną złączy spawanych wiązką elektronową złącza monometaliczne metali trudno topliwych można podzielić na trzy grupy:

- tantalowe i niobowe,
- tytanowe i cyrkonowe,
- molibdenowe i wolframowe.

Spoiny metali z pierwszej grupy odznaczają się prawidłową geometrią, szerokimi strefami wpływu ciepła, brakiem wyraźnej granicy wtopienia oraz znacznym rozrostem ziarn.

Złącza niobu spawane wiązką elektronową mają wytrzymałość na rozciąganie zaledwie $0,6 R_m$ materiału rodzimego, a więc o wiele niższą od wytrzymałości złączy otrzymanych przez spawanie łukowe w osłonie gazów. Natomiast plastyczność złącza, oceniana na podstawie technologicznej próby zginania, jest równa (dla czystego niobu) lub większa (dla stopów niobu) od plastyczności materiału rodzimego. Autorzy [49] wyjaśniają to większą czystością metalu spoiny i mniejszą szerokością strefy wpływu ciepła w czasie spawania wiązką elektronową.

Podczas spawania wiązką elektronową tytanu i jego stopów wytrzymałość spoiny i jej własności plastyczne są porównywalne z wytrzymałością metalu rodzimego, a czasami mogą ją przekroczyć [50].

Natomiast podczas spawania wiązką elektronową dwufazowych stopów tytanu ($\alpha + \beta$) o dużej stabilności fazy β występuje szereg trudności z powodu:

- zwiększonej porowatości spoin,
- małej plastyczności spoiny i strefy wpływu ciepła, które wywołują podwyższoną skłonność do pęknięć kruchych.

Przyczyną obniżenia plastyczności jest gruboziarnista struktura i niekorzystny stosunek ilościowy faz α i β , które są niestabilne i podczas nagrzewania rozpadają się. Obróbka cieplna złączy stabilizuje wprawdzie strukturę i w znacznym stopniu polepsza własności plastyczne strefy wpływu ciepła, ale spoiny pozostają kruche. Dopiero obniżenie w spoinie ilości pierwiastków stabilizujących fazę β powoduje polepszenie jej własności plastycznych. Wymaga to jednak dosyć skomplikowanych zabiegów technologicznych, polegających na wykonywaniu złączy z odpowiednimi wstawkami, np. ze stopu Ti–Al–Zr [85].

W pracy [13] podano wyniki badań wytrzymałościowych stopu zircaloy 2 spawanego wiązką elektronową. Złącza spawane wykazywały na ogół nieco większą wytrzymałość i odpowiednio mniejsze przewężenia i wydłużenia niż materiał rodzimy. Plastyczność połączeń wykonanych wiązką elektronową była większa od uzyskiwanej dla spoin wykonanych metodą TIG.

W złączach molibdenowych i wolframowych budowa strefy wpływu ciepła jest podobna jak w złączach metali z grupy pierwszej, a różnice obserwuje się w strukturze

samej spoiny. W strefie wtopienia występują duże kryształy słupkowe, a w środku spoiny ma miejsce niekorzystna transkryształizacja. Według [26] średni spadek wytrzymałości złączy molibdenowych przekracza 70%, co autor przypisuje przede wszystkim obecności znacznej ilości pęcherzy gazowych na granicy wtopienia. Niewielki spadek twardości w spoinie jest wywołany zastosowaniem do spawania blach utwardzonych przez zgniot.

Ogólnie można przyjąć, że w spawaniu molibdenu szkodliwy wpływ nagrzewania do wysokiej temperatury zależy głównie od jego czystości. Tak więc dobre spoiny można uzyskać jedynie z metalu o maksymalnej czystości, przy możliwie szybkich metodach spawania, wysokich szybkościach chłodzenia oraz prowadzeniu procesu w atmosferze o dużej czystości [13].

Trudności występujące w spawaniu wolframu są podobne do tych przy łączeniu molibdenu, ale jeszcze bardziej kłopotliwe do przewyciężenia [26].

Na podstawie analizy układów dwuskładnikowych dla metali tworzących ze sobą roztwory stałe w pełnym zakresie stężeń można by przypuszczać, że takie połączenia różniamiennych metali trudno topliwych powinny być łatwo spawalne. Okazuje się jednak, że technologie spawania tego rodzaju złączy są nieco bardziej skomplikowane, gdyż oprócz prawidłowego doboru parametrów ważną rolę odgrywa ustawienie wiązki względem szczeliny między łączonymi metalami. Złącza te, podobnie jak monometaliczne, mają gruboziarnistą strukturę spoiny i szeroką strefę wpływu ciepła. Cechami charakterystycznymi są wyraźnie zaznaczone granice wtopienia oraz mikrostruktura typowa dla roztworów stałych, krystalizujących w warunkach braku równowagi. Bardzo duże szybkości chłodzenia i krzepnięcia stopiwa powodują, że spoiny mimo intensywnego mieszania wykazują znaczną niejednorodność składu chemicznego. Świadczy to o niewielkim zakresie dyfuzji podczas spawania wiązką elektronową. Dzięki odpowiedniemu ustawieniu wiązki można częściowo wpływać na skład chemiczny stopiwa, doprowadzając nawet do przewagi składnika trudno topliwego, nie unika się jednak w ten sposób segregacji składników. Detka [26] podaje, że największe różnice stwierdzono w złączach tantal–wolfram, gdzie zawartość wolframu wahała się w przedziale 14–65%.

Reasumując należy stwierdzić, że własności spoin wykonanych za pomocą wiązki elektronowej zależą w dużej mierze od ich mikrostruktury, którą można w pewnym stopniu regulować, odpowiednio dobierając parametry technologiczne spawania, charakterystykę wiązki i skład chemiczny spawanych materiałów. Dostępne obecnie informacje umożliwiają przybliżone przewidywanie trudności, jakie występują podczas spawania metali trudno topliwych, podają jednak zazwyczaj warunki technologiczne (często niepełne) procesu dla konkretnej spawarki elektronowej. Brak uniwersalności tych informacji powoduje, że każdorazowo konieczne jest opracowanie własnej technologii. Nie bez znaczenia są także wysokie koszty spawania wiązką elektronową, szczególnie podczas produkcji jednostkowej.

Tak więc spawanie wiązką elektronową, pomimo wielu zalet, ma szereg niedogodności wynikających stąd, że jest to metoda spajania bazująca na nadtapianiu brzegów łączonych materiałów oraz że proces spawania zachodzi w komorach roboczych.

3.8. Lutowanie

Lutowanie jest metodą łączenia, która znajduje zastosowanie w spajaniu jedno- i różnoimiennych metali trudno topliwych, a także ich połączeń z materiałami ceramicznymi. Ze względu na własności materiałów trudno topliwych szczególne zastosowanie ma lutowanie wysokotemperaturowe w piecach próżniowych o próżni $< 10^{-6}$ kPa, chociaż spotyka się pojedyncze przykłady zastosowania lutowania miękkiego i twardego. Jedynie w przypadku lutowania molibdenu i wolframu można zastosować wodór jako gaz ochronny lub chłodzący. W piecach do lutowania nie mogą znajdować się elementy węglowe.

Istnieją doniesienia o stosowaniu wiązki elektronowej do nagrzewania lutowanych elementów [96]. Przy takim sposobie nagrzewania korzystne jest to, że nie potrzeba nagrzewać całego lutowanego przedmiotu, a tylko miejsce lutowania. Wszystkie powierzchnie, które mają zostać połączone, muszą być czyste i bezpośrednio przed procesem lutowania starannie wytrawione w celu usunięcia powierzchniowych warstw tlenków. W wyborze lutu należy kierować się nie tylko jego własnościami mechanicznymi, ale i odpornością na oddziaływanie mediów ośrodka w którym złącze będzie pracować.

W elektronice do czasu wprowadzenia tranzystorów duże znaczenie miały elementy lampowe, w których występowały części z metali trudno topliwych, lutowane spoiwami na osnowie złota lub srebra. Jednak oprócz wysokich kosztów materiałów złącza wykonane lutami na osnowie metali szlachetnych wykazują niezbyt dobre własności mechaniczne, słabą odporność korozyjną, spoiwo ma dużą skłonność do oddziaływania erozyjnego z łączonymi materiałami, a sam proces lutowania wymaga bardzo ścisłego utrzymywania założonych parametrów.

W lutowaniu materiałów trudno topliwych ważne jest zapewnienie odpowiedniej wielkości szczeliny lutowniczej, zwłaszcza podczas łączenia metali różnoimiennych, co szczegółowo przedstawia Lison [96]. Do lutowania tytanu i jego stopów stosuje się spoiwa typu Ti-Ni-Cu, Ti-Zr-Be albo luty na osnowie aluminium (czyste aluminium lub stopy Al-Si). W przypadku lutowania tytanu w temperaturach powyżej 800 °C w niskiej próżni zawarty w atmosferze tlen wnika do tytanu i wprawdzie nie utrudnia procesu zwilżania lutem, ale powoduje pogorszenie własności materiału rodzimego. Do lutowania elementów reaktorów atomowych ze stopów cyrkonu (np. zircaloy 2) stosuje się lut 95% Zr + 5% Be. Luty na osnowie cyrkonu znajdują zastosowanie do lutowania innych metali trudno topliwych, ale wtedy należy zastosować międzywarstwy, aby zapobiec erozyjnemu rozpuszczaniu materiału rodzimego. Do lutowania różnoimiennych połączeń tantalu z zircaloy 2 również zastosowano lut Zr5Be [96].

Do wykonywania wysokowytrzymałościowych połączeń niobu jako luty używa się tytanu, wanadu, cyrkonu, a dla tantalu także molibdenu, gdyż metale te w układach dwuskładnikowych tworzą z niobem i tantalem roztwory stałe o nieograniczonej rozpuszczalności. W ostatnich czasach zastosowanie znajdują zoptymalizowane składy dwu- i trójskładnikowych układów typu Ti–Mo, Ta–V–Nb, Ta–V–Ti, Ti–Zr–Be i Zr–Nb–Be [96].

Lutowanie materiałów z VI grupy układu okresowego może odbywać się w atmosferze wodoru, co jednak uniemożliwia zastosowanie lutów na osnowie metali z IV i V grupy układu okresowego. Do lutowania molibdenu lub wolframu w temperaturach wyższych od temperatury rekrytalizacji stosuje się luty oparte na osnowie metali szlachetnych lub z grupy Ta–Nb, Ta–V–Nb i Ta–V–Ti. Do lutowania molibdenu w temperaturach poniżej temperatury rekrytalizacji używa się lutów typu Fe–C–B, w których zawartość węgla i boru zmniejsza temperaturę stopu poniżej 1150 °C, a dodatek do 25% Mo zwiększa ją tylko do 1175 °C [96].

W przypadkach, gdy połączenia nie muszą odznaczać się szczególną odpornością korozyjną, do lutowania molibdenu można zastosować stopy na osnowie metali szlachetnych lub miedzi. Do wysokotemperaturowego lutowania wolframu stosuje się jako luty takie czyste metale jak: tantal, niob, nikiel, miedź oraz ich stopy, np. Ni–Ti, Ni–Cu, Mn–Ni–Co, Mo–B i inne. Ponieważ wolfram bardzo łatwo rekrytalizuje, proces nagrzewania do temperatur lutowania powinien zachodzić bardzo szybko, a samo wytrzymywanie przedmiotów w temperaturze lutowania musi być możliwie krótkie. W przypadku łączenia wolframu dobre wyniki daje kombinacja lutowania z następującym po nim oddziaływaniem dyfuzyjnym. Otrzymane w ten sposób złącze może pracować do temperatur wyższych niż temperatura lutowania. Na przykład wytrzymywanie w temperaturze 2150 °C złączy zawierających w lutowninie mangan powoduje jego całkowite wyparowanie, co podnosi temperaturę topnienia spoiwa. Zastosowanie jako lutu mieszaniny proszków stopu Pt–B i wolframu powoduje, że w temperaturze lutowania (1000–1100 °C) następuje dyfuzja wolframu do stopu Pt–B, tak że powstałe złącze może pracować do temperatury 2000 °C.

Należy nadmienić, że z powodu małego zapotrzebowania na spoiwa do lutowania materiałów trudno topliwych nie są one dostępne w handlu. Tak więc w przypadku, gdy są one potrzebne w produkcji, dany producent musi je wytworzyć sam, co przysparza z reguły wielu trudności i ogranicza rozwój tej technologii spajania.

3.9. Podsumowanie

Podstawowe ograniczenia w zastosowaniu konwencjonalnych metod spajania do łączenia metali trudno topliwych wynikają z ich własności fizykochemicznych wymienionych w rozdz. 3. Jednak najbardziej złożonym zadaniem jest spajanie metali tworzących fazy międzymetaliczne. Wtedy, oprócz osobliwości związanych z procesami zwilżania i rozpuszczania, należy także uwzględnić czasowo-temperaturowe warunki tworzenia warstwy faz międzymetalicznych. Niektóre z technologii spajania (lutowa-

nie, zgrzewanie dyfuzyjne) dobiera się w taki sposób, aby warstwa faz międzymetalicznych była jak najmniejsza, bez wad takich jak pęknięcia czy pory. Czas kontaktu metali w maksymalnych temperaturach nie powinien być dłuższy od czasu utajenia (przedział Latensowy), czyli czasu potrzebnego do osiągnięcia nasycenia, po którym zachodzi tworzenie się faz międzymetalicznych. Jednakże w praktyce nie zawsze udaje się spełnić ten warunek, ponieważ przedział Latensowy dla większości par metali jest bardzo krótki. Przyjmuje się, że okres Latensowy kończy się, gdy na powierzchni styku pojawia się wyraźna warstwa faz międzymetalicznych o grubości nie większej niż 1–2 μm [49].

Wychodząc z założenia, że czas Latensowy jest określony prędkością procesów dyfuzyjnych zachodzących na styku dwóch metali, można podać następujące ogólne zalecenia odnoszące się do zmniejszenia grubości faz międzymetalicznych w strefie styku:

- zmniejszenie temperatury i skrócenie czasu oddziaływania metalu, zwłaszcza w stanie ciekłym z metalem w stanie stałym,
- wzbogacanie metalu spoiny dodatkami obniżającymi dyfuzyjną ruchliwość atomów pierwiastków tworzących fazy lub je stabilizujących.

Dane doświadczalne świadczą o tym, że jeśli grubość warstwy faz międzymetalicznych nie przekracza 1–2 μm , to własności wytrzymałościowe złącza będą na poziomie materiału osnowy, a udarność niska.

Aby uniknąć tworzenia się faz międzymetalicznych, zarówno w spawaniu, jak i lutowaniu czy zgrzewaniu dyfuzyjnym stosuje się międzywarstwy, których skład dobiera się do konkretnych par łączonych metali. Międzywarstwy nie tylko zapobiegają tworzeniu się warstwy faz międzymetalicznych, ale mogą spełniać także inną funkcję. Przykładowo w spawaniu metali o różnych współczynnikach rozszerzalności liniowej warstwy pośrednie dobiera się w taki sposób, aby zachodziła relaksacja reszkowych naprężeń spawalniczych w miejscu połączenia. Międzywarstwa odgrywa także pozytywną rolę w warunkach cyklicznie zmiennego działania temperatury, gdy w strefie styku zachodzi wzrost odkształcenia. Zwiększenie szerokości spoiny pociąga za sobą zmniejszenie tych odkształceń, jeśli własności fizyczne spoiny są zbliżone do średnich dla połączeń metali o różnych własnościach.

Z przeglądu metod spajania metali trudno topliwych wynika, że podczas spawania elektrodami otulonymi ciekły metal i SWC nie są dobrze chronione przed dostępem powietrza i dlatego tej metody praktycznie się nie stosuje.

Spawanie łukowe elektrodami nietopliwymi w osłonie gazów obojętnych na powietrzu (metoda TIG) nie zapewnia stabilnej i pewnej ochrony przed wpływem atmosfery tak czułym na zanieczyszczenia gazowe materiałom jak metale trudno topliwe. Dlatego metoda ta znajduje bardzo ograniczone zastosowanie.

Znacznie częściej stosuje się spawanie łukowe elektrodą nietopliwą w komorach o regulowanej atmosferze. Metoda ta jest właściwie zmodyfikowaną, stosownie do specyficznych wymagań technologicznych metali trudno topliwych, metodą TIG. Aby otrzymać założone charakterystyki eksploatacyjne złączy spawanych metali trudno topli-

wych, w trakcie całego procesu spawania należy utrzymać atmosferę ochronną wysokiej czystości o określonej dopuszczalnej zawartości aktywnych zanieczyszczeń azotem, tlenem, wodorem i parą wodną. Dlatego musi się odpowiednio przygotować komorę i zapewnić ciągłą kontrolę poziomu domieszek w atmosferze ochronnej zarówno na początku, jak i podczas procesu spawania. Stosunkowo skomplikowane jest samo prowadzenie procesu spawania, które odbywa się albo w sposób automatyczny, albo z udziałem spawacza wewnątrz komory.

Lutowanie, zwłaszcza wysokotemperaturowe w wysokiej próżni, umożliwia otrzymanie wielu połączeń materiałów trudno topliwych. Jednak z uwagi na konieczność pracochłonnych i kosztownych prób nad doбором parametrów procesu i spoiw nie znajduje szerszego zastosowania.

W niektórych metodach spajania znacznym utrudnieniem jest też brak możliwości zakupu takich materiałów dodatkowych jak luty czy druty spawalnicze. Dlatego korzystne jest stosowanie metod łączenia nie wymagających spoiwa (np. zgrzewanie, spawanie wiązką elektronową).

Zgrzewanie wybuchowe, chociaż daje zachęcające wyniki, to ze względu, że musi odbywać się na wyspecjalizowanych stanowiskach, znajduje przemysłowe zastosowanie głównie w platerowaniu metalami trudno topliwymi metali konwencjonalnych.

Spośród metod zgrzewania oporowego stosunkowo często stosuje się zgrzewanie punktowe i liniowe, ale głównie do wykonywania złączy, którym nie stawia się wygórowanych wymagań wytrzymałościowych. Są to z reguły cienkościenne połączenia zakładkowe.

Zgrzewanie dyfuzyjne umożliwia w szerokim zakresie wykonywanie połączeń metali trudno topliwych. Ponieważ proces przebiega w wysokiej próżni, a nacisk i temperatura mogą być niezależnie dobierane i prawie jednakowe na całej powierzchni złącza, to ta metoda spajania jest najbardziej zbliżona do teoretycznego modelu wykonywania połączeń spajanych. Jednak główne jej ograniczenia to konieczność dokładnego przygotowania powierzchni zgrzewanych elementów, stosowanie międzywarstw przy łączeniu metali różniących się znacznie temperaturą topnienia lub współczynnikami rozszerzalności liniowej oraz tworzących fazy międzymetaliczne, stosunkowo długi czas oddziaływania cyklu cieplnego i bardzo długi całkowity czas wykonania gotowego połączenia.

Zastosowanie wiązki elektronowej do spawania metali trudno topliwych znacznie ułatwiło otrzymywanie złączy, zwłaszcza połączeń doczołowych i zakładowych metali jednoimiennych. Jest to jednak metoda spajania, w której następuje nadtopienie krawędzi łączonych elementów, i dlatego podczas łączenia materiałów różnoimiennych występują trudności metalurgiczne i technologiczne.

Tak więc należy stwierdzić, że chociaż metale trudno topliwe można spajać stosując przedstawione metody, to jednak uzyskanie jakościowo dobrych złączy jest bardzo pracochłonne i stąd celowe jest podjęcie prac nad stworzeniem podstaw dla alternatywnej technologii łączenia, którą może być zmodyfikowana metoda zgrzewania tarciowego.

4. Charakterystyka procesu zgrzewania tarcowego

4.1. Teoretyczne podstawy łączenia materiałów w stanie stałym

W literaturze opisano różne teorie objaśniające powstawanie połączeń podczas łączenia materiałów w stanie stałym. Najważniejsze z nich to hipoteza adhezyjna, rekrytalizacyjna, dyfuzyjna i energetyczna szczegółowo przeanalizowane w pracach [77] i [94]. Każda z tych teorii pozwala jednak wyjaśnić tylko częściowo proces łączenia. Ważny do dzisiaj, najbardziej kompleksowy model procesu łączenia metali w stanie stałym zaproponował Krasulin [79], który w swoim modelu uwzględnił wyniki wielu innych prac. Traktuje on łączenie w stanie stałym jako proces przebiegający w trzech następujących okresach czasu:

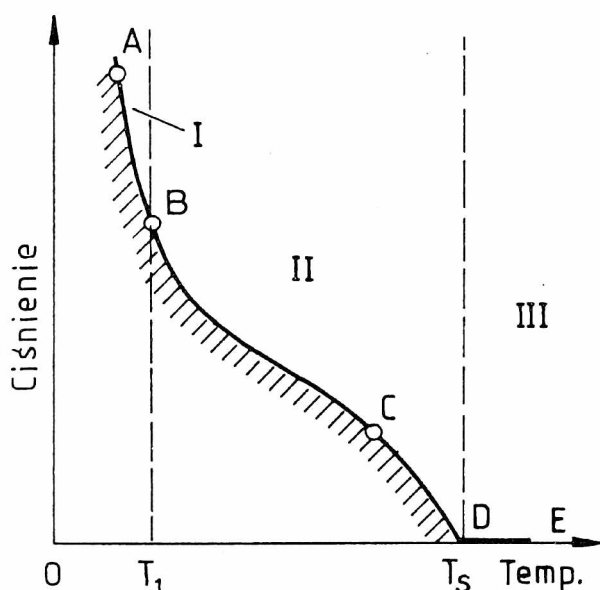
1. Wytworzenie, za pomocą odkształcenia plastycznego, bezpośredniego styku powierzchni łączonych. W wyniku zbliżenia atomów powstaje wzajemne oddziaływanie fizyczne, możliwe jest występowanie sił Van der Waalsa lub słabych oddziaływań chemicznych. Te ostatnie występują zwłaszcza wtedy, gdy własności mechaniczne łączonych materiałów są bardzo różne i dochodzi do silnego odkształcenia plastycznego jednego z materiałów.
2. Aktywacja obszarów na powierzchni łączenia. Podczas zgrzewania materiałów różnoimiennych zostają uaktywnione miejsca styku łączonych powierzchni, powstają całe aktywne obszary usytuowane na powierzchni łączenia materiału, którego odkształcenie plastyczne jest mniejsze. Podczas łączenia materiałów jednoimiennych nie ma zauważalnej różnicy między tymi dwoma okresami, gdyż aktywacja powierzchni łączenia zachodzi już podczas zbliżenia i niszczenia wierzchołków nierówności powierzchni, czemu towarzyszą miejscowe odkształcenia plastyczne.
3. Wzajemne oddziaływanie łączonych materiałów na powierzchni złącza. W uaktywnionych obszarach, które występują w strefie łączenia, dochodzi do tworzenia coraz to większych obszarów wzajemnego oddziaływania, w których powstają wiązania metaliczne. Proces zostaje zakończony, gdy na całej powierzchni łączenia tworzą się obszary o wiązaniach metalicznych. Podczas łączenia materiałów jednoimiennych za kryterium zakończenia trzeciego okresu przyjmuje się rekrytalizację, która prowadzi do powstania nowych ziarn na powierzchni łączenia. Natomiast w złączach materiałów różnoimiennych kryterium zakończenia trzeciego okresu może być pojawienie się strefy dyfuzyjnej.

Należy tu zauważyć, że cały proces łączenia jest traktowany jako proces bezdyfuzyjny. Zjawiska dyfuzyjne, które mogą pojawić się pod koniec trzeciego okresu procesu łączenia, są traktowane jako uboczne, i mają różny wpływ na wytrzymałość złącza [128], [137].

Z analizy hipotez dotyczących powstawania trwałych złączy w stanie stałym [74], [94], [128], [137] wynika między innymi, że:

- w celu uzyskania metalicznych złączy w stanie stałym konieczny jest kontakt metalicznie czystych powierzchni,
- w miejscu styku powierzchni łączonych musi być takie obciążenie, aby łączone powierzchnie mogły się zbliżyć na odległość działania sił atomowych,
- im temperatura, w której odbywa się łączenie, jest wyższa, tym mniejsze naciski są potrzebne, aby można było uzyskać złącze,
- zdolność materiałów do łączenia w stanie stałym zależy od ich własności fizykochemicznych oraz warunków odkształcania objętości metalu.

Tak więc problem zdolności do tworzenia złączy spajanych przez różne metale może być rozpatrywany w układzie parametrów ciśnienie–temperatura, przy czym zależności te są różne dla różnych metali. Jakościowo przedstawia to schemat na rys. 4.1 [110]. Dla metalu o temperaturze topnienia T_s krzywa $ABCDE$ rozdziela pole parametrów technologicznych (ciśnienia i temperatury) na obszar, w którym można uzyskać złącza spa-



Rys. 4.1. Zależność między temperaturą a ciśnieniem umożliwiającą uzyskanie złącza spawanego o zadanych właściwościach mechanicznych [110]

Fig. 4.1. Temperature–pressure dependence producing a friction welded joint with required mechanical properties [110]

jane o wymaganych własnościach (obszar powyżej krzywej), i obszar, w którym uzyskanie takich własności jest technicznie niemożliwe (obszar poniżej krzywej). Za pomocą pionowych linii przerywanych podzielono z kolei obszar spawalności na trzy podobszary, określające sposoby i stopień trudności wykonywania złączy spajanych. I tak aby w obszarze III mogło utworzyć się złącze, potrzebna jest temperatura przekraczająca temperaturę topnienia, przy czym nie musi być żadnego oddziaływania mechanicznego. Mamy zatem do czynienia z klasycznym spawaniem. Aby uzyskać złącze w podobszarze II oprócz temperatury T , mieszczącej się w przedziale $T_1 \leq T \leq T_s$, konieczny jest nacisk mechaniczny. Mamy zatem do czynienia ze zgrzewaniem.

Natomiast uzyskanie złącza w podobszarze parametrów I następuje w niskich temperaturach $T < T_1$, ale przy znacznych naciskach, co nie zawsze może okazać się łatwe do zrealizowania.

4.2. Podstawy zgrzewania tarcowego

Do dokładnego analitycznego opisu przebiegu procesu zgrzewania tarcowego niezbędne jest jego rozbicie na części składowe. Proces zgrzewania tarcowego w jego najprostszej, czyli konwencjonalnej odmianie dzieli się na dwie podstawowe fazy: okres tarcia i okres spęczania. Okres tarcia najczęściej definiuje się jako czas, w którym dostarczana energia kinetyczna jest zamieniana na energię cieplną i następuje uplastycznienie materiału. Natomiast w okresie spęczania, najczęściej wskutek zwiększonego docisku siłą poosiową, następuje przemieszczenie materiału na zewnątrz połączenia i tworzenie się wypłytki kosztem skrócenia długości próbki. W rzeczywistości jednak mamy do czynienia z bardziej złożonym procesem, w którym poszczególne okresy dzielą się na dalsze podokresy. I tak zarówno okresy tarcia, jak i okres spęczania są podzielone na dwa zakresy, w których można zadawać siły osiowe o dwóch różnych wartościach (rys. 3.2). Ponieważ istnieje możliwość regulacji czasu opóźnienia hamowania i opóźnienia działania siły spęczającej, przeto często następuje nakładanie się fazy tarcia i spęczania, czyli spęczanie przy obracających się elementach (tzw. zgrzewanie kombinowane lub hybrydowe), co wykorzystuje się zwłaszcza podczas zgrzewania materiałów różnoimiennych [47], [87], [88], [90], [140], [145]–[148], [164]. W procesie zgrzewania do najważniejszych zadawanych parametrów, które zależą od zgrzewanych materiałów i ich geometrii, należą:

- prędkość obrotowa przedmiotu n ,
- siła docisku w okresie tarcia P_p ,
- siła docisku w okresie spęczania P_s ,
- czas tarcia t_p ,
- czas spęczania t_s ,
- skrócenie w okresie tarcia s_p ,
- czas hamowania t_h ,
- opóźnienie spęczania t_{os} .

W okresie tarcia moment tarcia i praca tarcia zależą od zadanych parametrów zgrzewania. Wskutek zamiany pracy na ciepło następuje przyrost temperatury (T) na powierzchni łączenia oraz skrócenie zgrzewanych materiałów (s). Najczęściej proces sterowania przebiegiem zgrzewania polega na zadaniu określonego skrócenia elementów (s), po którym powinno nastąpić spękanie. Wtedy czas tarcia jest czasem wynikowym. Innym wariantem sterowania jest zadanie określonego czasu tarcia (t_t), stąd skrócenie zgrzewanych elementów jest wielkością wynikową. Parametry zgrzewania tarcowego dobiera się najczęściej eksperymentalnie, niekiedy stosując metody matematyczne palowania eksperymentu [144], [163].

4.2.1. Tribologiczne podstawy procesu zgrzewania tarcowego

Tarciem nazywamy zbiór zjawisk występujących w obszarze styku dwóch przemieszczających się względem siebie ciał, w wyniku czego powstają opory ruchu. Miara tarcia jest opór równoważony wypadkową siłą styczną podczas przemieszczania jednego ciała względem drugiego. Podczas przemieszczenia względnego dwóch ciał występuje tarcie kinetyczne (ruchowe), przy czym jeśli prędkość względna obszarów tarcia dwóch ciał jest równa zeru, to występuje tarcie statyczne (spoczynkowe). Ze względu na rodzaj ruchu tarcie kinetyczne można podzielić na tarcie ślizgowe i tarcie toczne [56]. W tarciu ślizgowym obszarem styku jest zazwyczaj powierzchnia płaska lub zakrzywiona. Wyróżniane przez niektórych autorów tarcie wiertne jest szczególnym rodzajem tarcia ślizgowego, w którym obszar styku stanowi przekrój kołowy równocześnie przemieszczający się osiowo. Tarcie może również występować w obrębie jednego ciała, gdy przemieszcza się względem siebie lub stara się wprowadzić w ruch poszczególne jego elementy składowe (np. warstwy, cząsteczki itp.). Ten rodzaj tarcia nazywa się tarciem wewnętrznym, które – w przeciwieństwie do tarcia zewnętrznego – występuje podczas powierzchniowego styku ciał, np. w obszarach styku przemieszczających się względem siebie łączonych przedmiotów.

W procesie zgrzewania tarcowego najważniejszy jest podział tarcia na wewnętrzne i zewnętrzne. W tarciu zewnętrznym rozróżnia się tarcie suche i graniczne. Przy tarciu wewnętrznym opory są wywoływane oddziaływaniem sił kohezji, a przy tarciu zewnętrznym, gdy stykają się ze sobą ciała o idealnych powierzchniach, występujące opory mają swe źródło w oddziaływaniu sił powierzchniowych, czyli sił adhezji. Podczas tarcia zewnętrznego rzeczywistych powierzchni następuje ścinanie nierówności, odkształcanie plastyczne, bruzdowanie itp. pokonywanie sił kohezji oraz sił adhezji. Dla rozróżnienia tarcia zewnętrznego i wewnętrznego w [78] zaproponowano wprowadzenie dwóch wielkości:

- h/r jako stosunku średniej głębokości wnikięcia nierówności jednej powierzchni w drugą powierzchnię h do promienia tej nierówności r ,
- τ/R jako stosunku stycznego naprężenia τ , przy którym następuje ścinanie nierówności, do granicy plastyczności R_e .

Tarcie zewnętrzne jest wtedy, gdy jest spełniony następujący warunek

$$\frac{h}{r} + \frac{\tau}{R_e} \leq 0,5. \quad (4.1)$$

Jeżeli siła ścinająca pomiędzy trącymi powierzchniami jest mała w porównaniu z granicą plastyczności materiału, to mamy do czynienia z tarcieniem zewnętrznym. Jeżeli natomiast siła ścinająca wzrasta, co ma miejsce przy wzroście odległości od powierzchni trących, to następuje niszczenie „połączeń mostkowych” w głębi materiału i wtedy występuje tarcie wewnętrzne. Ogólnie stwierdza się, że w procesie zgrzewania tarcio-owego rola tarcia nie ogranicza się tylko do zjawisk związanych z nagrzaniem powierzchni tarcia, ale jest istotna również przy usuwaniu warstwy tlenków i innych warstw przypowierzchniowych oraz podczas powstania zarodków połączeń [44], [107].

4.2.2. Charakterystyka przebiegu momentu tarcia podczas zgrzewania tarcio-owego

Moment sił tarcia względem osi obrotu zgrzewanych części nosi nazwę momentu sił tarcia lub, w skrócie, momentu tarcia. Zależy on od siły poosiowej docisku, prędkości obrotowej, własności zgrzewanych materiałów i ich geometrii styku. Już Vill [160]–[161] zauważył, że moment tarcia jest bardzo pewnym wskaźnikiem, dającym wiele informacji o zmianach zachodzących na powierzchniach trących. Dlatego charakterystyka jego przebiegu jest podstawą do interpretacji procesów, jakie zachodzą podczas zgrzewania tarcio-owego, przy czym wielu autorów wyróżnia w jego przebiegu trzy, cztery, a nawet sześć charakterystycznych okresów (rys. 4.2). W pierwszych pracach uwzględniano tylko trzy okresy (rys. 4.2a):

okres I – występuje, gdy temperatury są niskie, i charakteryzuje się tarcieniem suchym lub granicznym,

okres II – rozpoczyna się z chwilą pojawieniem się miejscowych szczepień i cechuje się szybkim wzrostem ich liczby,

okres III – wyróżnia się wysoką temperaturą w złączu i tendencją procesu do stabilizacji.

Najbardziej rozpowszechniony jest model procesu zgrzewania z czterema okresami: początkowym, wahań, ślizgowym i hamowania (rys. 4.2b).

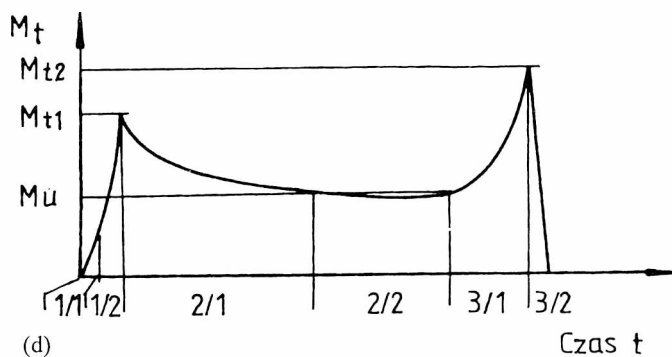
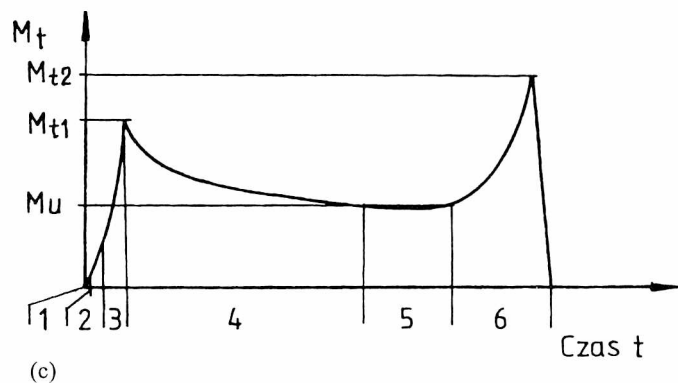
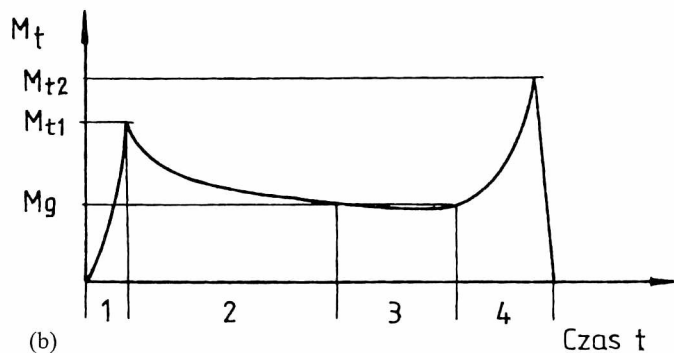
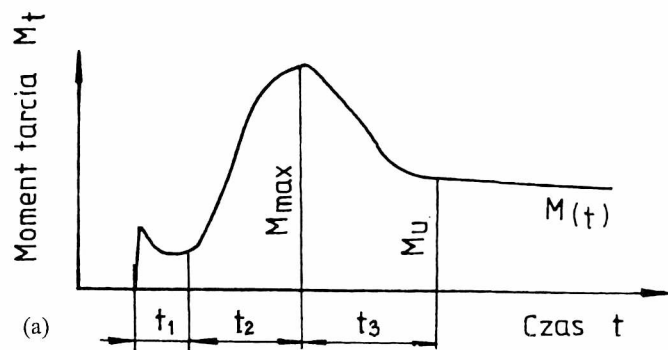
I. Okres początkowy. Charakteryzuje się tarcieniem suchym i szybkim wzrostem momentu tarcia. W obszarze od połowy średnicy próbki do krawędzi panuje tarcie zewnętrzne, a wewnątrz próbki, wskutek różnic w prędkości liniowej trących się powierzchni – tarcie wewnętrzne. Pojawiają się tzw. mostki szczepień, w których powstające wskutek ruchu obrotowego naprężenia ścinające są tak duże, że następuje wyrywanie cząstek materiału, ich odkształcenie plastyczne i zacieranie powstałych nierówności. Świadczą o tym kręgi widoczne na próbkach, które uzyskano wskutek nagłego oderwania od siebie trących się powierzchni [73], [112], [133]. Odkształceniom plastycznym towarzyszy wzrost temperatury, który prowadzi do dalszych zjawisk adhezyjnych. Tak więc adhezja, zużycie ścierne i wywodzące się stąd tarcie wewnętrzne

powodują przemieszczanie się materiałów w obszarach przylegających do trących się powierzchni. Wartość momentu tarcia wzrasta tak długo, aż tarcie wewnętrzne zapakuje na całej czołowej powierzchni styku.

II. Okres wahań. Pomiędzy łączonymi częściami tworzą się permanentnie, na całym przekroju, miejscowe szczepienia, które ulegają ścinaniu nie na powierzchni tarcia, lecz najczęściej równolegle do niej, w pobliskich obszarach materiału. Następuje przez to głębsze oddziaływanie i przenoszenie materiału, co obserwuje się w zgrzewaniu tarciovym metali nieżelaznych [5], [6], [73]. W tym czasie występują wahania momentu tarcia, których amplituda zależy od własności wytrzymałościowych i plastycznych łączonych materiałów. I tak, jeżeli jeden z materiałów ma mniejszą granicę plastyczności niż drugi, to oczywiście zachodzą w nim plastyczne odkształcenia, które są przyczyną mniejszych wahań momentu obrotowego. Moment tarcia zmniejsza się w tym czasie do pewnego poziomu, co prowadzi ponownie do tworzenia w obszarach przy powierzchniach trących stref od plastycznych do ciekłych. Okres ten charakteryzuje się więc rozpoczęciem osiowego skracania łączonych części oraz promieniowym i stycznym przemieszczaniem się materiału do wypłytki. Zimniejsze obszary materiału są przez to przesuwane do powierzchni łączenia i tam dalej uczestniczą w procesie tarcia. Okres ten nazywa się często okresem przejściowym [133] .

III. Okres ślizgowy. Okres ten charakteryzuje się względnie stałym przebiegiem momentu tarcia. Wraz ze wzrostem odległości od miejsca zgrzewania wzrasta wytrzymałość materiału na ścinanie. W strefie zgrzewania jest już utworzona warstwa płynno-plastyczna. Prowadzi to do przejścia od tarcia wewnętrznego do tarcia zewnętrznego, który to efekt wykorzystuje się dla ochrony ciał przed zużyciem ciernym. Wytwarza się wtedy sztucznie na powierzchniach trących tarcie zewnętrzne, na przykład przez utworzenie podczas procesu tarcia warstwy reagującej z materiałami trących się albo ze specjalnie utworzonych warstw ochronnych lub z materiałów smarujących. W odniesieniu jednak do procesu zgrzewania tarciovego należy stan taki uważać za niekorzystny, gdyż w wyniku przejścia z tarcia wewnętrznego w zewnętrzne powstaje quasi-stacjonarne tarcie ślizgowe, przy którym na powierzchniach trących wydzielą się mniej ciepła. Ponadto tarcie ślizgowe nie musi obejmować całej powierzchni styku, gdyż w środku próbki, wskutek panujących tam małych prędkości liniowych, występują jeszcze często obszary o tarcu wewnętrznym [27], [34], [73], [113], [133], [134]. Tworzące się tam szczepienia przenoszą większą część przyłożonych sił. Z wydłużeniem czasu zgrzewania oraz w zależności od przyłożonej siły osiowej i prędkości obrotowej może utworzyć się na całej powierzchni czołowej warstwa półpłynnego plastycznego metalu.

Uplastyczniony materiał jest przesuwany promieniowo i stycznie do wypłytki. Występujący w czasie tego procesu stały moment tarcia według [133] zależy od wytrzymałości na skręcanie uplastycznionego materiału i od zmian w geometrii powierzchni trących wskutek kształtowania się wypłytki. Bardzo wąska początkowo strefa płynięcia materiału poszerza się w osiowym kierunku wraz z czasem trwania zgrzewania. Przez to powiększa się osiowa prędkość odkształcania $v = ds/dt$, aż w strefie zgrzewa-



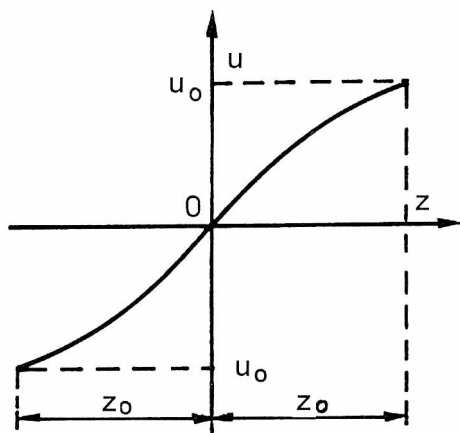
Rys. 4.2. Podział procesu zgrzewania tarcowego na okresy: model 3-okresowy wg [160] (a), model 4-okresowy wg [34], [66], [113], [133], [134] (b), model 6-okresowy wg [40] (c) i model 6-okresowy wg [115], [158] (d)

nia złącza ustali się pseudostale pole temperaturowe ze stałym przebiegiem momentu tarcia. Ponieważ w tym czasie jest dostarczana tylko niewielka ilość ciepła, więc przy jednakowo dobrze odkształcających się materiałach należy proces zgrzewania zakończyć spęczaniem.

Wiadomo, że w tym quasi-stacjonarnym etapie procesu zgrzewania tarcowego, po zwiększeniu prędkości obrotowej zgrzewanych części, następuje zmniejszenie momentu tarcia, a więc zmniejsza się ilość wydzielonej mocy cieplnej, a pomimo to następuje przyrost temperatury w złączu. Autorzy pracy [91], uwzględniając wcześniejsze badania [150], [151], w których stwierdzono istnienie płynno-plastycznej strefy przy powierzchniach trących, założyli objętościowy model wydzielania ciepła, według którego prędkość styczna płynięcia materiału w strefie płynno-plastycznej zmienia się jak na rys. 4.3. Autorzy ci opracowali matematyczny model quasi-stacjonarnego etapu zgrzewania tarcowego, uwzględniający nie tylko cieplne, ale i dynamiczne odkształcenie plastyczne zachodzące podczas zgrzewania.

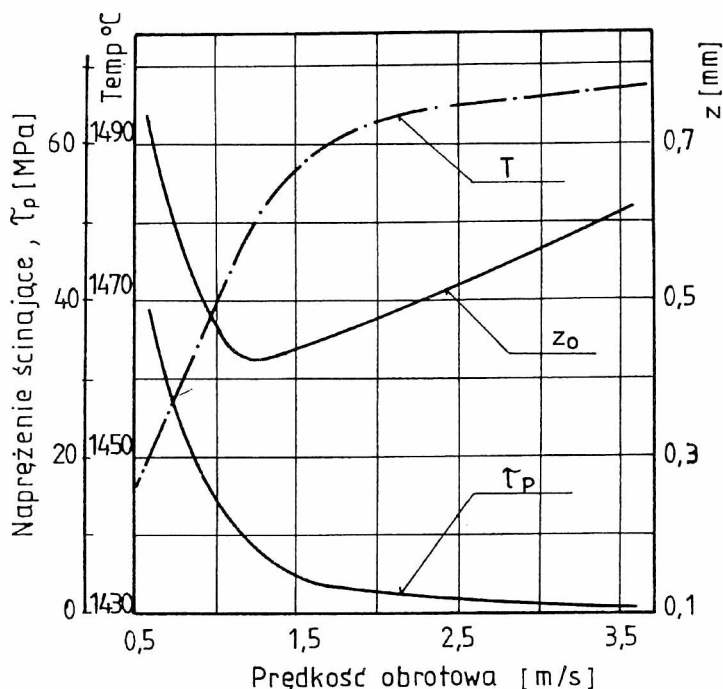
Zależności otrzymane w wyniku obliczeń przedstawiono na rys. 4.4. Interesująca, i zgodna z danymi eksperymentalnymi, jest zależność szerokości z strefy ciekło-plastycznego płynięcia materiału od prędkości obrotowej. Zmniejszanie szerokości ciekło-plastycznej strefy przy jednoczesnym zwiększaniu prędkości obrotowej wywołuje zmniejszanie prędkości skracania próbki. Przy małej prędkości obrotowej bowiem strefa ciekło-plastyczna jest znacznie szersza w porównaniu do jej szerokości przy dużej prędkości obrotowej, i stąd przy takim samym nacisku podczas zgrzewania następuje szybsze skracanie próbki.

Trepte w swoich pracach [157], [158] podał schemat obliczania tzw. filmu smarującego, występującego w okresie stacjonarnym na powierzchni łączenia. I tak, przykła-



Rys. 4.3. Rozkład prędkości (u) w kierunku stycznym w strefie płynno-plastycznej podczas zgrzewania tarcowego w zależności od szerokości tej strefy (z) [91]

Fig. 4.3. Distribution of velocity (u) in the tangent direction within the liquid-plastic zone in friction welding depending on width (z) [91]



Rys. 4.4. Zależność maksymalnej temperatury na powierzchni łączenia (T), szerokości strefy płynno-plastycznego przesuwania się metalu (z_o) i naprężeń ścinających (τ_p) od prędkości obrotowej [91]

Fig. 4.4. Dependence of the maximum temperature at the joint surface (T), the liquid-plastic zone width (z_o) and the shearing stress (τ_p) on rotational speed [91]

dowo, podczas zgrzewania stali przy nacisku tarcia wynoszącym 20 MPa obliczona grubość filmu smarującego wynosi 0,030 mm.

IV. Okres hamowania. W okresie tym przestaje działać tarcie ślizgowe, a to wskutek zaniku ruchu obrotowego łączonych części. Wzrasta przy tym moment obrotowy (rys. 4.2b). Ten wzrost momentu jest łączony ([73], [133] i [139]) z obniżaniem się temperatury w strefie uplastycznionego materiału i związanym z tym zwiększaniem się granicy wytrzymałości na skręcanie przy zmniejszającej się prędkości obrotowej. Podczas zmniejszającej się prędkości obrotowej następuje zwiększone przesuwanie mocno przegrzanego materiału do wypłytki, z czym wiąże się wzrost osiowej prędkości odkształcania, a w procesie odkształcania uczestniczą coraz to zimniejsze obszary materiału. Do tego dochodzi powiększanie powierzchni tarcia wskutek promieniowego i stycznego przemieszczania materiału i równoczesne zmniejszanie się liczby obrotów.

Podział procesu zgrzewania tarcowego na cztery opisane tu okresy daje dobry wgląd w zachodzące tam zjawiska. Występujące w literaturze wersje z podziałem na sześć okresów pokazują jeszcze dokładniej tribologiczne współzależności i dotyczą głównie bardziej szczegółowego podziału pierwszego okresu [40].

Aby kontrola przebiegu zmian momentu tarcia była pomocna w sterowaniu procesem zgrzewania, opracowano model zgrzewania tarcowego [116], [157], [158] (rys. 4.2d) składający się z sześciu okresów:

- okresu docierania (z dwoma podokresami),
- okresu nagrzewania (z dwoma podokresami),
- okresu hamowania (z dwoma podokresami).

Interpretacje momentu tarcia występującego podczas procesu zgrzewania tarcowego są przedstawione w wymienionych modelach w aspekcie tribologicznym i charakterystyki metody łączenia. I tak model czterookresowy uwzględnia głównie okresy specyficzne dla metody zgrzewania tarcowego, podczas gdy model sześciookresowy uwypukla tribologiczny punkt widzenia. Zadowalające matematyczne ujęcie przebiegu momentu, a także określenie na tej podstawie zarówno parametrów wymaganych dla procesu zgrzewania, jak i temperatur występujących na łączonych powierzchniach jest możliwe tylko po uwzględnieniu obu tych aspektów.

4.2.3. Wpływ niektórych parametrów zgrzewania tarcowego na charakterystykę zamiany energii

4.2.3.1. Przygotowanie powierzchni

Według Villa [161] sposób przygotowania powierzchni może wpływać na przebieg pierwszego okresu zgrzewania, a przy małej prędkości obrotowej, nawet na cały proces. Aby otrzymać dobre jakościowo połączenia jednakowych materiałów, nie musimy według [70] poddawać specjalnej obróbce mechanicznej stykających się powierzchni, a nierównoległość powierzchni może dochodzić do 7°. Niewielkie ogniska korozji, pozostałości smaru, tłuszczu i innych zanieczyszczeń są usuwane w procesie zgrzewania. Wyjątek stanowią tu produkty korozji i zgorzelina. Natomiast gdy zgrzewa się różnoidalne materiały, należy znacznie dokładniej przygotować powierzchnię [70].

Jak już wspomniano, z obserwacji przebiegu momentu tarcia można wyciągnąć wiele wniosków co do procesów zachodzących w strefie styku trących się materiałów. W większości prac uważa się, że dobre pod względem wytrzymałościowym połączenia powstają podczas zgrzewania tarcowego wtedy, gdy pierwsze maksimum momentu tarcia ma odpowiedni kształt [17], [71].

W pracy [17] pokazano wpływ różnych zanieczyszczeń, jakie mogą wystąpić na powierzchniach zgrzewanych, na zmianę przebiegu momentu tarcia. Powierzchnie skorodowane lub pokryte zgorzeliną wykazują podczas zgrzewania tarcowego całkowicie zakłócony przebieg momentu tarcia, na którym brakuje wyraźnego maksimum. Rdza lub zgorzelina tworzą podczas zgrzewania międzywarstwę, która uniemożliwia bezpośredni metaliczny styk pomiędzy trącymi się powierzchniami. Zmienione własności cienne powodują doprowadzenie zbyt małej ilości ciepła do strefy zgrzewania i w efekcie nie następuje połączenie zgrzewanych elementów.

Na rysunku 4.5 pokazano przebiegi momentów tarcia w przypadku zanieczyszczenia powierzchni trących olejem hydraulicznym, smarem stałym i smarem grafitowym. Porównując przebieg procesu na powierzchni tarcia zanieczyszczonej olejem hydraulicznym (3) z przebiegiem „wzorcowego” momentu, jaki występuje podczas zgrzewania tarciovego czystych metali (1), można zauważyć, że maksymalna wartość momentu tarcia jest nieco mniejsza i występuje po dłuższym czasie tarcia. Natomiast dalszy przebieg krzywej momentu tarcia nie wykazuje zauważalnych odchyłeń od próbki wzorcowej. Nie stwierdzono też różnic w strukturze metalograficznej otrzymanych złączy.

W przypadku naniesienia na powierzchnie trące stałego smaru o dużej lepkości na krzywej przebiegu momentu tarcia (2) pojawia się wiele lokalnych maksimów. Świadczy to o na przemian występujących okresach tarcia zewnętrznego i wewnętrznego. Po czasie około 2,5 s przebieg momentu tarcia stabilizuje się, a następnie jest zgodny z przebiegiem momentu tarcia dla próbki wzorcowej. Otrzymane połączenia miały niezadowalające własności wytrzymałościowe.

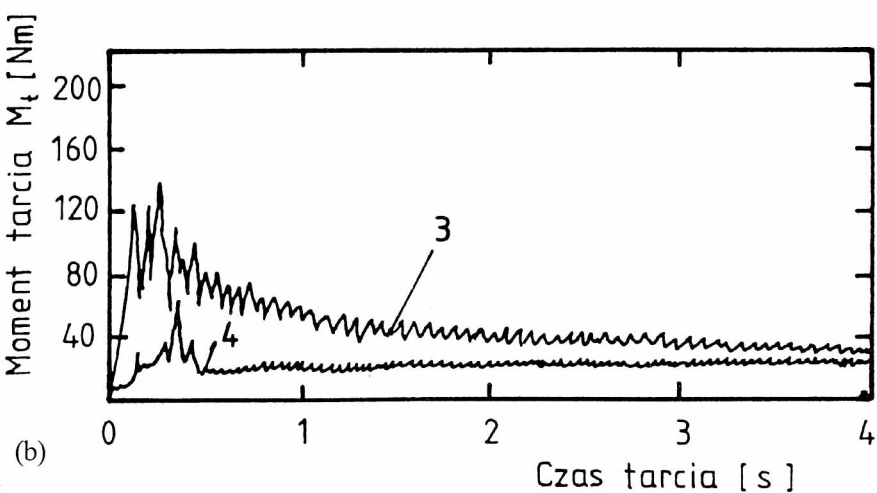
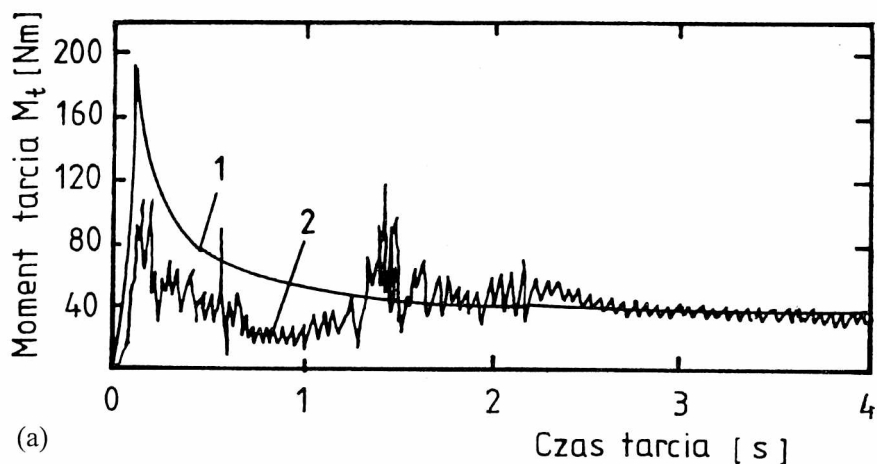
Jeszcze bardziej niekorzystny przebieg momentu tarcia występuje po nałożeniu na powierzchnie trące smaru grafitowego (krzywa 4, rys. 4.5b).

Podczas zgrzewania tarciovego próbek, których powierzchnie trące pomalowano farbą podkładową na bazie cynku, początkowy przebieg krzywej momentu jest zbliżony do przebiegu momentów tarcia podczas zgrzewania powierzchni pokrytych rdzą lub zgorzeliną. Jednak po czasie tarcia około 2 s następował wzrost momentu tarcia do pewnego maksimum, a następnie jego hiperboliczne zmniejszanie. Otrzymane połączenia miały tylko nieznacznie gorsze własności wytrzymałościowe od zgrzewanych tarciozo złączy z oczyszczonymi powierzchniami trącymi.

4.2.3.2. Prędkość obrotowa

Niektórzy autorzy uważają, że ilość wydzielanego ciepła, a przez to temperatura w złączy, zależy głównie od prędkości obrotowej [120], [143], [150], [151]. Im większa prędkość obrotowa, tym wyższa temperatura osiągana na powierzchniach zgrzewanych, ale dotyczy to prędkości do 800 min^{-1} . Według [150] większa prędkość obrotowa powoduje początkowo szybszy wzrost temperatury, po pewnym czasie jednak następuje wyrównanie przyrostu temperatur (rys. 4.6 i 4.7). W pracy [30] stwierdzono, że zahamowanie początkowo szybkiego przyrostu temperatury na powierzchniach zgrzewanych następuje później i w wyższych temperaturach w przypadku mniejszych prędkości obrotowych (rys. 4.7).

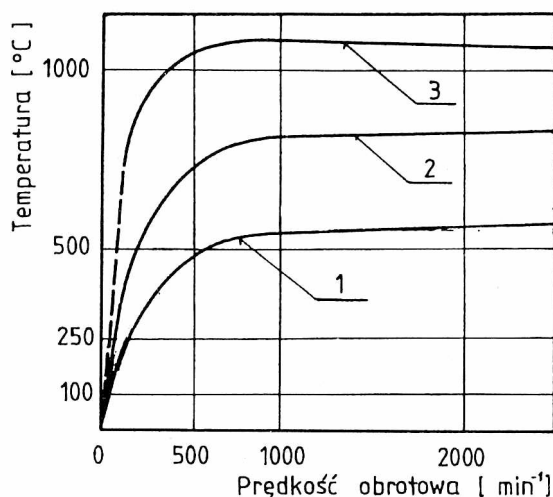
Wielu autorów zauważa, że w miarę zmniejszania prędkości obrotowej następuje zwiększenie wypływanego materiału do wypływk (rys. 4.8) [31], [66], [92], [120], [141]. Tłumaczą to tym, że wraz ze wzrostem prędkości obrotowej zmniejsza się wielkość tarcia (rys. 4.9), a wskutek tego obniża się wartość naprężeń ścinających, a także stopień i prędkość deformacji materiału w strefie zgrzewania. Bardziej szczegółowe badania nad wpływem prędkości obrotowej na przebieg kształtowania się wypływk można znaleźć w pracach [141], [162].



Rys. 4.5. Przebieg momentu tarcia podczas zgrzewania elementów o średnicy 20 mm ze stali niskowęglowej ($p_t = 80$ MPa, $n = 1800$ min⁻¹), przy różnym przygotowaniu powierzchni czołowych [17]: a) 1 – czysta po toczeniu (przebieg wzorcowy), 2 – pokryta smarem stałym; b) 3 – pokryta olejem hydraulicznym, 4 – pokryta smarem grafitowym

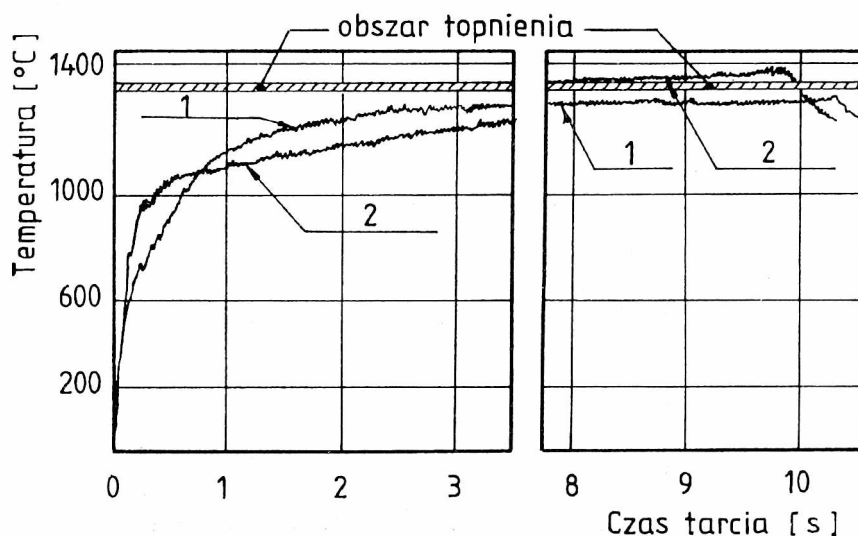
Fig. 4.5. Torque variation in friction welding of 20 mm dia. members made of low-carbon steel ($p_t = 80$ MPa, $n = 1800$ min⁻¹) with various face surface conditions [17]: a) 1 – clean, lathe turned (the reference operation), 2 – covered with grease; b) 3 – covered with hydraulic oil, 4 – covered with graphite grease

W pracy [162] stwierdzono, że zwiększenie prędkości obrotowej zawęży strefę wpływu ciepła i następuje wzrost gradientu temperatury wzdłuż osi próbki, w wyniku czego deformacja plastyczna jest utrudniona. Według Villa [160] czas trwania okresu $t_1 + t_2$ (rys. 4.2a) jest odwrotnie proporcjonalny do prędkości obrotowej, natomiast długość trzeciego okresu wzrasta liniowo ze zwiększaniem się liczby obrotów.



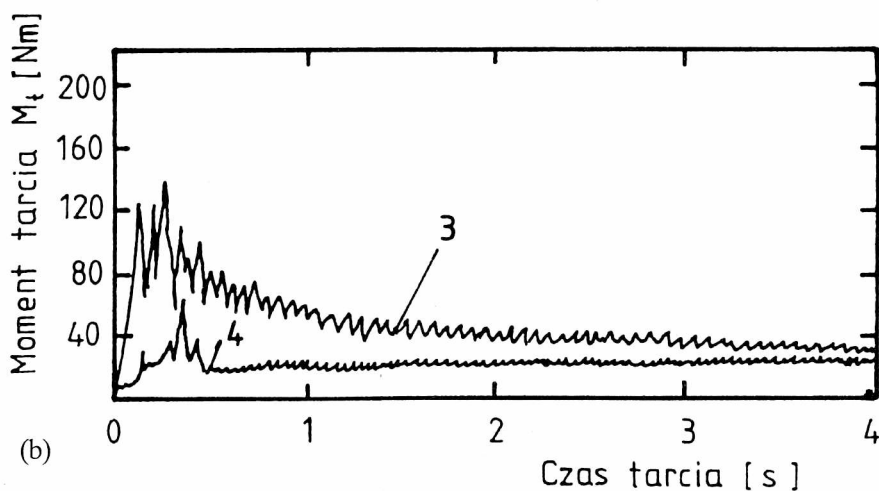
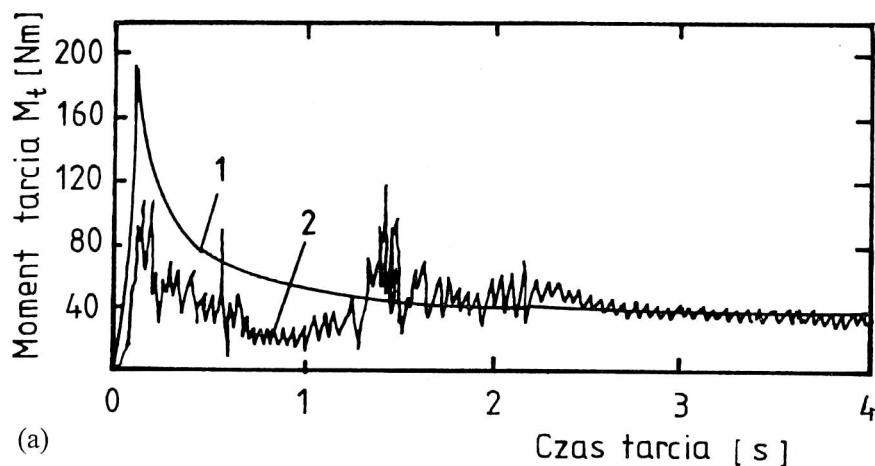
Rys. 4.6. Zależność maksymalnej temperatury osiąganą na powierzchni łączenia od prędkości obrotowej w czasie zgrzewania tarcowego połączeń różniamiennych [120]: aluminium–stal 1H18N9T (1), tytan–miedź (2) i tytan–stal 1H18N9T (3)

Fig. 4.6. Dependence of the maximum temperature at the joint interface on rotational speed in friction welding of dissimilar metals [120]: aluminium–1H18N9T steel (1), titanium–copper (2), and titanium–1H18N9T steel (3)



Rys. 4.7. Zmiany temperatury na powierzchni czołowej w czasie zgrzewania tarcowego próbek stal niskowęglowa–nikiel (średnica 20 mm, $p_t = 45$ MPa, $p_s = 90$ MPa), gdy $n = 1000$ min⁻¹ (1) i $n = 2000$ min⁻¹ (2) [31]

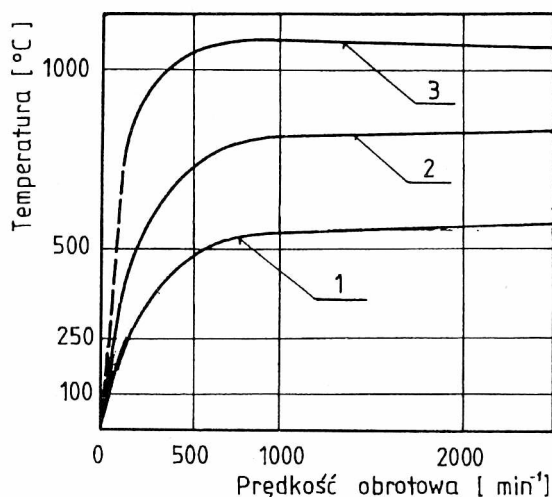
Fig. 4.7. Temperature variation at the joint interface in friction welding of low-carbon steel–nickel (diameter = 20 mm, $p_t = 45$ MPa, $p_s = 90$ MPa) for $n = 1000$ min⁻¹ (1) and $n = 2000$ min⁻¹ (2) [31]



Rys. 4.5. Przebieg momentu tarcia podczas zgrzewania elementów o średnicy 20 mm ze stali niskowęglowej ($p_t = 80 \text{ MPa}$, $n = 1800 \text{ min}^{-1}$), przy różnym przygotowaniu powierzchni czołowych [17]: a) 1 – czysta po toczeniu (przebieg wzorcowy), 2 – pokryta smarem stałym; b) 3 – pokryta olejem hydraulicznym, 4 – pokryta smarem grafitowym

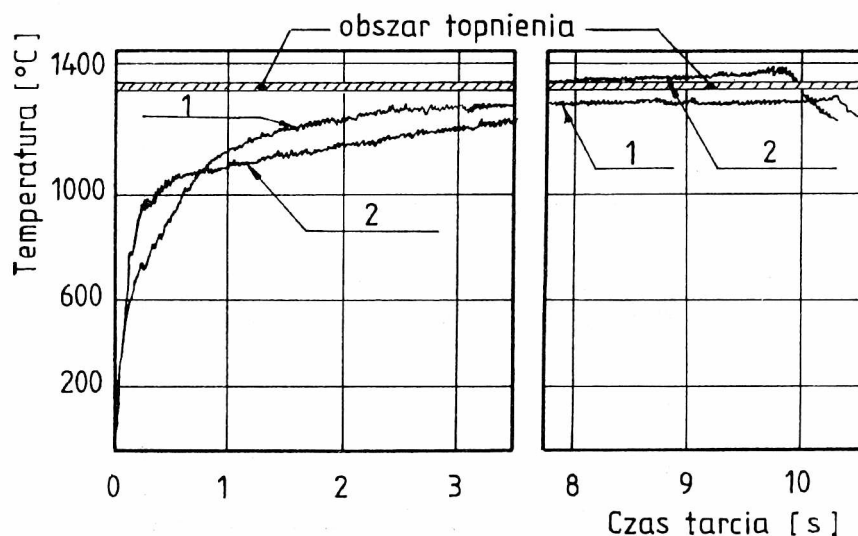
Fig. 4.5. Torque variation in friction welding of 20 mm dia. members made of low-carbon steel ($p_t = 80 \text{ MPa}$, $n = 1800 \text{ min}^{-1}$) with various face surface conditions [17]: a) 1 – clean, lathe turned (the reference operation), 2 – covered with grease; b) 3 – covered with hydraulic oil, 4 – covered with graphite grease

W pracy [162] stwierdzono, że zwiększenie prędkości obrotowej zawęży strefę wpływu ciepła i następuje wzrost gradientu temperatury wzdłuż osi próbki, w wyniku czego deformacja plastyczna jest utrudniona. Według Villa [160] czas trwania okresu $t_1 + t_2$ (rys. 4.2a) jest odwrotnie proporcjonalny do prędkości obrotowej, natomiast długość trzeciego okresu wzrasta liniowo ze zwiększaniem się liczby obrotów.



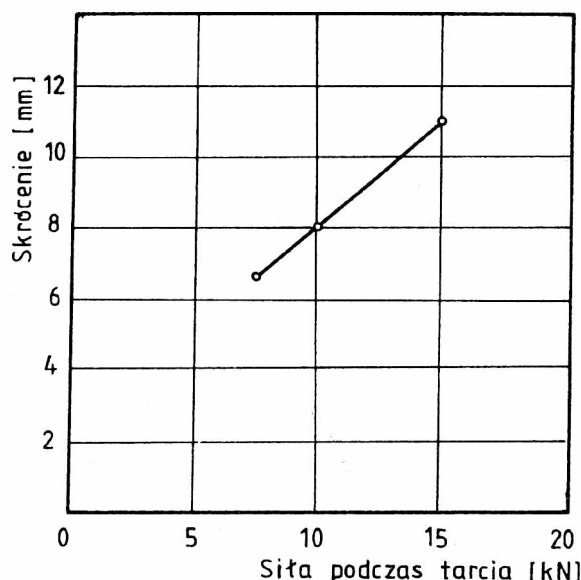
Rys. 4.6. Zależność maksymalnej temperatury osiągananej na powierzchni łączenia od prędkości obrotowej w czasie zgrzewania tarcowego połączeń różnoimiennych [120]: aluminium–stal 1H18N9T (1), tytan–miedź (2) i tytan–stal 1H18N9T (3)

Fig. 4.6. Dependence of the maximum temperature at the joint interface on rotational speed in friction welding of dissimilar metals [120]: aluminium–1H18N9T steel (1), titanium–copper (2), and titanium–1H18N9T steel (3)



Rys. 4.7. Zmiany temperatury na powierzchni czołowej w czasie zgrzewania tarcowego próbek stal niskowęglowa–nikiel (średnica 20 mm, $p_t = 45 \text{ MPa}$, $p_s = 90 \text{ MPa}$), gdy $n = 1000 \text{ min}^{-1}$ (1) i $n = 2000 \text{ min}^{-1}$ (2) [31]

Fig. 4.7. Temperature variation at the joint interface in friction welding of low-carbon steel–nickel (diameter = 20 mm, $p_t = 45 \text{ MPa}$, $p_s = 90 \text{ MPa}$) for $n = 1000 \text{ min}^{-1}$ (1) and $n = 2000 \text{ min}^{-1}$ (2) [31]



Rys. 4.11. Zależność skrócenia elementów od siły docisku podczas zgrzewania tarcowego stali niskowęglowej o średnicy 20 mm ($n = 1000 \text{ min}^{-1}$, $t_t = 6 \text{ s}$, $P_s = 30 \text{ kN}$) [31]

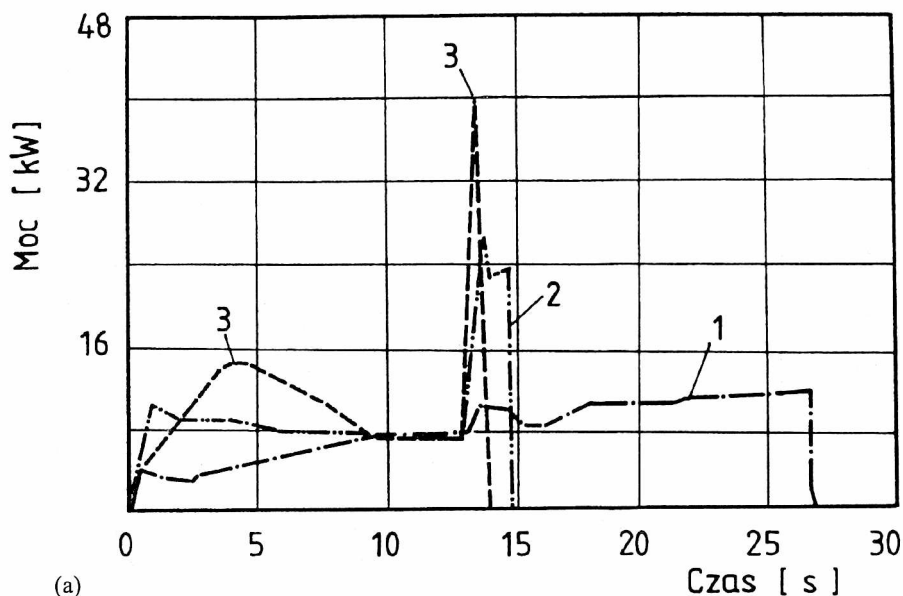
Fig. 4.11. Dependence of the member shortening on pressure in friction welding of low-carbon 20 mm dia. steel ($n = 1000 \text{ min}^{-1}$, $t_t = 6 \text{ s}$, $P_s = 30 \text{ kN}$) [31]

Badania własne wykazały, że w zależności od wartości nacisku przyłożonego podczas tarcia zmienia się wartość mocy zużywanej przez silnik zgrzewarki (rys. 4.12a). Przy naciskach wynoszących w drugiej fazie tarcia $p_{t2} = 30 \text{ MPa}$ potrzeba maksymalnie 10 kW mocy (próba 1), a przy $p_{t2} = 43 \text{ MPa}$ – 26 kW (próba 2), przy $p_{t2} = 73 \text{ MPa}$ – 34 kW (próba 3). Z uwagi na ograniczenie drogi tarcia do 6 mm przy dużych naciskach następowało natychmiastowe wyłączenie obrotów silnika po zadaniu nacisku p_{t2} wskutek szybkiego osiągnięcia założonej drogi tarcia. Pomimo że we wszystkich przypadkach założona droga tarcia wynosiła 6 mm, w przypadku większych nacisków p_{t2} całkowite skrócenie próbek jest znacznie większe (rys. 4.12b).

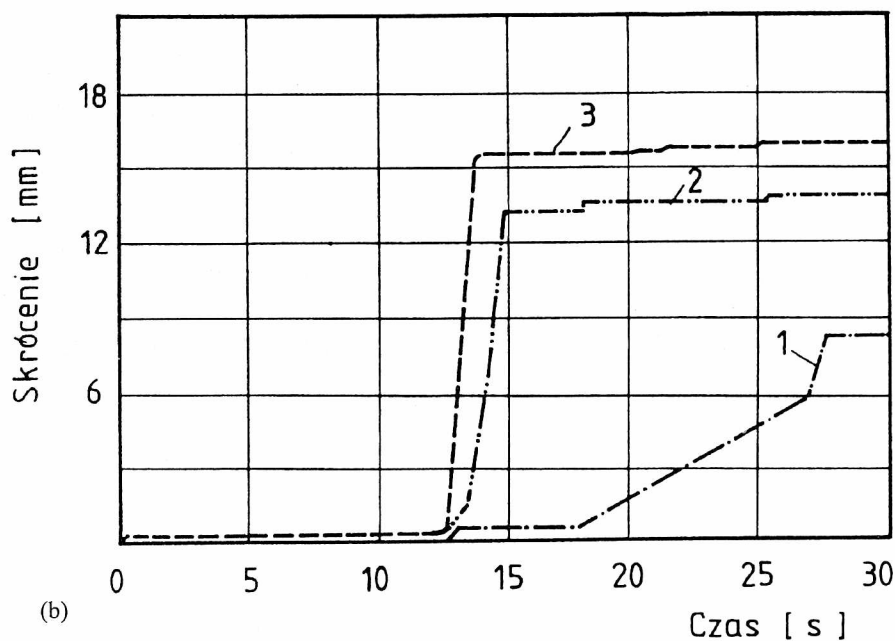
4.2.3.4. Czas tarcia

Przedłużanie czasu tarcia zmniejsza wartości momentu tarcia. Przyczyną tego jest zapewne fakt, że wraz ze wzrostem czasu tarcia rośnie również do pewnej wartości granicznej średnia temperatura w strefie tarcia, a osiowy gradient temperatur w łączonych elementach ma znacznie bardziej płaski przebieg. Osiowa prędkość odkształcania, po początkowej fazie usuwania uplastycznionego materiału ze strefy skręcania, stabilizuje się i wraz z przedłużaniem czasu zgrzewania skrócenie próbek jest odpowiednio większe.

Własne badania nad wykonaniem połączeń TZM–miedź dla identycznych parametrów zgrzewania, ale założonych różnych wartościach skrócenia próbek (s_t – 2,5, 5,8, 12 i 20 mm), co odpowiada różnym czasom tarcia, wykazały, że skrócenie podczas



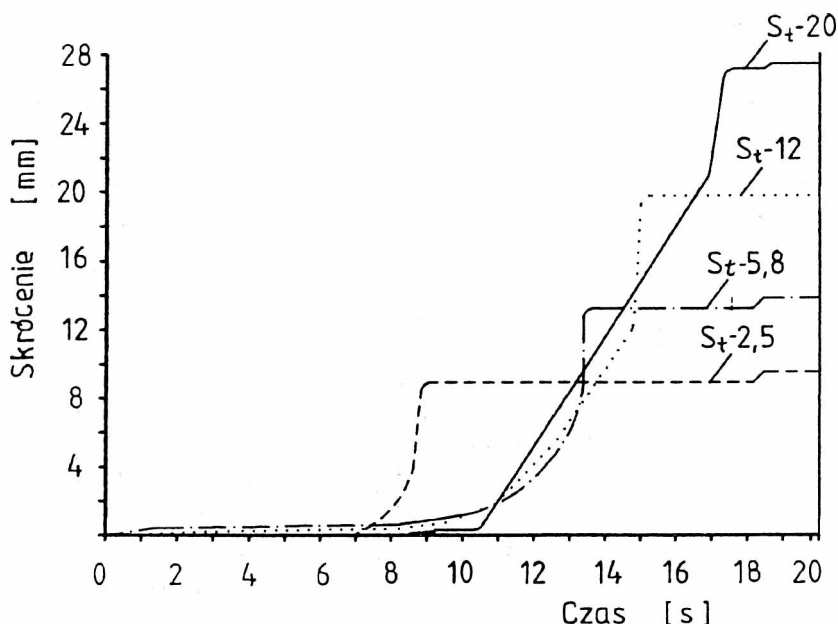
(a)



(b)

Rys. 4.12. Wpływ nacisku tarcia p_{t2} (1 – 30 MPa, 2 – 43 MPa, 3 – 73 MPa) podczas zgrzewania pary TZM – miedź na przebieg zużywanej mocy (a) i zmianę skrócenia próbek w czasie zgrzewania (b), gdy średnica próbki 30 mm, $p_{t1} = 22$ MPa, $p_{s1} = 120$ MPa

Fig. 4.12. Effect of the friction pressure p_{t2} (1 – 30 MPa, 2 – 43 MPa, 3 – 73 MPa) in welding a TZM–copper pair on the power consumption (a) and member shortening variation (b) (member dia. = 30 mm, $p_{t1} = 22$ MPa, $p_{s1} = 120$ MPa)



Rys. 4.13. Wpływ skrócenia w okresie tarcia (s_f) na przebieg całkowitego skrócenia próbek podczas zgrzewania pary TZM–miedź ($p_{t1} = 30$ MPa, $p_{t2} = 40$ MPa, $p_{s1} = 81$ MPa, $p_{s2} = 120$ MPa)

Fig. 4.13. Effect of the shortening during friction (s_f) on total shortening of the specimens in welding a TZM–copper pair ($p_{t1} = 30$ MPa, $p_{t2} = 40$ MPa, $p_{s1} = 81$ MPa, $p_{s2} = 120$ MPa)

spęczania (s_s) jest we wszystkich przypadkach takie same i wynosi 6 mm (rys. 4.13). Należy więc sądzić, że po pewnym początkowym czasie tarcia rozkład temperatur w zgrzewanym złączu stabilizuje się na tyle, że dla danej kombinacji łączonych materiałów wartość osiowego odkształcenia podczas spęczania nie zależy od czasu tarcia.

5. Cykl cieplny podczas zgrzewania tarcowego

Podczas zgrzewania tarcowego następuje zamiana energii obrotowej nadanej jednej części na energię ciepłą wydzielaną na powierzchni zetknięcia z drugą, nieruchomą częścią, gdy części są dociskane wzajemnie siłą osiową. Podstawowe rozważania o energetycznych aspektach zgrzewania tarcowego można znaleźć w [23], [24], [73], [111], [129], [133], [173]. Jeden cykl cieplny zgrzewania tarcowego można przedstawić jako sumę następujących energii:

$$A_m = A_t(t_t) + A_0(t_c) + A_s(t_c) = \overline{Q}(t_c) + \overline{Q}_s(t_c), \quad (5.1)$$

gdzie:

A_m – dostarczona energia mechaniczna, J,

$A_t(t_t)$ – praca tarcia podczas całego cyklu tarcia t_t , J,

$A_0(t_c)$ – praca zużyta na odkształcenie plastyczne podczas całego cyklu zgrzewania t_c , J,

$A_s(t_c)$ – straty pracy podczas całego cyklu zgrzewania t_c , J,

$\overline{Q}(t_c)$ – ciepło wytworzone w strefie łączenia, J,

$\overline{Q}_s(t_c)$ – straty ciepła podczas procesu zgrzewania, J.

Według Villa dla strefy łączenia można zestawiać następujący bilans cieplny

$$\overline{Q}(t_c) = A_t(t_t) + A_0(t_c), \quad (5.2)$$

a pracę tarcia przedstawić jako

$$A_t(t_t) = \int_0^{t_t} N_t \cdot dt + \int_{t_t}^{t_h} N_t \cdot dt, \quad (5.3)$$

gdzie:

N_t – moc tarcia, W,

t_t – czas tarcia, s,

t_h – czas hamowania, s,

przy czym

$$N_t = M_t \cdot \frac{\pi \cdot n}{30} = M_t \cdot \omega \quad (5.4)$$

gdzie:

M_t – moment tarcia, N·m,

n – prędkość obrotowa obracającej się części, min⁻¹,

ω – prędkość kątowna obracającej się części, s⁻¹.

Pracę zużytą na odkształcenie plastyczne można opisać zależnością

$$A_0(t_c) = \int_0^{t_i} N_0 \cdot dt + \int_{t_i}^{t_s} N_0 \cdot dt, \quad (5.5)$$

w której:

N_0 – moc zużyta na zmianę kształtu podczas tarcia i spęczania, W,

t_i – czas tarcia, s,

t_s – czas spęczania, s.

Moc N_0 można zdefiniować za pomocą prędkości osiowego odkształcenia jako

$$N_0 = P_{t,s} \cdot v_c, \quad (5.6)$$

gdzie:

$P_{t,s}$ – siła osiowa oddziałująca w miejscu zgrzewania podczas tarcia lub spęczania, N,

v_c – prędkość osiowego odkształcania, mm/s.

Schäfer [133] na podstawie przeprowadzonych badań udowodnił, że pracę zużytą na odkształcenie można całkowicie pominąć aż do chwili wystąpienia pierwszego maksimum na krzywej przebiegu momentu tarcia, ponieważ w tym okresie prędkość osiowego odkształcania jest prawie równa zero. Również w dalszych okresach zgrzewania, zwłaszcza materiałów jednoimiennych, moc zużywana na odkształcenie aż do początku okresu hamowania stanowi często mniej niż 1% mocy tarcia. Stąd można sformułować uproszczone równanie, z którego wyznacza się ilość ciepła wprowadzaną podczas tarcia

$$\bar{Q}(t_i) = A(t_i). \quad (5.7)$$

Równanie to jest przez wielu przyjmowane za podstawę do obliczeń maksymalnych temperatur występujących na powierzchniach łączonych podczas zgrzewania tarcio-
wego przed rozpoczęciem procesu hamowania [23], [24], [73], [111].

Po uwzględnieniu zależności (5.3) i (5.4) można obliczyć ilość ciepła dostarczoną w czasie tarcia z zależności:

$$\bar{Q}(t_i) = \int_0^{t_i} M_t(t) \cdot \frac{\pi \cdot n}{30} dt. \quad (5.8)$$

W czasowym przebiegu zmian momentu tarcia rozróżnia się dwa zasadnicze okresy, które mają istotny wpływ na ilość dostarczonego ciepła, okres do wystąpienia pierwszego maksimum $M_{ta}(t)$ oraz okres stacjonarny $M_{tb}(t)$. Można więc równanie (5.8) przedstawić następująco

$$\bar{Q}(t_t) = \int_0^{t_t} M_{ta}(t) \cdot \frac{\pi \cdot n}{30} dt + \int_{t_1}^{t_t} M_{tb}(t) \cdot \frac{\pi \cdot n}{30} dt, \quad (5.9)$$

przy czym według [73] wartości momentów w poszczególnych okresach wylicza się za pomocą następujących równań

$$M_{ta} = \frac{2}{3} \cdot \mu \cdot P_t \cdot \frac{r_z^3 - r_w^3}{r_z^2 - r_w^2} \cdot 10^{-3}, \quad (5.10)$$

gdzie:

r_z – promień zewnętrzny zgrzewanych powierzchni, mm,

r_w – promień wewnętrzny zgrzewanych powierzchni (dla prętów $r = 0$), mm,

μ – współczynnik tarcia.

$$M_{tb} = \frac{2}{3} \cdot \pi \cdot R_s \cdot (r_z^3 - r_w^3) \cdot 10^{-3}, \quad (5.11)$$

gdzie:

R_s – granica wytrzymałości materiału na skręcanie, N/mm².

Inni autorzy [22], [23], [125] przyjmują do obliczeń temperatur występujących na powierzchniach czołowych elementów zgrzewanych tarciovo uproszczony, zlinearyzowany przebieg momentu tarcia (rys. 5.1). Wtedy ciepło potrzebne do zgrzewania można przedstawić jako

$$\bar{Q}(t) = \frac{\pi \cdot n}{30} \cdot \left[\frac{M_{ta}}{2} \cdot t_1 + M_{tb} \cdot (t_t - t_1) \right]. \quad (5.12)$$

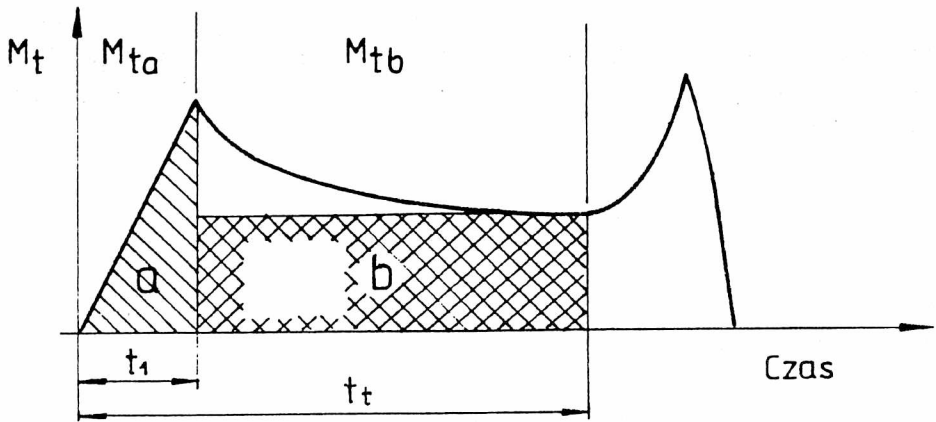
Podstawiając do tego równania zależności momentów tarcia M_{ta} (5.10) i M_{tb} (5.11), otrzymamy równanie ilości ciepła dostarczanej w procesie zgrzewania tarciowego

$$\bar{Q}(t_t) = \frac{\pi \cdot n}{30} \cdot \left[\frac{1}{3} \mu \cdot P_t \cdot \frac{r_z^3 - r_w^3}{r_z^2 - r_w^2} \cdot t_1 + \frac{2}{3} \cdot \pi \cdot R_s \cdot (r_z^3 - r_w^3) \cdot (t_t - t_1) \right] \cdot 10^{-3}. \quad (5.13)$$

Średni strumień ciepły w fazie tarcia można zdefiniować jako

$$\dot{\bar{Q}}(t_t) = \frac{\bar{Q}(t_t)}{t_t}, \quad (5.14)$$

gdzie $\dot{\bar{Q}}(t)$ oznacza średni strumień ciepły, W.



Rys. 5.1. Uproszczony przebieg momentu tarcia podczas zgrzewania

Fig. 5.1. Schematic variation of the friction moment in welding

Średnią gęstość strumienia ciepłego określa się jako

$$\dot{q}''(t_t) = \frac{\dot{\bar{Q}}(t_t)}{S_0} = \frac{\dot{\bar{Q}}(t_t)}{\pi \cdot (r_z^2 - r_w^2)}, \quad (5.15)$$

gdzie: $\dot{q}''(t_t)$ oznacza średnią gęstość strumienia ciepłego, W/mm².

Należy nadmienić, że gęstość strumienia ciepłego jest nie tylko funkcją czasu, ale zależy także od odległości rozpatrywanego punktu od osi obrotu. Strumień ciepły, występujący w określonej odległości od osi tarcia, może być zdefiniowany jako

$$d\dot{Q} = v \cdot dP_t, \quad (5.16)$$

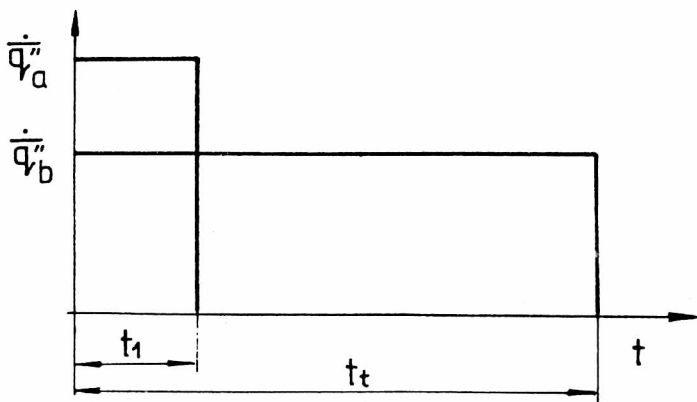
gdzie v oznacza prędkość względną trących się powierzchni, m/s, przy czym w przedziale $0 \leq t \leq t_1$ jest możliwy zapis

$$d\dot{Q}_a = \mu \cdot p_t \cdot 2 \cdot \pi \cdot r \cdot dr \cdot \frac{\pi \cdot n}{30} \cdot 10^{-3} = \mu \cdot p_t \cdot \frac{\pi^2 \cdot n}{15} \cdot r^2 \cdot dr \cdot 10^{-3}. \quad (5.17)$$

Gdy podstawimy

$$p_t = \frac{P_t}{\pi \cdot (r_z^2 - r_w^2)}, \quad (5.18)$$

równanie (5.17) przyjmie postać



Rys. 5.2. Średnia gęstość strumienia ciepłego podczas procesu zgrzewania tarcowego

Fig. 5.2. Mean density of the heat flux generated in the friction welding process

$$\dot{q}_a''(r) = \frac{\mu \cdot P_t \cdot n}{30 \cdot (r_z^2 - r_w^2)} \cdot r \cdot 10^{-3}. \quad (5.19)$$

W podobny sposób można przedstawić średnią gęstość strumienia ciepłego wytwarzanego w drugim okresie procesu zgrzewania tarcowego, to jest po osiągnięciu maksymalnego momentu tarcia

$$\dot{q}_b''(r) = \frac{\pi \cdot R_s \cdot n}{30} \cdot r \cdot 10^{-3}. \quad (5.20)$$

Na rysunku 5.2 przedstawiono średnią gęstość strumienia ciepłego, którą opisują równania (5.19) i (5.20) w procesie zgrzewania tarcowego.

Dużą zgodność przytoczonych zależności z rzeczywistym przebiegiem cyklu ciepłego potwierdziły badania Chenga [23], [24].

6. Rozkład temperatury w złączach zgrzewanych tarciowo

6.1. Metody pomiaru temperatury w procesie zgrzewania tarciowego

W literaturze można znaleźć dużą liczbę propozycji pomiaru rzeczywistych temperatur na powierzchniach czołowych podczas zgrzewania tarciowego [18], [23], [37], [53], [129], [130], [162], [173]. Można je podzielić na następujące grupy:

- metody termoelektryczne,
- pomiary promieniowania cieplnego,
- metody fotometryczne,
- pomiar oporności,
- analiza metaloznawcza mikrostruktury zgrzeiny i wyciągnięcie wniosków o osiągniętych temperaturach,
- pomiar twardości na powierzchni próbek jako wskaźnik dla rozkładu temperatur.

Podstawowym sposobem pomiaru jest metoda, w której używa się statycznych termoelementów. Z powodu bardzo zróżnicowanych warunków zgrzewania i sposobów mocowania termoelementów maksymalne temperatury otrzymywane w strefie plastycznego odkształcenia dla złączy stalowych mieszczą się w zakresie 900–1400 °C, zawsze jednak poniżej temperatury topnienia. Jest to warunkiem brzegowym w obliczeniach chwilowego rozkładu temperatur w łączonych elementach, w których to obliczeniach nie uwzględniono promieniowo-stycznego transportu materiału uplastycznionego ze strefy odkształcenia [23]. Inne prace, w których podejmowano problem temperatury topnienia [53], [151], [162], potwierdziły – także na przykładzie połączeń stal–stal – że podczas łączenia jednakowych materiałów nie jest osiągana temperatura topnienia w strefie odkształcania.

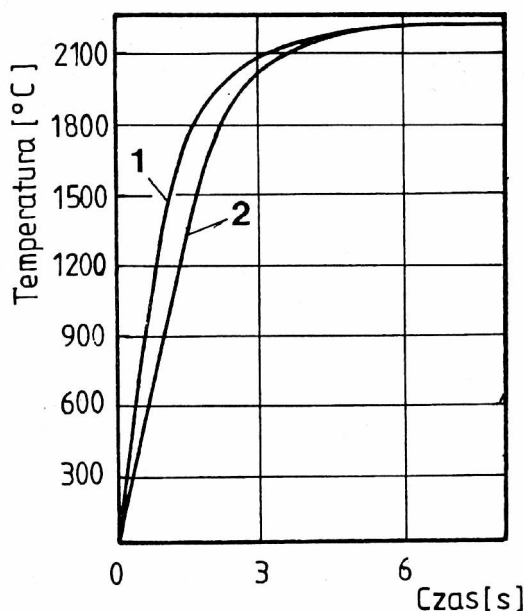
Porównanie wyników pomiarów temperatur uniemożliwia:

- brak lub zbyt mało danych o parametrach zgrzewania,
- przyjęcie zbyt małych wartości nacisków podczas okresu tarcia,
- brak danych o rodzaju termoelementu lub miejscu jego umocowania w nieruchomym elemencie lub niekorzystny sposób umocowania.

Odchylenia otrzymanych wyników pomiarów od rzeczywistego osiowego i promieniowego rozkładu temperatur w łączonych próbkach lub od rzeczywistej maksymalnej temperatury w strefie odkształcenia da się m.in. wytłumaczyć następującymi błędami:

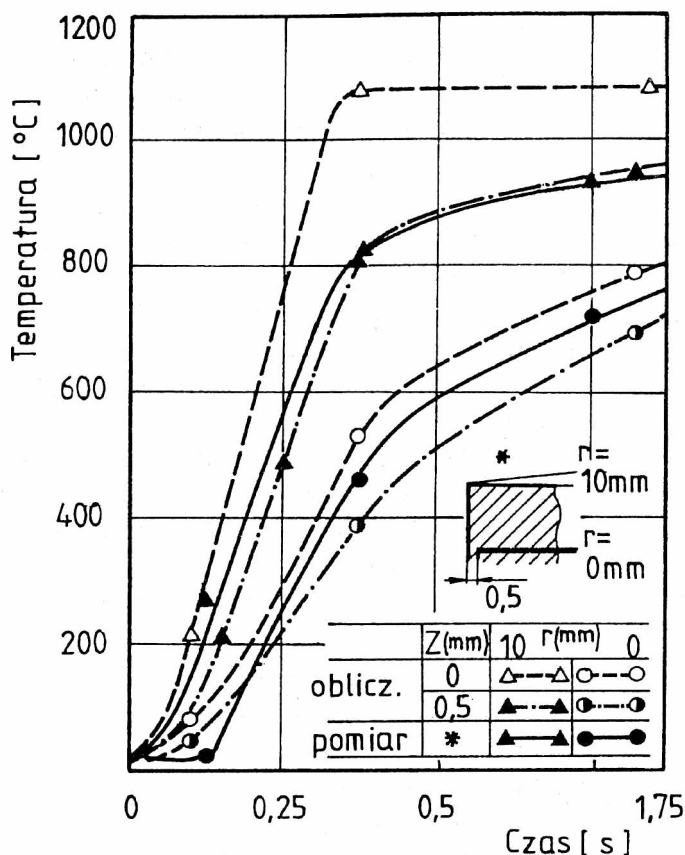
- a) nieuwzględnienie lub niewystarczające uwzględnienie odkształcenia plastycznego, a stąd brak danych o występujących w czasie zgrzewania zmianach osiowego odstępu miejsca umocowania termoelementu od powierzchni połączenia,
- b) nieuwzględnienie możliwości wyciśnięcia termoelementu z otworu w wyniku wpływu uplastycznionego materiału,
- c) pomiary maksymalnej temperatury dokonywane zbyt blisko strefy odkształcenia plastycznego, a wskutek płynięcia materiału może wystąpić przesunięcie punktu pomiarowego w zewnętrzne obszary wypływu, tj. w materiał nieco chłodniejszy,
- d) oszacowania maksymalnej temperatury podczas płynięcia materiału przez ekstrapolację mierzonego osiowego rozkładu temperatury,
- e) nieuwzględnienie lub niewystarczające uwzględnienie zmian w rozkładzie temperatury podczas fazy hamowania.

Niemal wszystkie badania rozkładu temperatur w złączach zgrzewanych tarciovo dotyczą połączeń stal–stal, aluminium–aluminium, miedź–miedź, stal–aluminium lub stal–miedź. Jedynie w publikacjach [19], [20], [114], [120] napomknięto o temperaturach występujących podczas zgrzewania tarciowego metali z IV, V i VI grupy. Bolšakov [20] stwierdził, że podczas łączenia stopu molibdenu CM6 maksymalna temperatura w



Rys. 6.1. Zmiany temperatury podczas zgrzewania tarciowego na powierzchni czołowej próbek ze stopu molibdenu CM6 o średnicy 18 mm ($p_t = 30$ MPa, $n = 2500$ min⁻¹, 1 – brzeg próbki, 2 – środek próbki) [20]

Fig. 6.1. Temperature changes on the member face surfaces in friction welding of 18 mm dia. CM6 molybdenum alloy ($p_t = 30$ MPa, $n = 2500$ min⁻¹, 1 – specimen edge, 2 – specimen centre) [20]



Rys. 6.2. Zmiany temperatury w zgrzewanym tarciovo złączu stal X10CrNiTi189/E-Cu57 [111]

Fig. 6.2. Temperature changes in a friction welded joint of X10CrNiTi189/E-Cu57 [111]

złącza wynosi 2200 °C (rys. 6.1), przy czym jej wartość bardzo zależy od parametrów zgrzewania. Nie podano jednak żadnych danych dotyczących sposobu pomiaru temperatury i położenia punktów pomiarowych. Natomiast dla połączeń stal austenityczna 1H18N9T–tytan w [120] stwierdzono, że na powierzchni zgrzewania występuje temperatura około 1100 °C (rys. 6.2).

6.2. Zasadnicze schematy obliczeniowe rozkładu temperatury

Poza przedstawionymi metodami pomiaru temperatury w literaturze spotyka się różne modele teoretycznego określania temperatur osiąganych podczas zgrzewania tarciowego. Można je zasadniczo podzielić na dwie grupy.

W pierwszej dąży się do ustalenia analitycznego wzoru pozwalającego określić temperaturę na powierzchniach tarcia. Metodę tę wykorzystywano głównie we wcześniej-

szych pracach [153], [161], [172]. Przyjmowane w tych modelach obliczeniowych założenie o stałym rozkładzie temperatury na powierzchniach prostopadłych do osi obrotu nie jest zgodne z rzeczywistością, pozwala jednak obliczyć temperatury, które odpowiadają rzeczywistym temperaturom w strefach znacznie oddalonych od osi obrotu (strefy zewnętrzne). Te metody obliczeniowe nadają się głównie do zgrubnych oszacowań temperatur występujących podczas zgrzewania tarcowego.

Druga grupa metod obliczeniowych, opierająca się na funkcjach numerycznych, umożliwia obliczenia temperatur w różnych odległościach od powierzchni tarcia i w różnych przedziałach czasu, przy czym najczęściej obliczenia przeprowadzano dla jednoosiowego układu współrzędnych. Schemat obliczeniowego określania rozkładu temperatury w jednoosiowym układzie współrzędnych, w funkcji czasu, bazuje na metodzie elementów skończonych [23], [24], przy czym przyjęto następujące uproszczenia:

- rozkład temperatur jest jednoosiowy – $T(x, t)$, a więc na powierzchni prostopadłej do osi obrotu panuje jednakowa temperatura,
- przed rozpoczęciem procesu zgrzewania tarcowego próbki miały jednakową temperaturę,
- straty ciepła w wyniku promieniowania i konwekcji zachodzą w stałej temperaturze otoczenia,
- stałe materiałowe zostały przyjęte jako wartości średnie dla przewidywanego zakresu temperatur (w rzeczywistości są one zależne od temperatury), np.:

$$\bar{c}_p = \frac{\int_{T_1}^{T_2} c_p \cdot dT}{T_2 - T_1}, \quad (6.1)$$

$$\bar{\lambda} = \frac{\int_{T_1}^{T_2} \lambda \cdot dT}{T_2 - T_1}. \quad (6.2)$$

6.2.1. Obliczanie temperatury dla dwuosiowego układu współrzędnych

Metoda obliczania temperatur według Na [111], [112] jest jedyną, która umożliwia obliczanie temperatury dla dwuosiowego układu współrzędnych i konwencjonalnego procesu zgrzewania, podobnie jak zbliżony schemat obliczeniowy podany w [167] dla procesu zgrzewania inercyjnego. Uwzględnia ona przy tym nierównomierny rozdział mocy cieplnej wprowadzanej do zgrzewanych elementów.

Na, podobnie jak Cheng, aby uwzględnić skrócenie części podczas zgrzewania tarcowego, przyjmuje dla próbki, która ulega odkształceniu plastycznemu, większą dłu-

gość elementów. Równanie dla dwuosiowego niestacjonarnego strumienia ciepłego w walcowym układzie współrzędnych można sformułować następująco

$$\frac{1}{a} \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} = \frac{1}{r} \frac{\partial^2 T}{\partial r} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}. \quad (6.3)$$

Przyjęto przy tym następujące warunki brzegowe:

$$-\lambda \left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z=0} = q''(r, t), \quad (6.4)$$

$$\left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{z=L} = 0, \quad (6.5)$$

$$\left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r=0} = 0, \quad (6.6)$$

$$-\lambda \cdot \left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r=R} = h \cdot (T_p - 20), \quad (6.7)$$

gdzie:

$q''(r, t)$ – gęstość strumienia ciepłego, W/m²,

L – długość próbki, mm,

h – współczynnik odprowadzania ciepła wskutek promieniowania i konwekcji, W/(m²K),

T_p – temperatura na powierzchni zewnętrznej próbki, °C.

Założono przy tym następujący warunek:

$$a \cdot \Delta t \cdot \left[\frac{1}{(\Delta r)^2} + \frac{1}{(\Delta z)^2} \right] \leq \frac{1}{2}. \quad (6.8)$$

Odpowiedni algorytm obliczeń został wyczerpująco opisany w [111].

We wszystkich dotychczasowych obliczeniach uwzględniano tylko gęstość strumienia ciepłego, który wprowadzano do tej próbki, dla której dokonywano obliczenia. Natomiast Na [111], a później i Kes [73] uwzględnili rozdział strumienia ciepłego na oba zgrzewane elementy

$$q'' = q''_1 + q''_2, \quad (6.9)$$

gdzie:

q''_1 – gęstość strumienia ciepłego wprowadzanego do próbki 1,

q''_2 – gęstość strumienia ciepłego wprowadzanego do próbki 2.

Za stosunek gęstości strumieni ciepłych obaj autorzy przyjmują zależność

$$\frac{q_1''}{q_2''} = \sqrt{\left(\frac{\lambda_1 \cdot \rho_1 \cdot c_{p1}}{\lambda_2 \cdot \rho_2 \cdot c_{p2}} \right)}, \quad (6.10)$$

przy czym za wielkości fizyczne mogą być tu podstawione ich wartości średnie.

Opisany model obliczeniowy stwarza bardzo szerokie możliwości określania temperatur w różnych miejscach próbek i w różnym czasie. Na potwierdził zgodność tego modelu obliczeniowego z danymi eksperymentalnymi na przykładzie zgrzewania tarcowego aluminium i miedzi ze stałą austenityczną chromowo-niklową (rys. 6.2).

7. Teza pracy oraz cel i zakres badań

7.1. Teza pracy

Metale z IV, V i VI grupy wskutek dużego powinowactwa do tlenu wymagają atmosfery ochronnej podczas spajania (patrz rozdz. 2 i 3). Zastosowanie osłony z gazu obojętnego lub o niskiej próżni w wielu przypadkach nie wystarcza, aby uzyskać w pełni wartościowe połączenia tych metali z uwagi na ich dużą skłonność do pochłaniania gazów resztkowych z tych, najczęściej niedoskonałych, osłon oraz dużej skłonności do utleniania.

Z przedstawionego w rozdz. 3 przeglądu metod spajania metali trudno topliwych wynika, że ich łączenie stwarza problemy metalurgiczne i technologiczne. Szczególnie przydatna jest metoda spawania wiązką elektronową w próżni, ale jej zastosowanie powoduje wystąpienie ograniczeń wynikających ze stapiania brzegów łączonych materiałów, a także ograniczeń wymiarowych spajanych elementów.

Najlepszą metodą spajania metali trudno topliwych jest zgrzewanie dyfuzyjne. Zastosowanie technologii zgrzewania dyfuzyjnego w produkcji seryjnej jest jednak niezwykle kłopotliwe (kilkugodzinny cykl wykonania połączenia). Ponadto podczas spajania materiałów różnoimiennych tą metodą praktycznie nie da się uniknąć procesów dyfuzji reakcyjnej. Należy więc tak dobierać pary materiałów, aby roztwory stałe w układach dwuskładnikowych występowały w możliwie szerokim zakresie stężeń, a ich własności fizyczne (np. temperatura topnienia, współczynnik rozszerzalności liniowej) powinny być możliwie zbliżone, ułatwia to bowiem proces zgrzewania.

Analizując zjawiska cieplne występujące podczas zgrzewania tarcowego oraz czynniki wpływające na przebieg procesu, wykazano, że opisane w literaturze badania są fragmentaryczne, a ich wyniki nieprzydatne do bezpośredniego odniesienia do połączeń metali z IV, V i VI grupy układu okresowego, uwzględnionych w tej pracy. Wiadomo, że podczas zgrzewania tarcowego na powierzchni łączonych materiałów są znaczne temperatury. Zostały one dosyć szczegółowo przeanalizowane dla złączy stal–stal lub stal–miedź, ale są prawie zupełnie nie znane dla połączeń metali specjalnych (jedyna wzmiankowa publikacja to prace Bolšakova [19]–[21]).

Jak podano w rozdziale 4.1, dla uzyskania połączenia istnieje określona zależność między ciśnieniem a temperaturą. Im temperatura, w jakiej odbywa się łączenie w sta-

nie stałym, jest wyższa, tym mniejsza jest wartość nacisków jednostkowych potrzebnych do uzyskania złącza. Ponieważ podczas zgrzewania tarcowego metali trudno topliwych w czasie spęczniania należy ograniczać naciski, aby uniknąć formowania zbyt dużej wypłytki, zachodzi pytanie, czy osiągnięta temperatura wystarczy do otrzymania połączenia. Miarą osiągnięcia warunków sprzyjających procesowi spajania może więc być temperatura wytworzona na powierzchni tarcia.

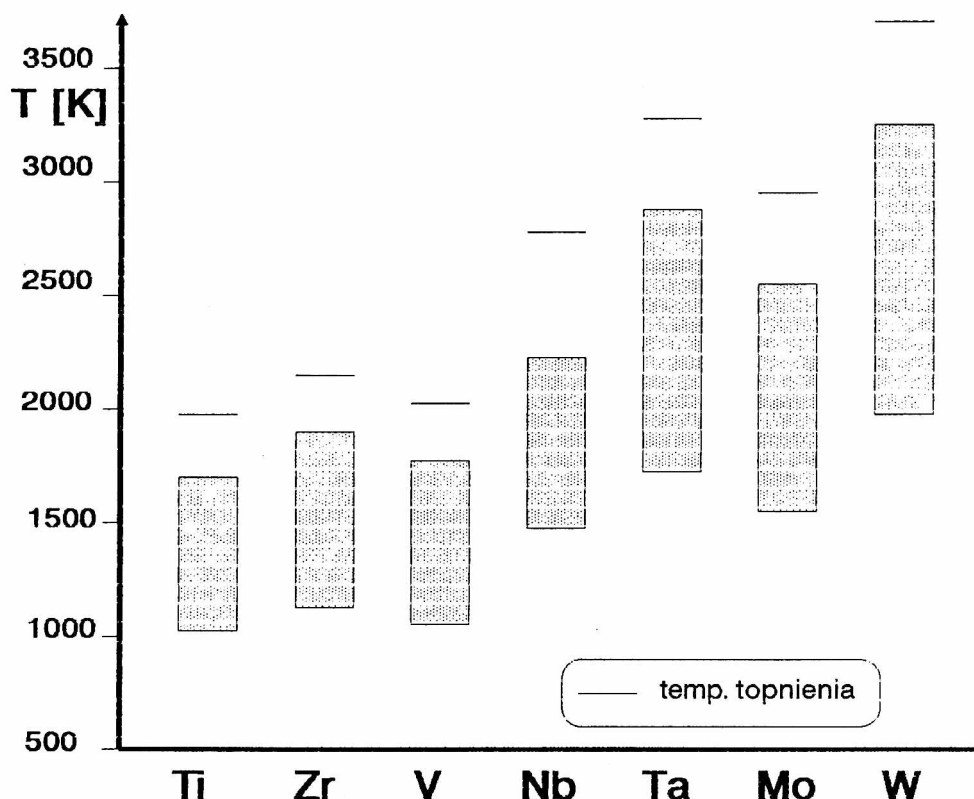
Przez analogię do wyników badań nad kształtowaniem się połączeń dyfuzyjnych w przypadku złączy metali trudno topliwych należy przyjąć, że uzyskanie złącza podczas zgrzewania tarcowego będzie możliwe, jeżeli temperatura na powierzchni łączenia przekroczy $0,53T_s$. Na rysunku 7.1 przedstawiono ten warunek dla rozpatrywanych metali trudno topliwych.

Na podstawie stanu wiedzy oraz prac własnych autora można sformułować tezę: *ilość ciepła wydzielająca się na powierzchniach trących w czasie procesu zgrzewania tarcowego jest wystarczająca do zbliżenia łączonych powierzchni na odległość działania sił atomowych*. Ilość ciepła wydzielająca się na powierzchniach trących, będąca wynikiem procesu tribologicznego charakteryzowanego momentem tarcia, którego przebieg stabilizuje się po określonym czasie trwania procesu tarcia, powinna wystarczyć do wytworzenia takiego pola temperatur w czasie od okresu zapoczątkowania tarcia do chwili pojawienia się stabilnego przebiegu momentu (tzw. okresu ślizgowego), że następujące po tym okresie obciążenie umożliwi zbliżenie całych łączonych powierzchni metali trudno topliwych na odległość działania sił atomowych.

Z tak sformułowanej tezy wynika *potrzeba opracowania modelu procesu umożliwiającego określenie rozkładu temperatur w różnoimiennych złączach podczas zgrzewania tarcowego*. Jeżeli w wyniku obliczeń okaże się, że na powierzchni łączenia podczas zgrzewania tarcowego będą występowały temperatury wyższe od $0,53T_s$, to należy przyjąć, że są tam warunki niezbędne do uzyskania połączeń metali trudno topliwych.

Wyniki bardzo wnikliwych badań nad zgrzewaniem dyfuzyjnym metali trudno topliwych udowadniają możliwość ich spajania w temperaturach powyżej $0,53T_s$, ale proces zgrzewania dyfuzyjnego różni się znacznie od zgrzewania tarcowego, głównie sposobem dostarczania energii, równomiernością rozkładu temperatury, czasem trwania procesu i sposobem ochrony nagrzanego metalu. W procesie zgrzewania dyfuzyjnego przyjmuje się dłuższe czasy docisku łączonych materiałów (zwykle około 15 min w założonej temperaturze) przy naciskach jednostkowych na powierzchniach łączenia rzędu 4–15 MPa. W zgrzewaniu tarcowym czasy wzajemnego oddziaływania materiałów są znacznie krótsze (kilka sekund), ale z uwagi na wąską strefę oddziaływania cieplnego na materiał można zastosować większe naciski jednostkowe. W podwyższonych temperaturach krótki czas oddziaływania na siebie metali łączonych w procesie zgrzewania tarcowego powinien – pod względem metalurgicznym – ułatwić otrzymanie połączeń, w których istnieje ryzyko powstania kruchych warstw dyfuzyjnych.

Znajomość rozkładu temperatur wzdłuż osi próbki może być również przydatna do określania głębokości oddziaływania cieplnego, a na tej podstawie może ułatwiać np. dobór grubości międzywarstwy tworzącej barierę cieplną.



Rys. 7.1. Przedział temperatur zalecany w zgrzewaniu dyfuzyjnym dla rozpatrywanych metali trudno topliwych

Fig. 7.1. The range of temperatures recommended in diffusion welding for considered high-melting metals

Połączenie zgrzewane tarciovo można chronić przed oddziaływaniem gazów atmosferycznych, stosując ciecz ochronną, co potwierdzają pierwsze udane próby Lisona [98]. Postanowiono więc wykonywać zgrzewanie tarciove w cieczy ochronnej, stawiając dodatkową tezę, że odpowiednio dobrana ciecz może stanowić ochronę strefy zgrzewania przed gazami atmosferycznymi.

7.2. Cel i zakres badań

Celem uytliarnym przyjętym w pracy było *ustalenie warunków i parametrów* uzyskania metodą zgrzewania tarciowego jedno- i różnoimiennych połączeń między metalami z grupy IV, V i VI układu okresowego oraz ich połączeń ze stałą austenityczną chromowo-niklową jako technologii alternatywnej do zgrzewania dyfuzyjnego. *Celem*

	miedź	stop cyrkonu zircaloy 2	molibden	stop molibdenu TZM	niob	stal austenit. X10CrNiTi189	tantal	tytan	wanad	pseudostop wolframu D18
żelazo armco								□		
pseudostop wolframu D18	Ø				□	Ø		□		0
wolfram	Ø				□	Ø	□	□		
wanad	Ø		0	0	Ø		Ø	□	0	
tytan			0	0	Ø	Ø		0		
tantal			0	0			0			
stal austenit. X10CrNiTi189	□				Ø					
niob	Ø		0	Ø	0					
stop molibdenu TZM	□			0						
molibden			0							
stop cyrkonu zircaloy 2		0								
miedź	0									

□

 - pomiary temperatury

0

 - badania metalograficzne

—

 - badania wytrzymałościowe złączy

—

 - badania wytrzymałościowe złączy z przekładkami

Rys. 7.2. Ogólny przegląd połączeń zgrzewanych tarciovo
ujętych w monografii i rodzaj przeprowadzonych badań

Fig. 7.2. Review of friction welded joints described in this paper along
with the types of the tests performed

poznawczym natomiast była analiza rozkładu temperatur występujących w złączach podczas zgrzewania tarcioowego, a także opracowanie zaproponowanych badań modelowych.

W celu sprawdzenia przydatności metody zgrzewania tarcioowego w cieczy podjęto próby doboru cieczy ochronnej na stanowisku modelowym. Po doborze cieczy ochronnej dokonano wstępnej oceny wpływu cieczy na przebieg procesu zgrzewania tarcioowego na przykładzie łączenia materiałów konwencjonalnych. Aby określić rozkład temperatur w złączach podczas zgrzewania tarcioowego, postanowiono rozpatrzyć energetyczne aspekty zgrzewania tarcioowego oraz zaadaptować znane z literatury schematy obliczeń rozkładu temperatur przedstawione w rozdziale 6. Na podstawie tych analiz podjęto próbę przystosowania zależności matematycznych do określenia rozkładu temperatur w różnoimiennych złączach metali trudno topliwych zgrzewanych tarcioowo w cieczy. Otrzymane teoretyczne rozkłady temperatur zweryfikowano eksperymentalnie. W części eksperymentalnej pracy zgrzewano tarcioowo materiały o kształcie prętów o średnicy około 30 mm.

Przegląd połączeń zgrzewanych tarcioowo, ujętych w monografii, z wyszczególnieniem przeprowadzonych badań pokazano w sposób schematyczny na rys. 7.2. Wszystkie połączenia zgrzewane tarcioowo wykonano w latach 1987–1991 w Ośrodku Badań Jądrowych (KFA) w Jülich (RFN), gdzie znajduje się maszyna do zgrzewania tarcioowego w układzie pionowym. Taki układ umożliwia łatwy montaż zbiornika z cieczą ochronną i zgrzewanie elementów pod warstwą cieczy.

Wszystkie przytoczone wyniki badań są wynikami własnymi, a te uzyskane w pracy zespołowej, przy czynnym udziale autora, ujęto w cytowaniach [5]–[11], [32], [97].

8. Dobór cieczy ochronnej

Ciecz ochronna powinna chronić strefę zgrzewania przed gazami atmosferycznymi, a jednocześnie nie oddziaływać negatywnie na sam proces zgrzewania i łączone materiały, a także spełniać warunki bezpieczeństwa i higieny pracy [32], [57], [99].

Założono, że ciecz ochronna powinna charakteryzować się:

- brakiem niekorzystnego wpływu na właściwości zgrzewanych metali i na podzespoły zgrzewarki,
- dobrą płynnością w temperaturze 20 °C,
- punktem zapłonu powyżej 60 °C,
- brakiem reakcji chemicznych, które mogłyby zakłócić proces zgrzewania (na przykład polimeryzacja),
- brakiem trujących produktów rozkładu,
- brakiem trujących lub niebezpiecznych gazów i par,
- łatwą i bezpieczną wymianą zużytej cieczy.

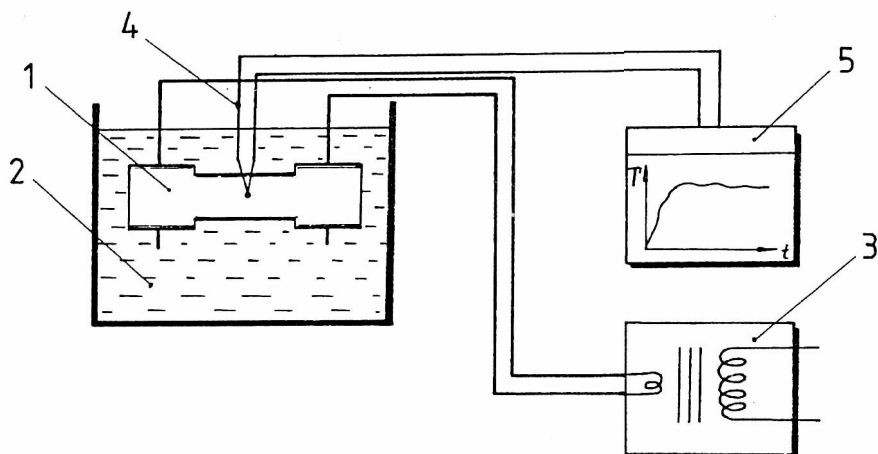
Ciecz do osłony zgrzewanego połączenia wybrano spośród trzech grup cieczy oferowanych przez przemysł. Są to:

- oleje mineralne (oleje do obróbki erozyjnej i oleje hartownicze),
- ciecze organiczne (alkohole, gliceryna),
- roztwory wodne (emulsje szlifierskie i wiertarskie).

8.1. Badania modelowe

Eksperyment prowadzono na stanowisku pokazanym schematycznie na rys. 8.1 symulującym warunki, jakim będzie poddany materiał podczas zgrzewania tarcowego. Próbki materiału o średnicy 6 mm, zanurzone w badanej cieczy, nagrzewano elektrooporowo w ciągu 3 minut do określonej temperatury. Następnie próbki poddawano badaniom metalograficznym.

W próbkach nagrzewanych w roztworach wodnych lub w glikolu stwierdzono dyfuzję tlenu w głąb materiału do około 400 µm od powierzchni oraz znaczny wzrost twardości w strefie stykającej się z badaną cieczą ochronną. Najlepsze wyniki uzyskano dla oleju mineralnego stosowanego do obróbki erozyjnej i oznaczonego jako IME-



Rys. 8.1. Schemat stanowiska do badania oddziaływania cieczy na podgrzaną próbkę:

1 – próbka, 2 – ciecz, 3 – transformator, 4 – termoelement, 5 – rejestrator

Fig. 8.1. Set-up for investigating the effect of fluid on a hot specimen:

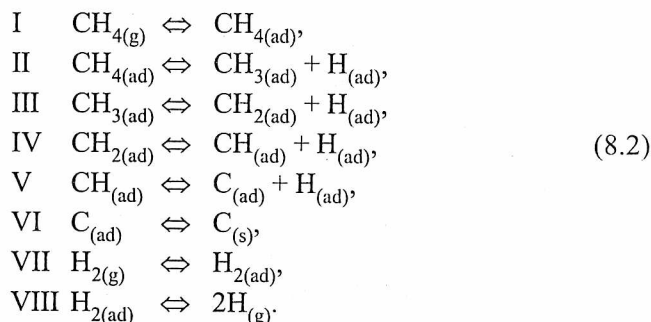
1 – specimen, 2 – fluid, 3 – transformer, 4 – thermocouple, 5 – recorder

82. Olej ten jest mieszaniną czystych węglowodorów o lepkości 3,2 cSt, gęstości 783 kg/m³, a punkt jego zapłonu wynosi 82 °C.

Stosując węglowodory do osłony nagrzanego metalu w strefie zgrzewania, należy liczyć się z tym, że w wysokich temperaturach i przy małych ciśnieniach cieczy ochronnej molekuły węglowodorów mogą ulec rozpadowi na gorącej powierzchni metalu podczas absorpcji węgla i oddawaniu molekuł wodoru. Szczególnie dobrze zbadane jest nawęglanie w metanie według reakcji



Przyjmuje się, że rozpad metanu następuje krokowo – sukcesywnie odpadają atomy wodoru i tworzą się rodniki CH_3^- , CH_2^- i CH na powierzchni metalu. W czasie odwrotnej reakcji zachodzi stopniowe nawodorowywanie atomów węgla. W przypadku cienkich próbek procesy dyfuzyjne nie mają znaczenia i można wtedy wyjść z następujących mechanizmów reakcji nawęglania i odwęglania [42]



Gdy ciśnienie metanu jest małe, a prędkość strumienia przepływającego gazu w fazie gazowej duża, wówczas ciśnienie cząstkowe wodoru jest małe i praktycznie nawęglanie następuje w czystym metanie. W tych warunkach mierzona jest w quasi-stacjonarnym stanie szybkość odrywania pierwszego atomu wodoru od molekuly metanu (krok II). Jeżeli chociażby raz zostanie utworzona cząstka CH_3 , to w przypadku braku reakcji odwrotnej musi się ona dalej rozpadać, aż w kroku VI powstanie rozpuszczony węgiel. Przy tym szybkość rozpadu w poszczególnych reakcjach w stanie quasi-stacjonarnym jest równa szybkości netto całej reakcji. Stwierdzono, że podczas nawęglania w metanie metali z grup IV i V układu okresowego reakcja według równania (8.1) przebiega głównie w prawo. Tak więc w przypadku zgrzewania tarcowego pod warstwą oleju mineralnego należy się liczyć z ewentualnym nawęglaniem lub z nawodowaniem zgrzewanych materiałów.

Badania eksperymentalne (na stanowisku z rys. 8.1) próbek z tytanu, nagrzaných do temperatury 940 °C, oraz próbek z tantalu nagrzaných do temperatury 1550 °C i przetrzymaných przez 3 minuty w oleju mineralnym, wykazały nieznaczną dyfuzję węgla w głąb badanych materiałów (rys. 8.2a). Jakkolwiek próbki z tytanu wygrzewano w znacznie niższej temperaturze niż próbki z tantalu, to głębokość dyfuzji węgla w tytanie sięgała 300 μm , a w tantalu 100–200 μm , co można wyjaśnić bardzo małym współczynnikiem dyfuzji węgla w tantalu (rys. 2.3). Dyfuzja węgla w tantalu wywołała nieznaczny przyrost mikrotwardości na głębokość do 200 μm od powierzchni próbki, a w przypadku tytanu wzrost mikrotwardości był niezauważalny (rys. 8.2b).

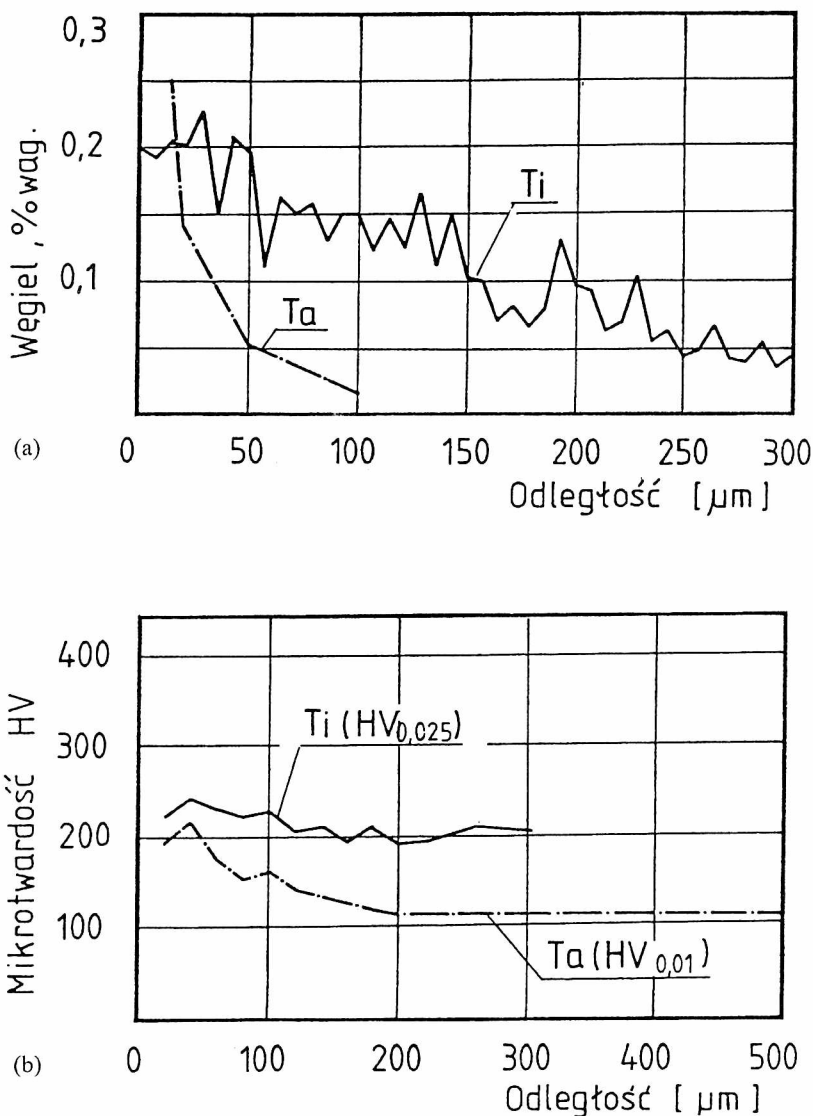
Oddziaływanie wodoru, pochodzącego z rozpadu węglowodorów oleju mineralnego, badano na próbkach z miedzi. W handlu występują trzy rodzaje miedzi (DIN 1787):

- miedź elektrolityczna zawierająca do 0,040% tlenu (E-Cu),
- miedź beztlenowa odtleniona fosforem lub innymi odtleniaczami (SF-Cu, SE-Cu, SW-Cu),
- miedź beztlenowa nie odtleniana (OF-Cu).

W miedzi elektrolitycznej tlen znajduje się w postaci tlenku (Cu_2O) i w roztworze stałym. Gdy próbkę miedzi nagrzewa się w atmosferach zawierających wodór, gaz ten reaguje z Cu_2O



Powstająca para wodna jest nierozpuszczalna w miedzi, a ponieważ ma dużą objętość, w miejscu reakcji dochodzi do mikropęknięć zwanych chorobą wodorową miedzi. Graniczna zawartość tlenu, przy której choroba wodorowa nie występuje, wynosi 0,001% at., czego nie da się stwierdzić metalograficznie, gdyż ta ilość tlenu rozpuszcza się w miedzi w temperaturze pokojowej. Aby sprawdzić, czy miedź nie zawiera tlenu, poddaje się próbki wyżarzaniu przez 30 min w temperaturze 850 °C w atmosferze suchego wodoru, a następnie bada się je metalograficznie lub poddaje próbę zginięcia [28]. Wodór, wskutek małego promienia atomowego, może szybko przenikać do miedzi. Jeżeli w wysokich temperaturach do miedzi zawierającej tlen dostanie się więcej niż $5,6 \cdot 10^{-2}$ % at. wodoru, to połączenie jest kruche.



Rys. 8.2. Zmiana stężenia węgla (a) oraz rozkład mikrotwardości (b) od powierzchni w głąb materiału w próbkach z tytanu i tantalu po wygrzewaniu w oleju mineralnym

Fig. 8.2. Carbon concentration (a) and microhardness (b) as changing from the surface to the material body in Ti and Ta specimens on annealing in mineral oil

Metodę metalograficzną wykorzystano w monografii do oceny oddziaływania wodoru pochodzącego z rozpadu węglowodorów z oleju mineralnego. Dodatkową jej korzyścią jest brak oddziaływania węgla, gdyż jego dyfuzja w miedzi w stanie stałym

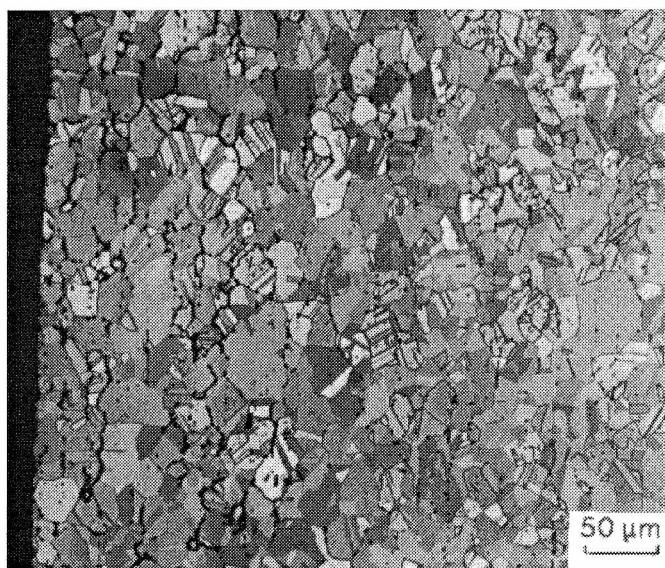
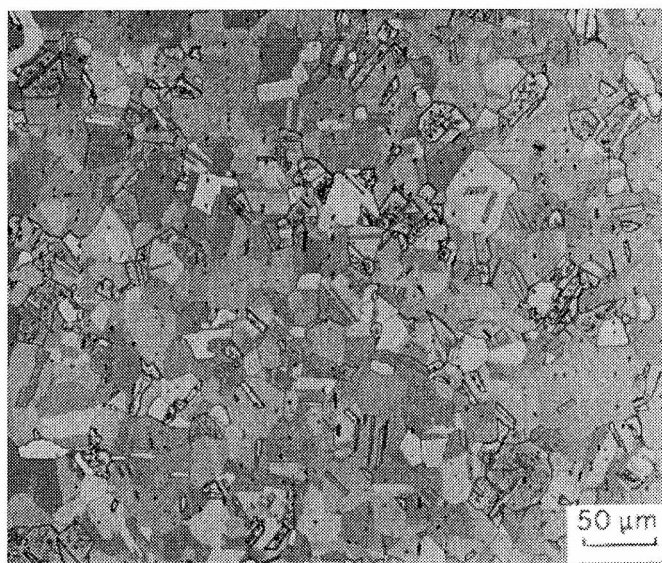
jest niezauważalna. Na stanowisku z rys. 8.1 wygrzewano w temperaturze 910 °C próbki z miedzi E-Cu 57 w powietrzu, w oleju mineralnym, a dla porównania także próbki z miedzi SF-Cu (rys. 8.3). Próbki te poddano dodatkowemu wygrzewaniu w piecu próz-niowym w temperaturze 910 °C w ciągu 30 minut.

Z rysunku 8.3b wynika, że w próbkach miedzi elektrolitycznej po wygrzewaniu w oleju mineralnym występują na głębokości do około 200 μm typowe dla choroby wodorowej mikropęknięcia na granicach ziarn. Próbki z miedzi E-Cu 57, ale wygrzewane w powietrzu (rys. 8.3a), nie wykazują tylu mikropęknięć, gdyż brak było w ich otocze-niu dostatecznej ilości wodoru. Objawów choroby wodorowej nie mają próbki z mie-dzi SF-Cu pomimo wygrzewania ich w oleju mineralnym (rys. 8.3c) i pomimo praw-dopodobnie podobnej głębokości dyfuzji wodoru jak w próbkach z rys. 8.3b. Przyczyną takiego stanu próbek z miedzi SF-Cu jest brak możliwości przebiegu reakcji (8.3) wskutek braku wtrąceń Cu_2O .

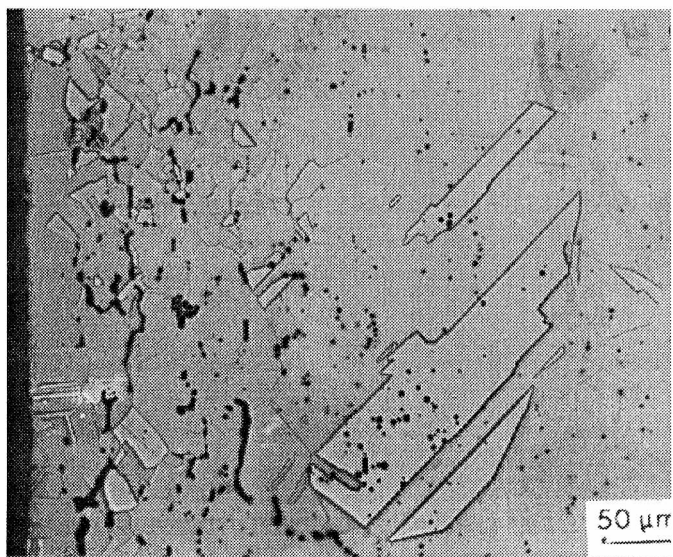
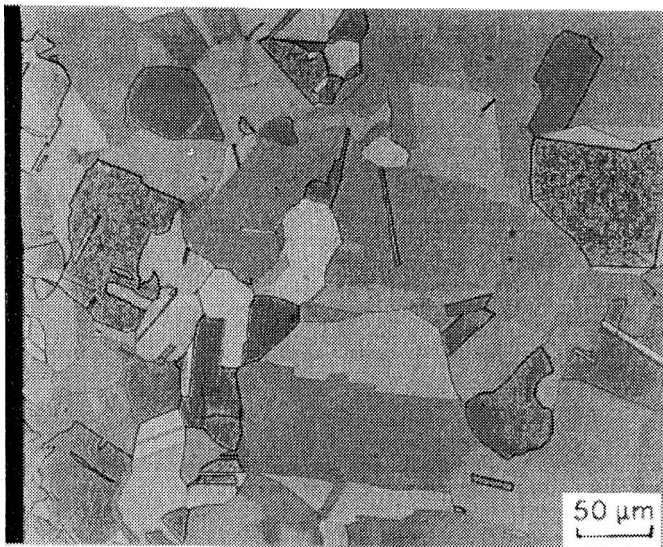
Podsumowując te eksperymenty, można stwierdzić, że na powierzchni próbek na-grzewanych w oleju mineralnym następuje rozkład węglowodorów z wydzielaniem węgla i wodoru, które częściowo dyfundują w głąb materiału próbek. Ze zmian współ-czynnika dyfuzji węgla zależnych od temperatury dla metali z IV, V i VI grupy układu okresowego (rys. 2.3) należy wnioskować, że dyfuzja atomów węgla najszybciej za-chodzi w tytanie, cyrkonie, następnie w molibdenie i wanadzie. Gdy uwzględni się zmia-ny granicznej rozpuszczalności węgla w zależności od temperatury rozważanych me-tali (rys. 2.2), wtedy największe prawdopodobieństwo wydzielania węglików jest w przypadku wanadu, niobu, tantal, molibdenu i cyrkonu.

Badania za pomocą mikrosondy próbek z tantal i tytanu, nagrzewanych w oleju mineralnym, potwierdziły dyfuzję węgla w głąb materiału, ale zaledwie na głębokość 300 μm w tytanie i 200 μm w tantal. W przypadku tytanu nie stwierdzono zauważal-nych zmian mikrotwardości w obszarze dyfuzji węgla, w tantal natomiast wystąpiło stopniowe obniżenie twardości od 210 HV0,01 na powierzchni próbki do 115 HV0,01 w odległości do 200 μm od powierzchni (rys. 8.2).

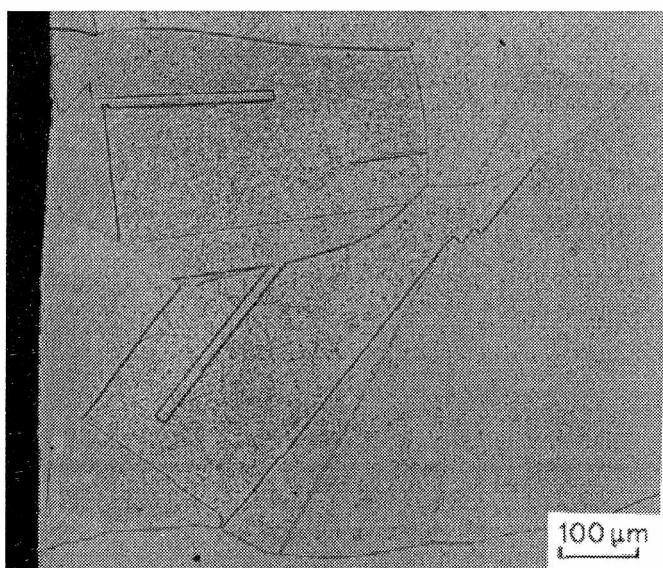
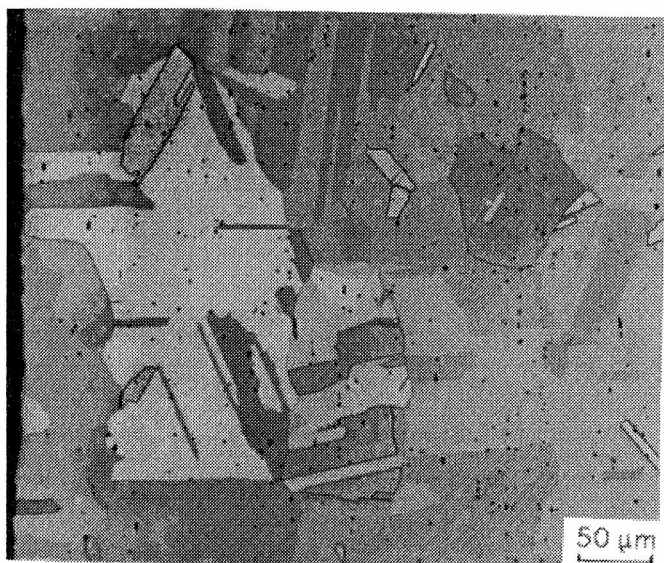
Próby nagrzewania w oleju mineralnym miedzi E-Cu 57 zawierającej wtrącenia Cu_2O wykazały, że wodór pochodzący z rozkładu węglowodorów częściowo dyfunduje w materiał próbki na głębokość do 200 μm. Należy tutaj zauważyć, że warunki dyfuzji wodoru w miedzi w przeprowadzanym eksperymencie były szczególnie korzystne (długi okres wytrzymywania próbki w wysokich temperaturach), a jakościowo wodór można wykryć już przy zawartości powyżej $5,6 \cdot 10^{-2}$ % at. Ewentualna obecność wodoru bar-dzo nieznacznie pogarsza własności plastyczne metali z grup IV i V układu okresowe-go w porównaniu do niekorzystnego wpływu azotu czy tlenu (rys. 2.4). Wolfram i mo-libden nie wykazują zmian własności mechanicznych pomimo wyżarzania w atmosfere wodoru.



(a)



(b)



(c)

Rys. 8.3. Mikrostruktury próbek miedzi w stanie wyjściowym i po wyżarzaniu w temperaturze 910 °C w czasie 30 min: w powietrzu – miedź ECu-57 (a), w oleju mineralnym – miedź ECu-57 (b) i miedź SF-Cu (c)

Fig. 8.3. Microstructures of copper specimens in initial condition and after annealing for 30 min at 910 °C: in air – ECu-57 copper (a), in mineral oil – ECu-57 copper (b) and SF-Cu copper (c)

8.2. Wpływ cieczy ochronnej na przebieg procesu zgrzewania tarcowego

Podczas procesu zgrzewania tarcowego rejestrowano przebiegi czasowe podstawowych zadawanych parametrów (naciski, prędkość obrotowa) oraz takie parametry wynikowe procesu jak: skrócenie, moc zużywana przez silnik zgrzewarki oraz temperatura w złączu. W przedstawionych w monografii badaniach przyjmowano do obliczeń zarejestrowany przebieg zmian mocy elektrycznej silnika N_{ej} , pomniejszonej o moc zużywaną podczas biegu jałowego N_j i traktowano go jako przebieg mocy tarcia N_t .

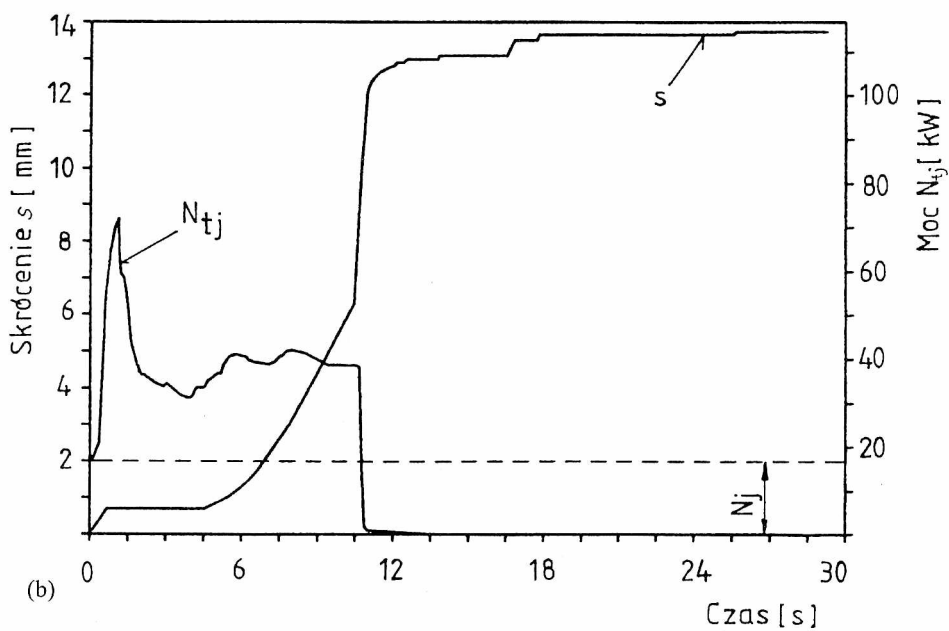
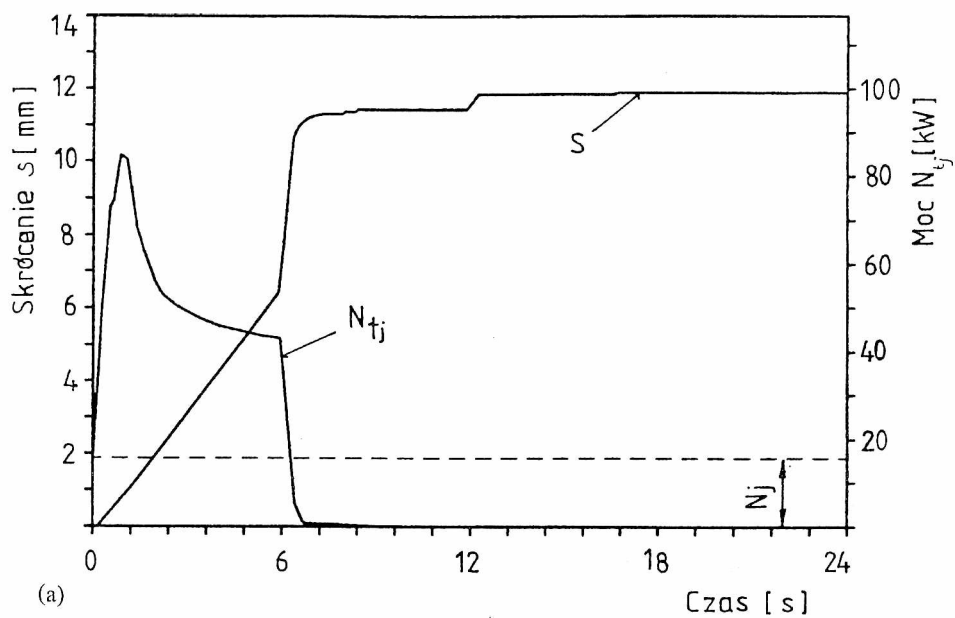
Aby porównać oddziaływanie cieczy na przebieg procesu zgrzewania tarcowego, przy zadanym stałym skróceniu $s_t = 6$ mm i stałych innych parametrach zgrzewania wykonano złącza miedź E-Cu57/stal X10CrNiTi189 w powietrzu, w oleju mineralnym do obróbki erozyjnej i w powietrzu, ale z naniesioną warstwą oleju na powierzchniach trących (rys. 8.4). Podczas zgrzewania w powietrzu czas tarcia potrzebny do skrócenia próbki o 6 mm wynosił 5,55 s, a całkowite skrócenie po spęczaniu wynosiło 11,9 mm. Przebieg mocy tarcia N_t jest typowy dla procesu zgrzewania tarcowego z maksimum wynoszącym 67 kW osiągniętym po czasie około 0,9 s (rys. 8.4a), a następnie hyperbolicznie zmniejszającym się do ustabilizowanego poziomu.

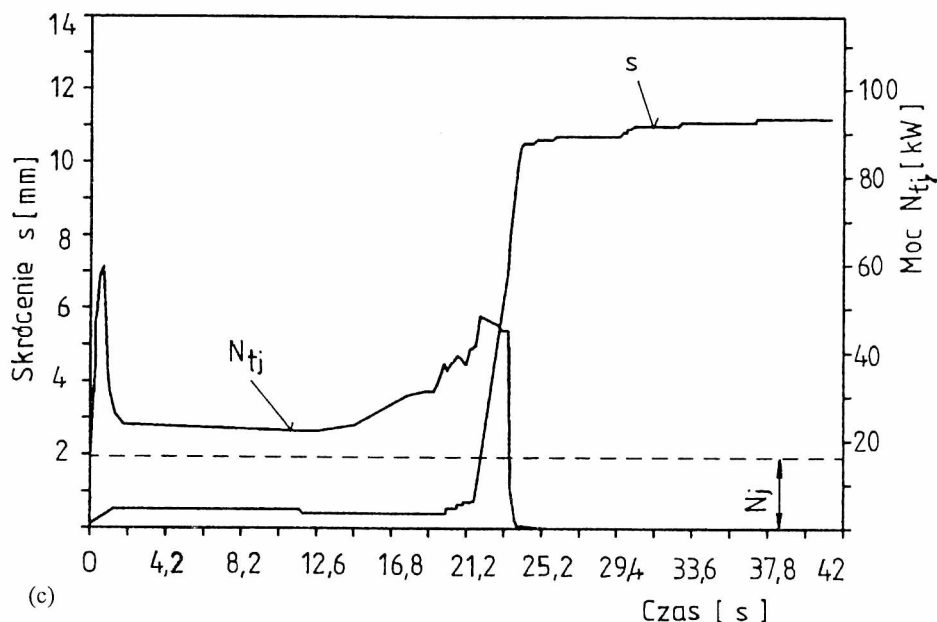
W zgrzewaniu tej samej pary materiałowej, ale z naniesioną na powierzchni tarcia warstwą oleju (rys. 8.4b), zadane skrócenie wystąpiło po czasie 10,15 s, a całkowite skrócenie po spęczaniu wynosiło 13,6 mm. W przebiegu mocy tarcia pierwsze maksimum, wynoszące 56 kW, wystąpiło po czasie 0,8 s, w dalszym przebiegu, który jest zwykle stabilny, pojawiły się kolejne lokalne maksima.

W następnym eksperymencie, w którym cała strefa zgrzewania znajdowała się w oleju, skrócenie o 6 mm uzyskano dopiero po czasie tarcia 23 s, przy czym całkowite skrócenie wynosiło 11,1 mm (rys. 8.4c). Gwałtowne skrócenie próbki podczas tarcia występuje dopiero po około 20 s.

Wpływ cieczy na przebieg momentu tarcia podczas procesu zgrzewania tarcowego, w porównaniu do zgrzewania w powietrzu, można sprowadzić do następujących spostrzeżeń:

- Zmniejsza się wartość pierwszego maksimum momentu tarcia. Dla małych wartości nacisków jednostkowych maksimum momentu tarcia występuje dopiero po kilkunastu sekundach, prawdopodobnie po czasie potrzebnym do zniszczenia filmu olejowego.
- Oprócz pierwszego maksimum momentu tarcia występują także kolejne lokalne maksima. Gdy stosuje się duże naciski jednostkowe, wtedy w stosunkowo krótkich odstępach czasu występują kolejne dwa maksima, przy czym pierwsze o mniejszej wartości, a po osiągnięciu drugiego maksimum momentu tarcia proces przebiega stabilnie. Prawdopodobnie po pojawieniu się drugiego maksimum momentu zostaje zlikwidowany film olejowy na powierzchni tarcia.





Rys. 8.4. Skrócenie materiału s oraz moc tarcia N_{tj} podczas zgrzewania złączy miedz–stal X10CrNiTi189 o średnicy 30 mm ($p_t = 35 \text{ N/mm}^2$, $p_s = 56 \text{ N/mm}^2$, $n = 1500 \text{ min}^{-1}$) w powietrzu (a), powierzchni tarcia z naniesioną warstwą oleju (b), w oleju (c)

Fig. 8.4. Member shortening s and friction power N_{tj} records in welding a 30 mm dia. Cu–X10CrNiTi189 steel joint ($p_t = 35 \text{ N/mm}^2$, $p_s = 56 \text{ N/mm}^2$, $n = 1500 \text{ min}^{-1}$) in air (a), with interacting surfaces covered with an oil film (b) and in oil (c)

- Skrócenie próbek jest mniejsze. Jeżeli proces zgrzewania prowadzimy przy założeniu jednakowego skrócenia próbek podczas tarcia, to wskutek odprowadzania części ciepła do cieczy strefa plastycznego płynięcia materiału jest węższa.
- Wpływki są równomiernie ukształtowane.

9. Rozkład temperatury w zgrzewanych tarciovo w cieczy różnoimiennych złączach metali z IV, V i VI grupy układu okresowego

9.1. Model obliczeniowy

Punktem wyjścia do obliczania temperatur, z jakimi mamy do czynienia podczas zgrzewania tarciowego, jest różniczkowe równanie przewodzenia ciepła (6.3) wraz z warunkami brzegowymi (6.4)–(6.7), wykorzystywane także w pracach [111], [112].

9.1.1. Wytwarzanie ciepła na powierzchniach trących

Podczas zgrzewania tarciowego wytwarza się na elementarnej powierzchni ds ($ds = 2\pi r dr$) strumień cieplny dQ (rys. 9.1), który można przedstawić jako

$$dQ = 2\pi r dr \mu p 2\pi n r = 4\pi^2 r^2 \mu p n dr. \quad (9.1)$$

W odniesieniu do całej powierzchni tarcia całkowita gęstość strumienia ciepłego wyniesie

$$Q'' = \frac{dQ}{2\pi r dr} = 2\pi \mu p n r, \quad (9.2)$$

gdzie:

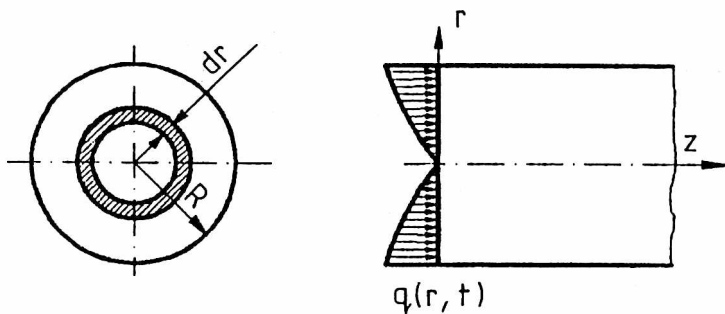
p – nacisk jednostkowy, MPa,

r – promień rozpatrywanego elementu na powierzchni łączenia, m.

Problem obliczeniowy polega na tym, że współczynnik tarcia jest wielkością nie znaną, zależną od prędkości obrotowej, nacisku jednostkowego i odległości od osi obrotu ($\mu = f(n, p, r)$). W pracach z tribologii podaje się, że współczynnik tarcia zmniejsza się po zwiększeniu nacisków jednostkowych. Dlatego dla uproszczenia obliczeń założono, podobnie jak w pracach [111], [161], że na całej powierzchni tarcia iloczyn $\mu \cdot p$ jest wielkością stałą.

Jeżeli więc

$$\mu \cdot p = \text{const},$$



Rys. 9.1. Schemat rozkładu ciepła na powierzchni czołowej próbki w zgrzewaniu tarciovym

Fig. 9.1. Schematic distribution of heat generated at the specimen face surface in friction welding

to całkując równania (9.1), otrzymamy, że

$$\int_0^R dQ = \frac{4}{3} \cdot \pi^2 \mu p n R^3, \quad (9.3)$$

gdzie R oznacza promień zewnętrzny zgrzewanych elementów, m.

Wytworzona moc cieplna musi być równa włożonej mocy tarcia, którą można obliczyć z momentu tarcia i prędkości obrotowej

$$Q = N_t = M_t 2 \pi n. \quad (9.4)$$

Porównując równanie (9.3) i (9.4), otrzymamy, że

$$\mu p = \frac{3 M_t}{2 \pi R^3}, \quad (9.5)$$

a podstawiając równanie (9.5) do równania (9.2), mamy

$$Q'' = \frac{3 M_t n r}{R^3}. \quad (9.6)$$

9.1.2. Sformułowanie różniczkowych równań rozkładu temperatur

Dla obliczeń rozkładu temperatury przyjęto w przekroju poprzecznym zgrzewanej próbki sieć punktów węzłowych. Oznaczenia poszczególnych punktów można odczytać z rys. 9.2. Pierwszy indeks (i) podaje pozycję punktu wzdłuż promienia, a drugi indeks (j) pozycję punktu na osi próbki. Przez M (na drugim miejscu) oznaczono punkty węzłowe na końcu próbki, a przez N (na pierwszym miejscu) – pozycję punktów położonych na osi próbki. Promień próbki, który wynosił każdorazowo 15 mm, podzielono na 11 punktów węzłowych, co 1,5 mm każdy. W kierunku osiowym, w zależności od zgrzewanej pary materiałów, po stronie materiału tworzącego wypływkę przyjmowano

odległość między powierzchnią łączenia a pierwszymi punktami węzłowymi równą wielkości skrócenia próbki s_r . Oznaczono:

$$b = \left(\frac{\Delta r(i-1, j)}{\Delta r(i, j)} \right)^2; \quad c = \left(\frac{\Delta r(i-1, j)}{\Delta r(i, j)} \right)^3,$$

$$e = \left(\frac{\Delta z(i, j)}{\Delta z(i, j-1)} \right)^2; \quad f = \left(\frac{\Delta z(i, j)}{\Delta z(i, j-1)} \right)^3,$$

przy czym:

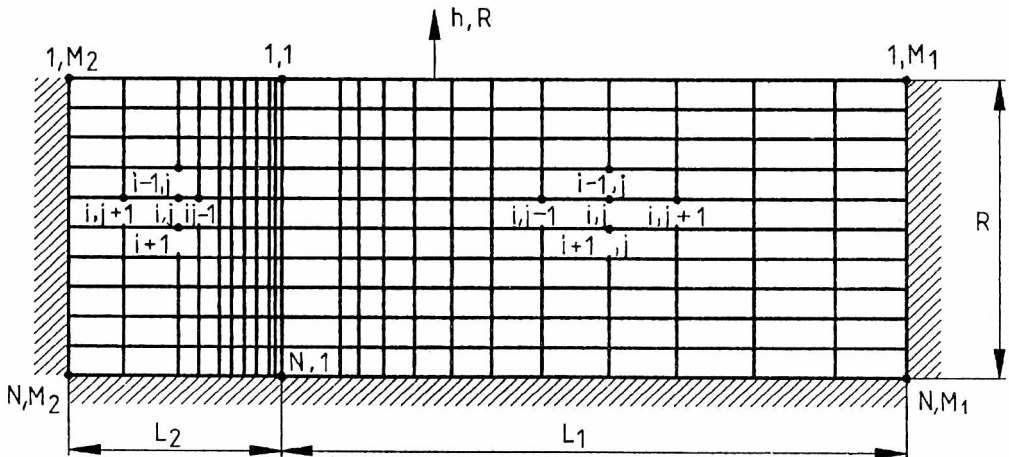
$\Delta r(i, j)$ – promieniowa odległość między punktami węzłowymi $(i+1, j)$ i (i, j) ,

$\Delta z(i, j)$ – osiowa odległość między punktami węzłowymi $(i+1, j)$ i (i, j) .

Korzystając z twierdzenia Taylora, można wyrażenia z różniczkowego równania przewodzenia ciepła (6.3) sformułować następująco:

$$\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} = \frac{2}{\Delta r(i-1, j)^2 + c \cdot \Delta r(i, j)^2} \cdot \left\{ T_{i-1, j}^t + c \cdot T_{i+1, j}^t - (1+c) \cdot T_{i, j}^t - [\Delta r(i-1, j) - c \cdot \Delta r(i, j)] \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \right\}, \quad (9.7)$$

$$\frac{\partial T}{\partial r} = \frac{1}{\Delta r(i-1, j) + b \cdot \Delta r(i, j)} \cdot \left\{ T_{i-1, j}^t - b \cdot T_{i+1, j}^t - (1-b) \cdot T_{i, j}^t \right\}, \quad (9.8)$$



Rys. 9.2. Przyjęty schemat rozkładu elementów sieci dla złącza zgrzewanego
Fig. 9.2. Assumed scheme of the mesh element arrangement for a welded joint

$$\frac{\partial^2 T}{\partial z^2} = \frac{2}{\Delta z(i,j)^2 + f \cdot \Delta z(i,j-1)^2} \cdot \left\{ T_{i,j+1}^t + f \cdot T_{i,j-1}^t - (1+f) \cdot T_{i,j}^t - [\Delta z(i,j) - f \cdot \Delta z(i,j-1)] \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right\}, \quad (9.9)$$

$$\frac{\partial T}{\partial z} = \frac{1}{\Delta z(i,j + e \cdot \Delta z(i,j-1))} \cdot \left\{ T_{i,j+1}^t - e \cdot T_{i,j-1}^t - (1-e) \cdot T_{i,j}^t \right\}, \quad (9.10)$$

gdzie $T_{i,j}^t$ jest temperaturą w punkcie węzłowym (i,j) w czasie t .

Korzystając z tych równań, można wyprowadzić wzory do obliczania temperatury w poszczególnych punktach zgrzewanych elementów.

a) Temperatura w punktach węzłowych położonych wewnątrz próbki. Podstawiając równania (9.7) i (9.9) do równania (6.3), otrzyma się zależność dla temperatury we wszystkich punktach węzłowych poza punktami położonymi na powierzchni łączenia i na zewnętrznej powierzchni próbki.

$$\begin{aligned} T_{i,j}^{t+1} = T_{i,j}^t &+ \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta r(i-1)^2 + c \cdot \Delta r(i,j)^2} \cdot \left\{ T_{i-1,j}^t + c \cdot T_{i+1,j}^t - (1+c) T_{i,j}^t \right. \\ &- \left. [\Delta r(i-1,j) - c \cdot \Delta r(i,j)] \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \right\} + \frac{a \cdot \Delta t}{r(i,j)} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} + \\ &+ \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta z(i,j)^2 + f \cdot \Delta z(i,j-1)^2} \cdot \left\{ T_{i,j+1}^t + f \cdot T_{i,j-1}^t - (1+f) \cdot T_{i,j}^t \right. \\ &- \left. [\Delta z(i,j) - f \cdot \Delta z(i,j-1)] \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right\}, \end{aligned} \quad (9.11)$$

przy czym $T_{i,j}^{t+1}$ oznacza temperaturę w punkcie węzłowym (i,j) w czasie $t + \Delta t$. Wyrażenie $\partial T / \partial r$ można wyznaczyć z równania (9.8), a $\partial T / \partial z$ z równania (9.10).

b) Temperatura na powierzchni łączenia. Do obliczania temperatur występujących na powierzchniach łączenia ($j = 1$) wzięto pierwszy warunek brzegowy (6.4), który można zapisać następująco

$$\left. \frac{\partial T}{\partial z} \right|_{j=1} = \frac{-q''(r,t)}{\lambda}. \quad (9.12)$$

Korzystając z wyrażenia (9.9), można zapisać, że

$$\left. \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right|_{j=1} = \frac{2}{\Delta z(i,1)^2} \cdot \left\{ T_{i,2}^t - T_{i,1}^t + \Delta z(i,1) \cdot \frac{q''(r,t)}{\lambda} \right\}. \quad (9.13)$$

Po podstawieniu równań (9.7) i (9.13) do równania (6.3) otrzymamy równanie pozwalające określić temperatury na powierzchni tarcia

$$\begin{aligned} T_{i,1}^{t+1} = T_{i,1}^t + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta r(i-1,1)^2 + c \cdot \Delta r(i,1)^2} \cdot \left\{ T_{i-1,1}^t + c \cdot T_{i+1,1}^t - (1+c) \cdot T_{i,M}^t \right. \\ \left. - [\Delta r(i-1,1) - c \cdot \Delta r(i,j)] \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \right\} + \frac{a \cdot \Delta t}{r(i,1)} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta z(i,1)^2} \\ \cdot \left\{ T_{i,2}^t - T_{i,1}^t + \Delta z(i,1) \cdot \frac{q''(r,t)}{\lambda} \right\}. \end{aligned} \quad (9.14)$$

c) Temperatura na powierzchni walcowej (zewnątrznej) próbki. Obliczając temperatury na powierzchni zewnętrznej próbki ($i = 1$), korzysta się z czwartego warunku brzegowego (6.7). Z warunku tego wynika, że

$$\left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{i=1} = -\frac{h}{\lambda} \cdot (T_{1,j}^t - 20). \quad (9.15)$$

Korzystając natomiast z zależności (9.8), można zapisać, że

$$\left. \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} \right|_{i=1} = \frac{2}{\Delta r(1,j)^2} \cdot \left\{ T_{2,j}^t - T_{1,j}^t - \frac{\Delta r(1,j) \cdot h}{\lambda} \cdot (T_{1,j}^t - 20) \right\}. \quad (9.16)$$

Podstawiając równania (9.9), (9.15) i (9.16) do równania (6.3), otrzyma się dla punktów położonych na powierzchni walcowej

$$\begin{aligned} T_{1,j}^{t+1} = T_{1,j}^t + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta r(1,j)^2} \cdot \left\{ T_{2,j}^t - T_{1,j}^t - \frac{\Delta r(1,j) \cdot h}{\lambda} \cdot (T_{1,j}^t - 20) \right\} \\ - \frac{a \cdot \Delta t \cdot h}{r(1,j) \cdot \lambda} \cdot (T_{1,j}^t - 20) + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta z(1,j)^2 + f \cdot \Delta z(1,j-1)^2} \cdot \left\{ T_{1,j+1}^t \right. \\ \left. + f \cdot T_{1,j-1}^t - (1+f) \cdot T_{1,j}^t - [\Delta z(1,j) - f \cdot \Delta z(1,j-1)] \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right\}. \end{aligned} \quad (9.17)$$

d) Temperatura na końcach próbki ($j = M$). Do obliczania rozkładu temperatur na końcu próbki wykorzystuje się drugi warunek brzegowy (6.5) oraz zależność (9.9)

$$\left. \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right|_{j=M} = \frac{2}{\Delta z(i, M-1)^2} \cdot (T_{i,M-1}^t - T_{i,M}^t). \quad (9.18)$$

Po podstawieniu równań (9.7) i (9.18) do równania (6.3) otrzymamy dla punktów węzłowych położonych na końcu próbki

$$\begin{aligned} T_{i,M}^{t+1} = & T_{i,M}^t + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta r(i-1, M)^2 + c \cdot \Delta r(i, M)^2} \cdot \left\{ T_{i-1,M}^t + c \cdot T_{i+1,M}^t \right. \\ & \left. - (1+c) \cdot T_{i,M}^t - [\Delta r(i-1, M) - c \cdot \Delta r(i, M)] \cdot \frac{\partial T}{\partial r} \right\} \\ & + \frac{a \Delta t}{r(i, M)} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta z(i, M-1)^2} \cdot (T_{i,M-1}^t - T_{i,M}^t). \end{aligned} \quad (9.19)$$

e) Rozkład temperatur w osi próbki. Aby obliczyć rozkład temperatur w osi próbki, można zastosować zależność (9.7) i trzeci warunek brzegowy (6.6), przy czym wyrażenie $1/r \cdot \partial T / \partial r$ należy na nowo sformułować, gdyż dla $r = 0$ i $\partial T / \partial r = 0$ jest ono niedefiniowalne.

$$\lim_{r \rightarrow 0} \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial T}{\partial r} = \lim_{r \rightarrow 0} \frac{\partial}{\partial r} \left(\frac{\partial T}{\partial r} \right) \bigg/ \frac{\partial}{\partial r} (r) = \frac{\partial^2 T}{\partial r^2}. \quad (9.20)$$

Równanie (6.3) przekształci się teraz w równanie różniczkowe

$$\frac{1}{a} \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = 2 \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2}. \quad (9.21)$$

Po uwzględnieniu warunku brzegowego (6.6) otrzymamy równanie

$$\left. \frac{\partial^2 T}{\partial r^2} \right|_{i=N} = \frac{2}{\Delta r(N-1, j)^2} \cdot (T_{N-1,j}^t - T_{N,j}^t). \quad (9.22)$$

Stąd końcowe równanie różniczkowe dla punktów na osi próbki

$$\begin{aligned} T_{N,j}^{t+1} = & T_{N,j}^t + \frac{4 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta r(N-1, j)^2} \cdot (T_{N-1,j}^t - T_{N,j}^t) + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta z(N, j) + f \Delta z(N, j-1)} \\ & \cdot \left\{ T_{N,j+1}^t + f \cdot T_{N,j-1}^t - (1+f) \cdot T_{N,j}^t - [\Delta z(N, j) - f \cdot \Delta z(N, j-1)] \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right\}. \end{aligned} \quad (9.23)$$

f) Temperatura w krańcowych punktach węzłowych (1,1), (1,M), (N,1) i (N,M). Różniczkowe równania aproksymujące dla czterech krańcowych punktów węzłowych

(1,1), (1,M), (N,1), (N,M) można otrzymać, podstawiając do zależności (9.23) warunki brzegowe (6.4)–(6.7).

Punkt (1,1):

$$T_{1,1}^{t+1} = T_{1,1}^t + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta r(1,1)^2} \cdot \left\{ T_{2,1}^t - T_{1,1}^t - \frac{\Delta r(1,1) \cdot h}{\lambda} \cdot (T_{1,1}^t - 20) \right\} - \frac{a \cdot \Delta t \cdot h}{r(1,1) \cdot \lambda} \cdot (T_{1,1}^t - 20) + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta z(1,1)^2} \cdot \left\{ T_{1,2}^t - T_{1,1}^t + \Delta z(1,1) \cdot \frac{q''(r,t)}{\lambda} \right\}. \quad (9.24)$$

Punkt (1,M):

$$T_{1,M}^{t+1} = T_{1,M}^t + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta r(1,M)^2} \cdot \left\{ T_{2,M}^t - T_{1,M}^t - \frac{\Delta r(1,M) \cdot h}{\lambda} \cdot (T_{1,M}^t - 20) \right\} - \frac{a \cdot \Delta t \cdot h}{r(1,M) \cdot \lambda} \cdot (T_{1,M}^t - 20) + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta z(1,M-1)^2} \cdot (T_{1,M-1}^t - T_{1,M}^t). \quad (9.25)$$

Punkt (N,1):

$$T_{N,1}^{t+1} = T_{N,1}^t + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta r(N-1,1)^2} \cdot (T_{N-1}^t - T_{N,1}^t) + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta z(N,1)^2} \cdot (T_{N,2}^t - T_{N,1}^t). \quad (9.26)$$

Punkt (N,M):

$$T_{N,M}^{t+1} = T_{N,M}^t + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta r(N-1,M)^2} (T_{N-1,M}^t - T_{N,M}^t) + \frac{2 \cdot a \cdot \Delta t}{\Delta z(N,M-1)^2} \cdot (T_{N,M-1}^t - T_{N,M}^t). \quad (9.27)$$

9.2. Obliczanie rozkładu temperatur w zgrzewanych tarciovo w cieczy różnoimiennych złączach metali z IV, V i VI grupy układu okresowego

Rozkład temperatur dla określonych połączeń par materiałów obliczono korzystając z podanych w rozdz. 9.1 równań różniczkowych, uwzględniając przebieg zmian mocy tarcia, przy czym krzywe przebiegu mocy tarcia aproksymowano w programie obliczeniowym prostą i parabolą drugiego stopnia. Podobnie aproksymowano przebieg drogi tarcia s_t . Ponieważ zgrzewanie odbywało się w cieczy, uwzględniono wywołany przez ciecz odpływ ciepła z powierzchni próbek dla przypadku pionowego pręta według [22].

Na próbki naniesiono siatkę punktów węzłowych (rys. 9.2) dla których obliczano temperaturę. W punktach między węzłami temperaturę określano, interpolując liniowo wartości z sąsiednich punktów węzłowych. Obliczenia przeprowadzono dla wartości średnich takich wielkości fizycznych jak: przewodność cieplna właściwa λ , gęstość ρ i ciepło właściwe c_p z przedziału temperatur między 20 °C a temperaturą topnienia niższej topliwego materiału (tabela 9.1).

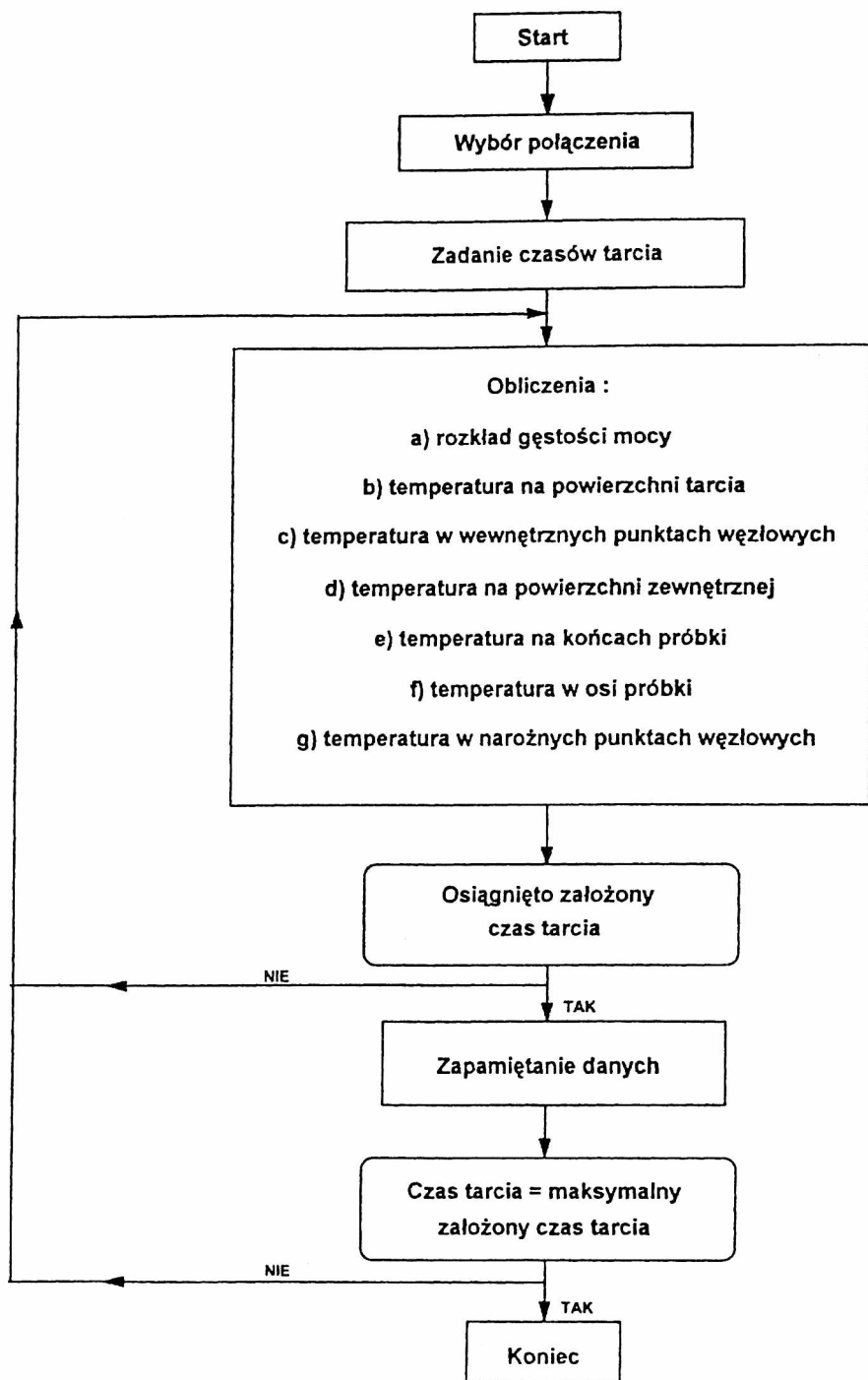
Obliczeń dokonano za pomocą komputera firmy IBM, typ 3091, w KFA Jülich. Program do obliczeń został napisany w języku IBM Pascal, a schemat blokowy programu pokazano na rys. 9.3.

Miedź–stal X10CrNiTi189. Podczas zgrzewania tarcowego złączy miedź E-Cu57–stal austenityczna X10CrNiTi 189 w przebiegu zużywanej mocy widoczne jest pierwsze maksimum (14 kW) po czasie 0,7 s, a następne maksimum po czasie 1,4 s wynosi 36,4 kW, po czym następuje zmniejszenie mocy i po czasie około 5 s przebieg procesu stabilizuje się (rys. 9.4b). W rozkładzie temperatur na powierzchni tarcia jest widoczna ich stabilizacja po czasie tarcia między 2 a 5 s, przy czym w zewnętrznych obszarach próbki temperatura zbliża się do temperatury topnienia miedzi (1083 °C), a w środku próbki wynosi 970 °C (rys. 9.4d).

Tabela 9.1. Uśrednione wartości gęstości ρ , przewodności cieplnej λ i pojemności cieplnej c_p przyjęte do obliczeń rozkładu temperatur podczas zgrzewania tarcowego poszczególnych par materiałów

Table 9.1. Average values of the density ρ , thermal conductivity λ and thermal capacity c_p adapted for calculation of temperature distribution during friction welding of particular metal pairs

Para materiałów	Gęstość ρ 10 ³ kg/m ³	Przewodność cieplna λ W/mK	Pojemność cieplna c_p kJ/kg K
miedź	8,62	353,2	0,443
– stal X10CrNiTi189	7,67	21,0	0,558
miedź	8,62	353,2	0,443
–TzM	9,98	112,0	0,29
niob	8,38	65,0	0,3
–wanad	5,82	40,0	0,62
niob	8,38	63,5	0,295
–pseudostop wolframu D18	17,7	72,0	0,166
tantal	16,1	60,5	0,156
–wolfram	18,8	125,0	0,151
tytan	4,4	21,0	0,7
–wanad	5,87	38,0	0,595
tytan	4,4	21,5	0,704
–wolfram	18,95	130,0	0,145
tytan	4,44	21,0	0,7
–pseudostop wolframu D18	17,7	78,0	0,16
tytan	4,44	21,0	0,7
–żelazo armco	7,67	50,0	0,69



Rys. 9.3. Schemat blokowy programu do obliczeń temperatur w złączach zgrzewanych tarciovo
 Fig. 9.3. Block scheme of the programme for determining temperatures in friction welded joints

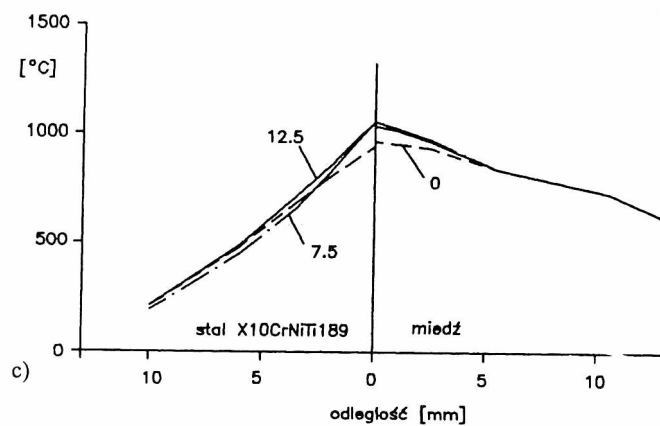
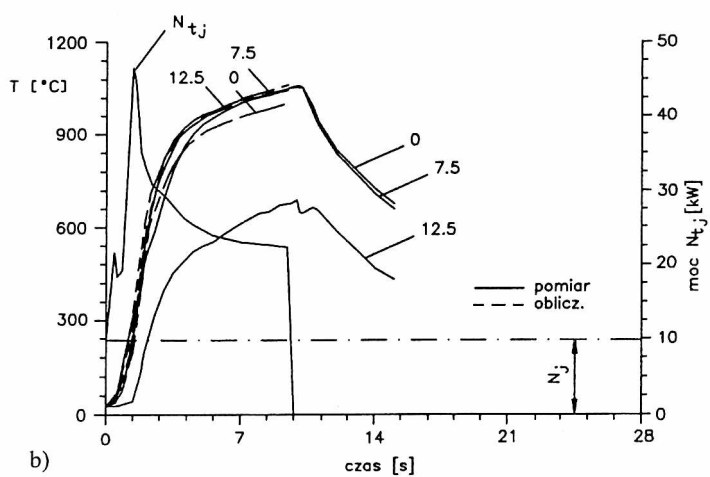
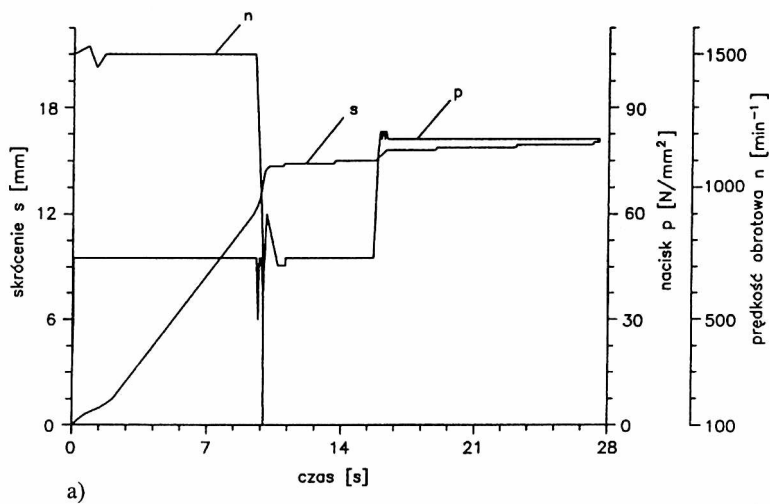
Tabela 9.2. Parametry zgrzewania tarcowego różnoinniennych złączy stosowane podczas pomiarów rozkładu temperatur wraz z porównaniem osiągniętych maksymalnych temperatur (obliczonych i zmierzonych)

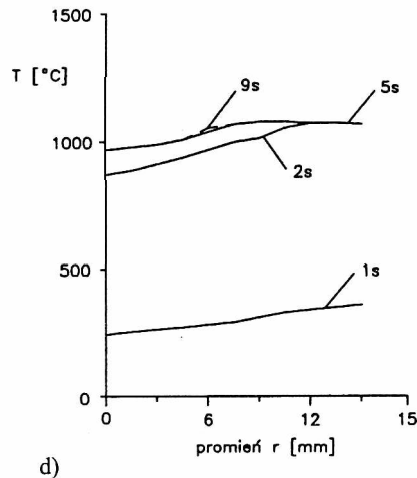
Table 9.2. Parameters characteristic of friction welding of joints applied to measurements of temperature distribution and comparison of maximum temperatures obtained (calculated and measured)

Para materiałów	Nr próbki	Parametry zgrzewania							Maksymalna temperatura °C		
		p_t	t_{t1}	p_{t2}	t_{t2}	s_t	$N_{t\text{maks}}$	$t_{t\text{maks}}$	Zmierz. $z = 2 \text{ mm}$	Obliczona	
		MPa	s	MPa	s	mm	kW	s		$z = 2 \text{ mm}$	$z = 0$
miedź–stal X10CrNiTi189	1*	46,2	9,4	–	–	12,0	36,4	1,4	875	880	1083
miedź–TZM	1*	29,1	12,5	28,6	7,5	0,3	21,4	3,0	990**	–	–
	2*	29,1	12,5	28,1	7,5	3,5	16,6	1,6	1000**	–	–
	3	29,9	12,5	29,4	7,5	1,0	19,9	4,3	770	–	–
	4	38,4	12,5	37,7	2,9	3,5	23,5	2,0	965	1020	1083
niob–wanad	1	33,0	0,5	32,0	7,9	4,9	37,2	1,6	1520	1520	1845
niob–pseudostop wolframu D18	1	36,0	5,0	30,0	40,0	1,0	19,2	0,7	1290	1320	1400
tantal–wolfram	1	31,1	4,0	31,1	9,3	16,9	49,2	3,4	1765	2720	3000
	2	31,4	4,0	29,4	2,3	14,9	50,0	2,7	1855	–	–
tytan–wanad	1	22,0	3,6	–	–	7,9	24,3	0,5	1100	–	–
	2	22,0	7,0	23,0	3,4	11,9	23,9	0,4	1220	1360	1675
tytan–wolfram	1	23,0	8,4	–	–	19,9	29,2	1,7	1180	1520	1675
tytan–pseudostop wolframu D18	1	47,0	30,0	47,0	55,0	5,3	24,7	0,6	1045	–	–
	2	61,0	30,0	61,0	23,0	11,9	27,0	1,1	1160	1350	1520
tytan–żelazo armco	1	33,1	2,5	33,9	52,4	0,7	14,2	0,2	920	–	–
	2	52,0	2,5	52,7	45,9	2,7	17,7	0,7	960	950	1350
	3	83,2	2,5	82,5	49,3	4,3	17,4	0,8	990	–	–

* Złącza wykonane w powietrzu.

**Pomiar temperatury dla $z = 0,5 \text{ mm}$.





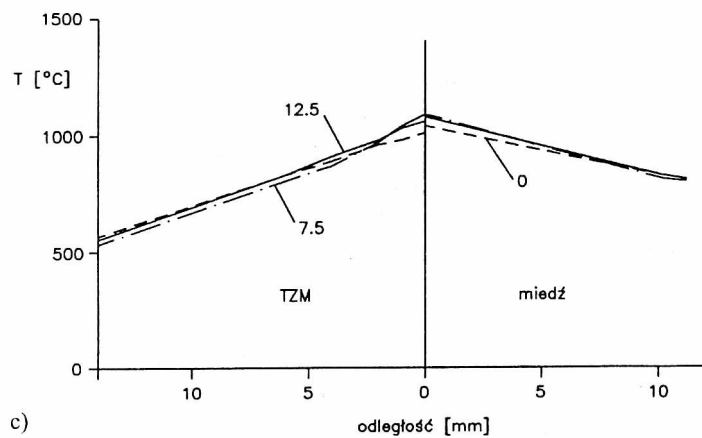
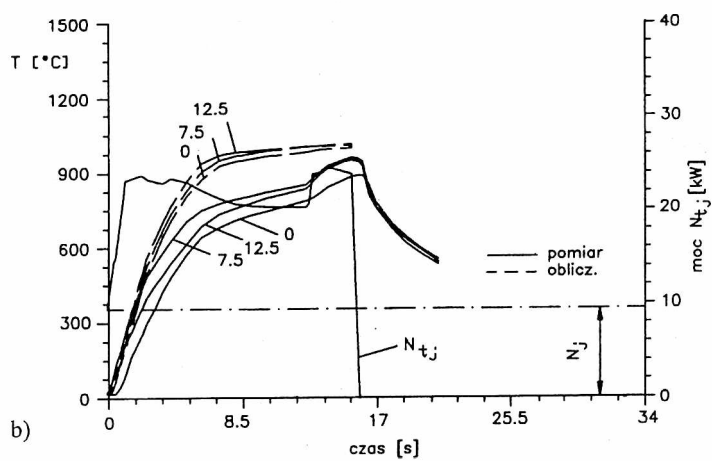
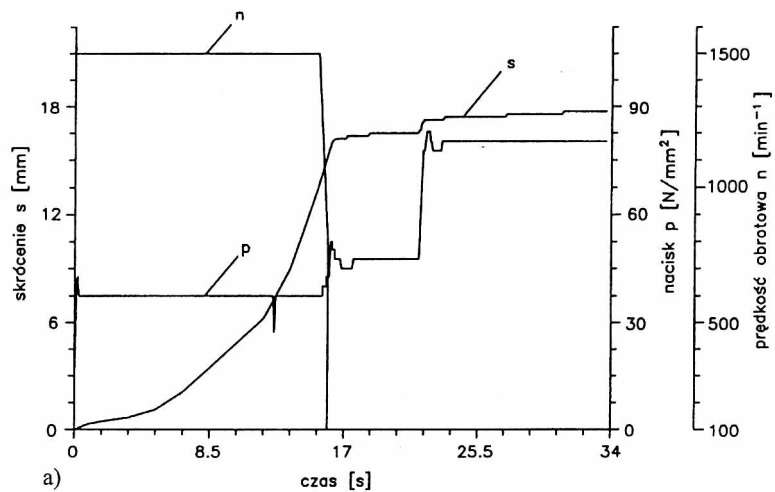
Rys. 9.4. Zgrzewanie tarciove złączy miedź–stal X10CrNiTi189: przebieg procesu zgrzewania (a), obliczony i zmierzony rozkład temperatury w złączy, po stronie stali, 2 mm od powierzchni tarcia (parametry zgrzewania w tab. 9.2) (b), obliczony rozkład temperatury w złączy po czasie zgrzewania 9 s w zależności od odległości od powierzchni tarcia dla $r = 0; 7,5$ i $12,5$ mm (c) i obliczony rozkład temperatury na powierzchni tarcia po stronie stali po różnych czasach zgrzewania (d)

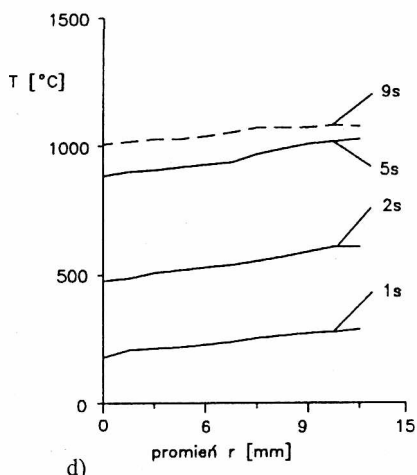
Fig. 9.4. Friction welding of copper–X10CrNiTi189 steel joints: a) welding cycle (a), calculated and measured temperature distributions within the joint on the steel side, 2 mm from the friction surface (for welding parameters see Table 9.2) (b), calculated temperature distribution within the joint after 9 sec. welding as a function of distance from the friction surface for $r = 0; 7.5$ and 12.5 mm (c) and calculated temperature distribution at the friction surface on the steel side after various welding times (d)

Rozkład temperatury w całym złączy po czasie tarcia 9 s wykazuje bardziej stromy przebieg gradientu temperaturowego po stronie stali (rys. 9.4c). I tak na przykład temperatury niższe od 730°C panują w odległości około 3 mm od powierzchni tarcia po stronie stali, a po stronie miedzi dopiero w odległości ponad 10 mm. W miarę zwiększania odległości od powierzchni tarcia zanikają różnice w temperaturach między warstwami wewnętrznymi a zewnętrznymi złącza.

Miedź–TZM. W przebiegu zmian mocy podczas zgrzewania złącza miedź E–Cu57/TZM, pierwsze maksimum występuje po czasie 2 s (23,5 kW), przy czym nie różni się ono znacznie od przebiegu mocy w okresie ustabilizowanego tarcia (rys. 9.5b). Ze względu na dobre przewodnictwo cieplne miedzi i stopu TZM na powierzchni tarcia występuje niewielka różnica temperatur (rys. 9.5d). Po czasie zgrzewania między 5 a 9 s rozkład temperatur na powierzchni tarcia stabilizuje się na poziomie około 1000°C , przy czym w warstwach zewnętrznych temperatura jest nieco wyższa (rys. 9.5d).

Osiowy rozkład temperatury w zgrzewanym złączy wykazuje nieco większe wartości temperatury po stronie miedzi (rys. 9.5c). W odległości około 10 mm od powierzchni tarcia po czasie 9 s temperatura po stronie stopu molibdenu wynosi około 600°C , a po stronie miedzi około 810°C .



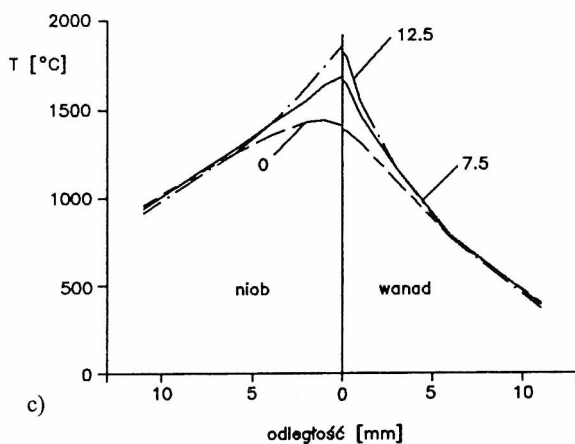
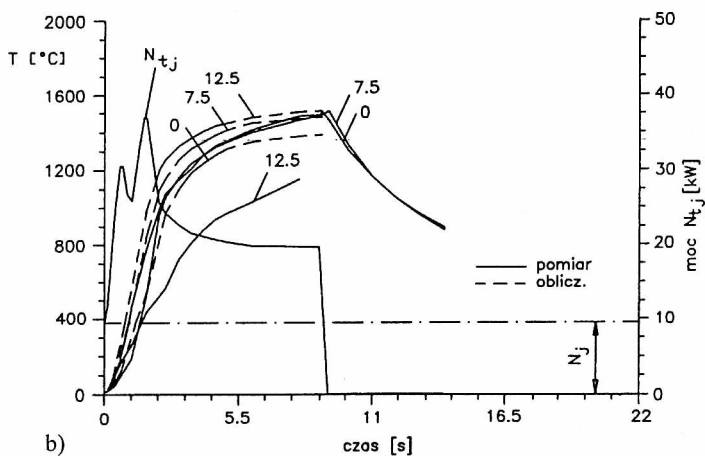
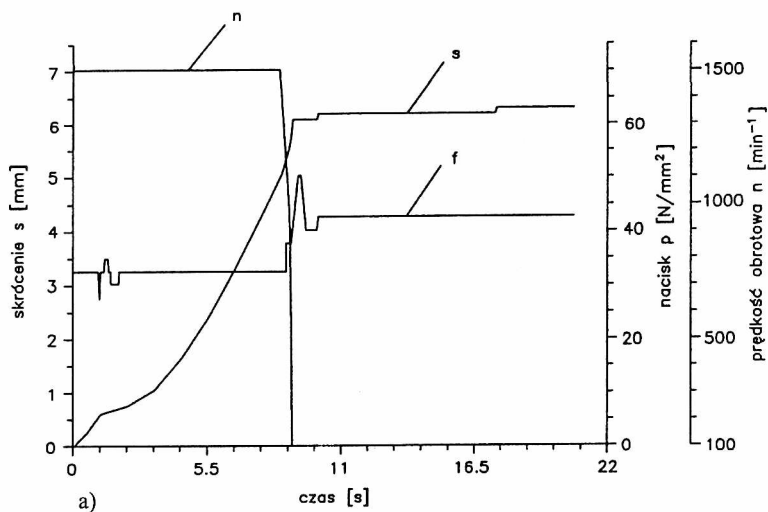


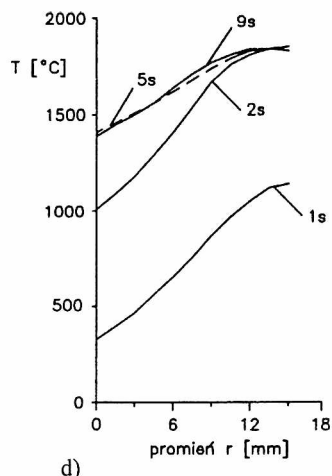
Rys. 9.5. Zgrzewanie tarciove złączy miedź-TZM: przebieg procesu zgrzewania (a), obliczony i zmierzony rozkład temperatury w złączy po stronie TZM 2 mm od powierzchni tarcia (parametry zgrzewania w tabeli 9.2) (b), obliczony rozkład temperatury w złączy po czasie zgrzewania 9 s w zależności od odległości od powierzchni tarcia dla $r = 0; 7,5$ i $12,5$ mm (c) i obliczony rozkład temperatury na powierzchni tarcia po stronie TZM po różnych czasach zgrzewania (d)

Fig. 9.5. Friction welding of copper-TZM joints: a welding cycle (a), calculated and measured temperature distributions within the joint on the TZM side, 2 mm from the friction surface (for welding parameters see Table 9.2) (b), calculated temperature distribution within the joint after 9 sec. welding as a function of distance from the friction surface for $r = 0; 7.5$ and 12.5 mm (c) and calculated temperature distribution at the friction surface on the TZM side after various welding times (d)

Gdy zgrzewa się złącze miedź-TZM, po czasie $12,5$ s występuje niewielkie zawahanie nacisku tarcia wywołane przez przejście z nacisków tarcia p_{t1} do p_{t2} (rys. 9.5a). W czasie tarcia $7 < t_t < 12,5$ s obserwuje się zmniejszanie zużywanej mocy tarcia w złączy, co jest spowodowane powstaniem stabilnych warunków tarcia zewnętrznego, ale po zakłóceniu nacisku tarcia ($t_t = 12,5$ s) przebieg stabilności procesu zostaje naruszony, pojawia się ponownie tarcie wewnętrzne, do pokonania którego niezbędna jest większa moc tarcia. Zwiększa to prędkość skracania próbki.

Niob-wanad. Podczas zgrzewania tarciowego złącza niob-wanad w przebiegu zużywanej mocy widoczne są dwa maksima, pierwsze $N_{t1} = 20,8$ kW po czasie $0,6$ s i drugie $N_{t2} = 27,4$ kW po czasie $1,6$ s (rys. 9.6b), a po czasie tarcia około 4 s następuje stabilizacja przebiegu mocy. Rozkład temperatur w punktach na powierzchni tarcia znacznie różni się w środkowych i zewnętrznych obszarach (rys. 9.6d). Po czasie 5 s, gdy rozkład temperatur jest już ustabilizowany, temperatura w środku próbki wynosi około 1400 °C, a w zewnętrznych obszarach zbliża się do 1845 °C. W osiowym rozkładzie temperatur jest widoczny ich bardziej stromy przebieg po stronie wanadu, przy czym w odległości około 6 mm od powierzchni tarcia zanikają różnice między środkiem próbki a jej brzegiem (rys. 9.6c).





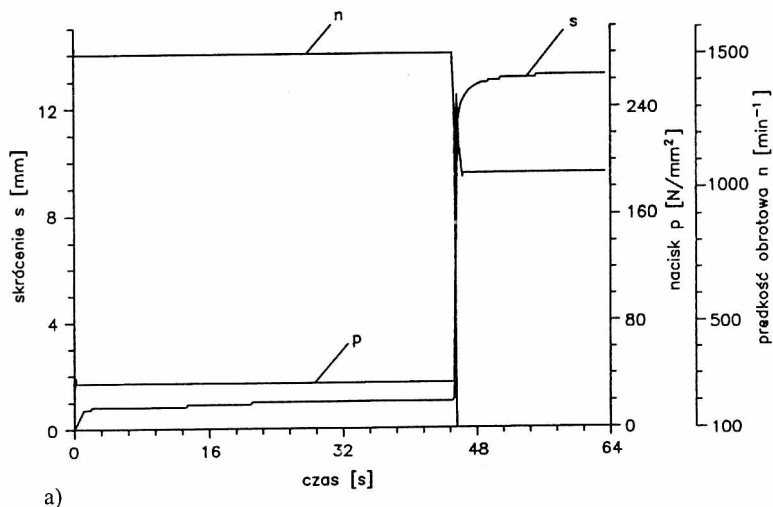
Rys. 9.6. Zgrzewanie tarciove złączy niob–wanad: przebieg procesu zgrzewania (a), obliczony i zmierzony rozkład temperatury w złączy po stronie niobu 2 mm od powierzchni tarcia (parametry zgrzewania w tabeli 9.2) (b), obliczony rozkład temperatury w złączy po czasie zgrzewania 9 s w zależności od odległości od powierzchni tarcia dla $r = 0; 7,5$ i $12,5$ mm (c) i obliczony rozkład temperatury na powierzchni tarcia po stronie niobu po różnych czasach zgrzewania (d)

Fig. 9.6. Friction welding of niobium–vanadium joints: a welding cycle (a), calculated and measured temperature distributions within the joint on the niobium side, 2 mm from the friction surface (for welding parameters see Table 9.2) (b), calculated temperature distribution within the joint after 9 sec. welding as a function of distance from the friction surface for $r = 0; 7.5$ and 12.5 mm (c) and calculated temperature distribution at the friction surface on the niobium side after various welding times (d)

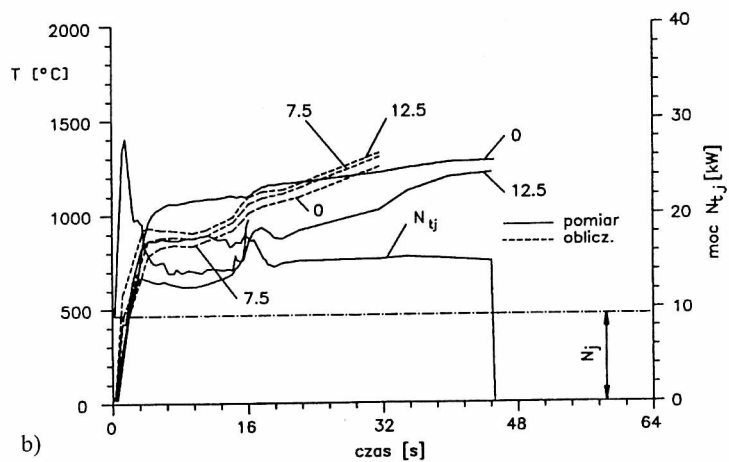
Niob–pseudostop wolframu D18. W przebiegu mocy zużywanej podczas zgrzewania pary niob–pseudostop wolframu D18 widoczne jest wyraźne maksimum ($19,2$ kW) po czasie $0,7$ s, a po okresie częściowego ustabilizowania procesu tarcia, po czasie około 15 s, występuje kolejne maksimum, po którym przebieg mocy jest już całkowicie stabilny, pomimo że proces tarcia trwa przez 45 s (rys. 9.7a,b). Budowa pseudostopu wolframu nasuwa przypuszczenie, że po czasie tarcia $t_f > 17$ s nastąpiło strefowe stopienie osnowy, co doprowadziło do powstania stabilnych warunków tarcia zewnętrznego.

Obliczenia rozkładu temperatur na powierzchni tarcia wykazują, że w początkowym stadium zgrzewania temperatura w środku próbki jest niższa niż w zewnętrznych obszarach (rys. 9.7d). Po czasie 25 s na zewnątrz próbki panuje temperatura około 1400 $^{\circ}\text{C}$, a wewnątrz 1260 $^{\circ}\text{C}$. Osiowy rozkład temperatur w złączy ma symetryczny przebieg, przy czym różnice temperatur wzdłuż średnicy próbki zanikają w odległości około 4 mm od powierzchni tarcia (rys. 9.7c).

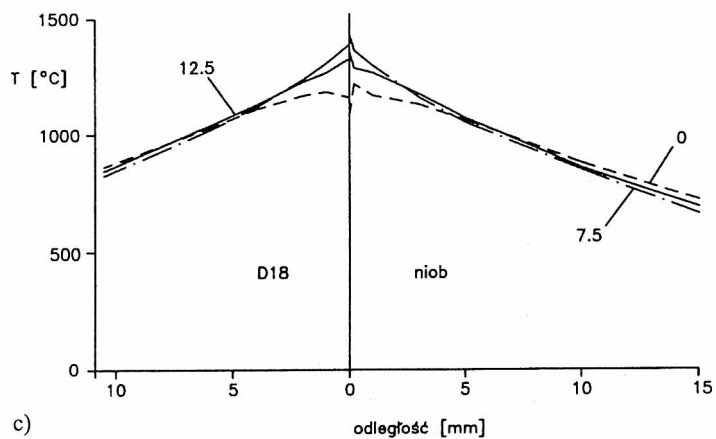
Tantal–wolfram. Dla połączeń tantal–wolfram obserwuje się nieregularny przebieg rejestrowanej mocy (rys. 9.8b), spowodowany zapewne wyrywaniem poszczególnych cząstek z powierzchni wolframu, co dostrzeżono na zgłędach metalograficznych [5],



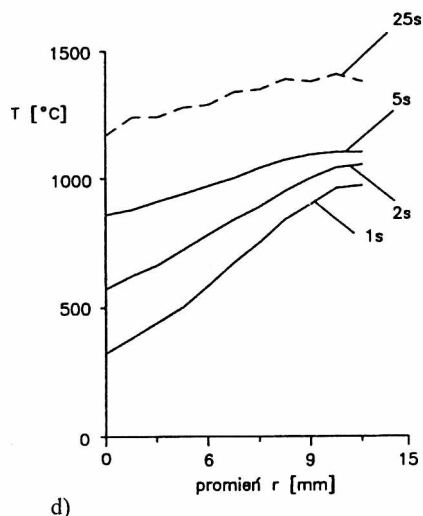
a)



b)



c)



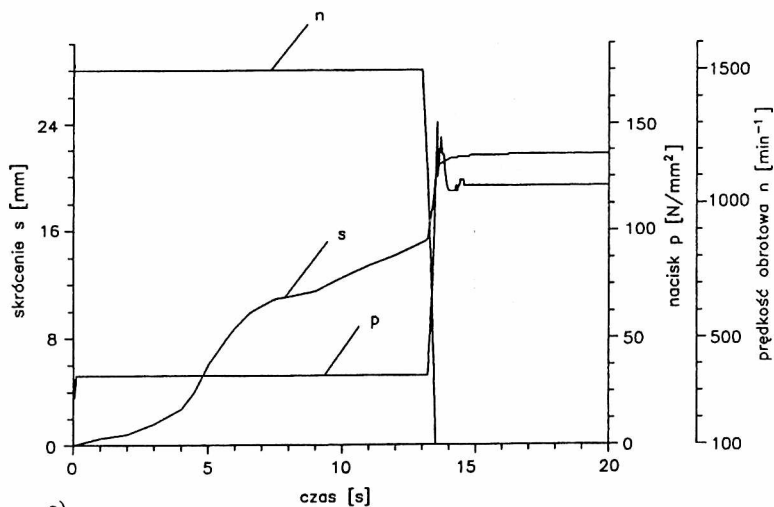
Rys. 9.7. Zgrzewanie tarciove złączy niob–pseudostop wolframu D18: przebieg procesu zgrzewania (a), obliczony i zmierzony rozkład temperatury w złączu po stronie D18 2 mm od powierzchni tarcia (parametry zgrzewania w tabeli 9.2) (b), obliczony rozkład temperatury w złączu po czasie zgrzewania 25 s w zależności od odległości od powierzchni tarcia dla $r = 0; 7,5$ i $12,5$ mm (c) i obliczony rozkład temperatury na powierzchni tarcia po stronie D18 po różnych czasach zgrzewania (d)

Fig. 9.7. Friction welding of niobium–tungsten pseudoalloy D18 joints: a welding cycle (a), calculated and measured temperature distributions within the joint on the D18 side, 2 mm from the friction surface (for welding parameters see Table 9.2) (b), calculated temperature distribution within the joint after 25 sec. welding as a function of distance from the friction surface for $r = 0; 7.5$ and 12.5 mm (c) and calculated temperature distribution at the friction surface on the D18 side after various welding times (d)

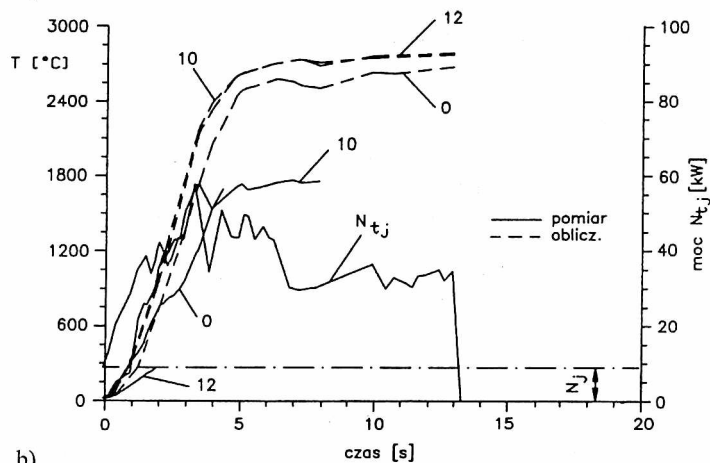
[6]. Maksimum mocy (49,2 kW) występuje po czasie tarcia 2,7 s, przy czym po 7 s przebieg mocy jest stosunkowo stabilny. Według obliczeń już po czasie tarcia między 2 a 5 s następuje stabilizacja procesu, temperatura w środku próbki wynosi 2810 °C, a na zewnątrz jest zbliżona do 3000 °C (rys. 9.8d). Należy przypuszczać, że w rzeczywistości temperatura na powierzchni tarcia nie rośnie do takich wartości wskutek znacznie większych strat ciepła, niż to uwzględniono w modelu obliczeniowym. W osiowym rozkładzie temperatur w złączu po stronie tantalu temperatura spada szybciej (rys. 9.8c).

Tytan–wanad. Przebieg mocy zużywanej podczas zgrzewania złączy tytan–wanad ma dwa maksima, przy czym pierwsze występujące po czasie tarcia 0,4 s jest większe (23,9 kW), a następne pojawiające się po czasie 1,7 s nieco mniejsze (17,8 kW) (rys. 9.9b). Po czasie około 6 s następuje stabilizacja mocy tarcia.

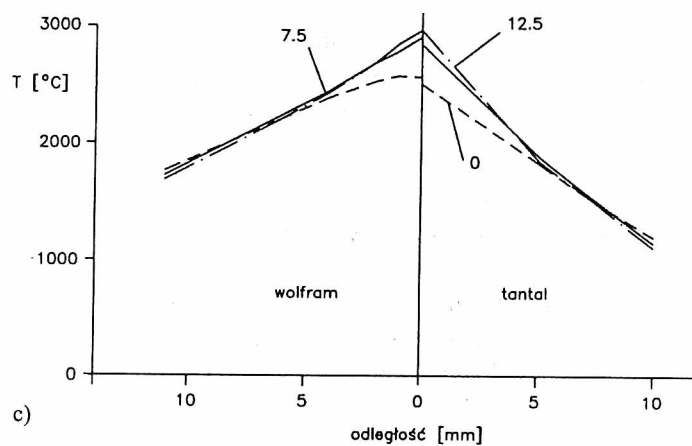
Promieniowy rozkład temperatur w środku próbki znacznie różni się od rozkładu na obszarach zewnętrznych. Po czasie tarcia 5 s temperatura w środku próbki wynosi 1100 °C, a na zewnątrz około 1675 °C (rys. 9.9d). W osiowym rozkładzie temperatur



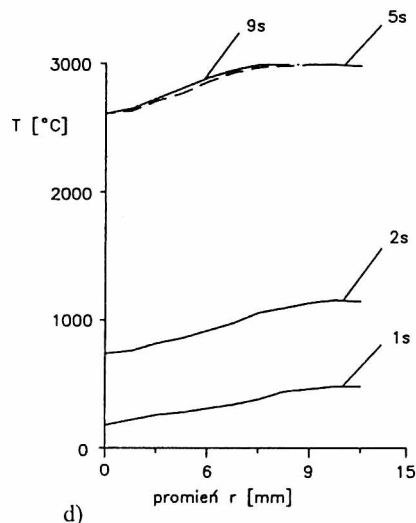
a)



b)



c)



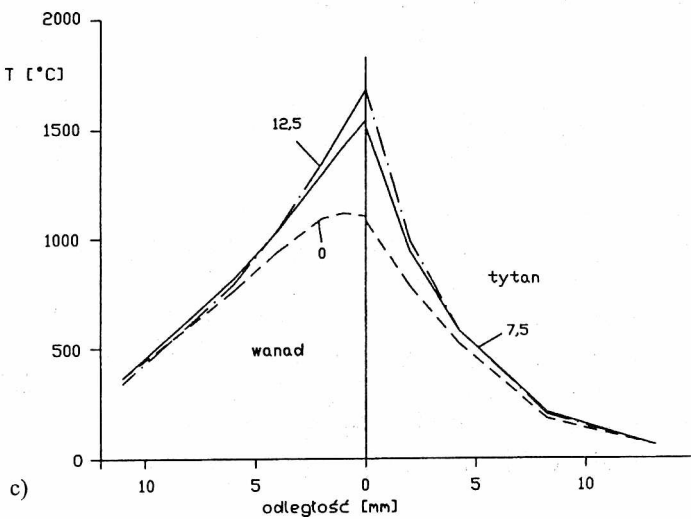
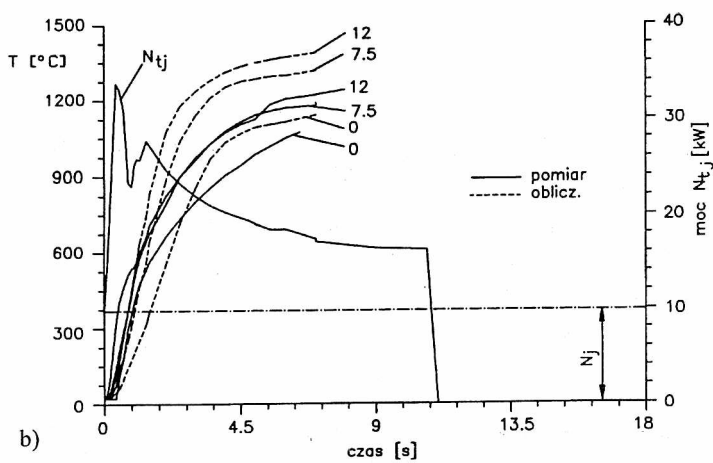
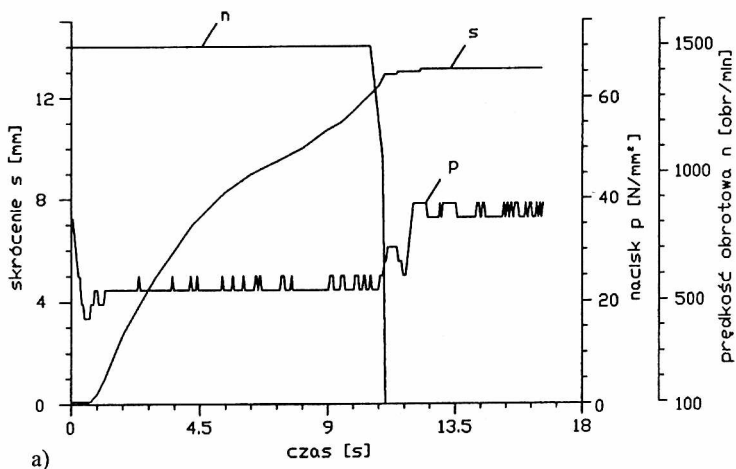
Rys. 9.8. Zgrzewanie tarciove złącz tytan–wolfram: przebieg procesu zgrzewania (a), obliczony i zmierzony rozkład temperatury w złączu po stronie wolframu 2 mm od powierzchni tarcia (parametry zgrzewania w tabeli 9.2) (b), obliczony rozkład temperatury w złączu po czasie zgrzewania 9 s w zależności od odległości od powierzchni tarcia dla $r = 0; 7,5$ i $12,5$ mm (c) i obliczony rozkład temperatury na powierzchni tarcia po stronie wolframu po różnych czasach zgrzewania (d)

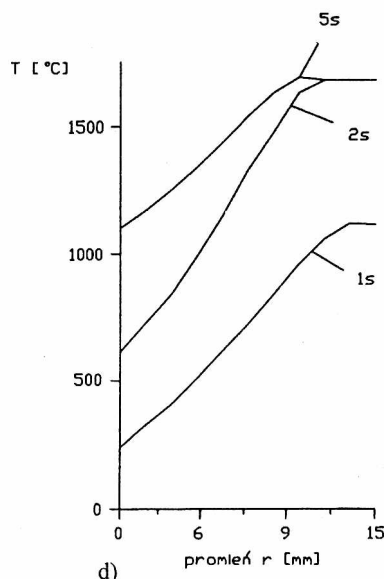
Fig. 9.8. Friction welding of tantalum–tungsten joints: a welding cycle (a), calculated and measured temperature distributions within the joint on the TZM side, 2 mm from the friction surface (for welding parameters see Table 9.2) (b), calculated temperature distribution within the joint after 9 sec. welding as a function of distance from the friction surface for $r = 0; 7.5$ and 12.5 mm (c) and calculated temperature distribution at the friction surface on the tungsten side after various welding times (d)

widoczny jest szybki spadek temperatury w miarę oddalania się od powierzchni tarcia, szczególnie gwałtownie temperatura obniża się po stronie tytanu, gdzie w odległości około 5 mm od tej powierzchni temperatura po czasie tarcia 5 s wynosi zaledwie około $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ (rys. 9.9c).

Tytan–wolfram. W złączach tytan–wolfram po czasie tarcia 1,7 s występuje tylko jedno maksimum mocy ($29,2\text{ kW}$), a po czasie 8 s zachodzi stabilizacja przebiegu mocy (rys. 9.10b).

W promieniowym rozkładzie temperatur na powierzchni tarcia w okresie gwałtownego dostarczania ciepła, co ma miejsce po osiągnięciu maksimum mocy ($t_f > 2\text{ s}$), występuje duży gradient temperatury (rys. 9.10d), a najwyższe temperatury panują na zewnątrz próbki. Po czasie tarcia 5 s temperatura na zewnątrz próbki osiąga $1675\text{ }^{\circ}\text{C}$, wewnątrz natomiast $1470\text{ }^{\circ}\text{C}$. Kontynuowanie procesu zgrzewania powoduje obniżanie pobieranej mocy, a zatem zmniejszenie ilości wydzielanego ciepła na powierzchni tarcia i w efekcie nawet niewielki spadek temperatury. W osiowym rozkładzie temperatur obserwuje się bardzo gwałtowne zmniejszenie temperatury wzdłuż próbki z tytanu (rys. 9.10c).



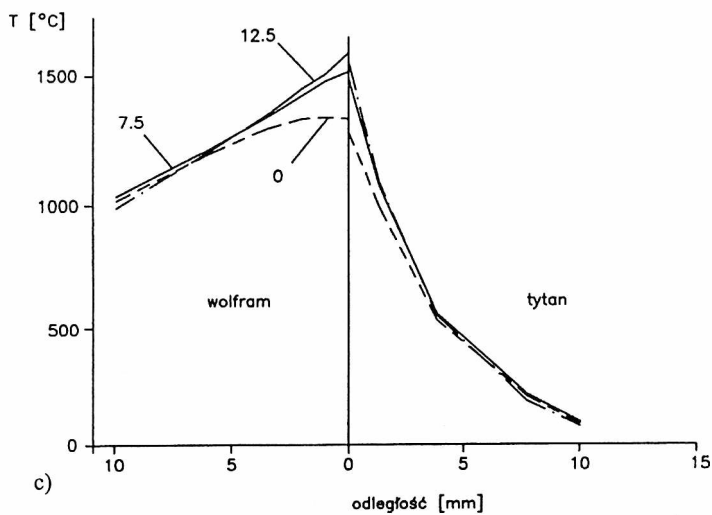
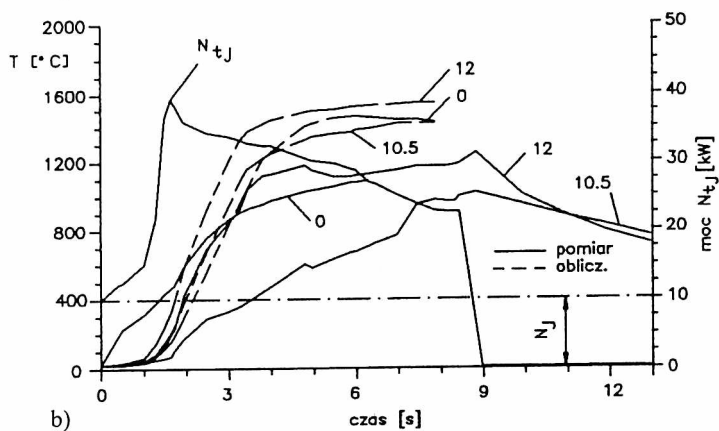
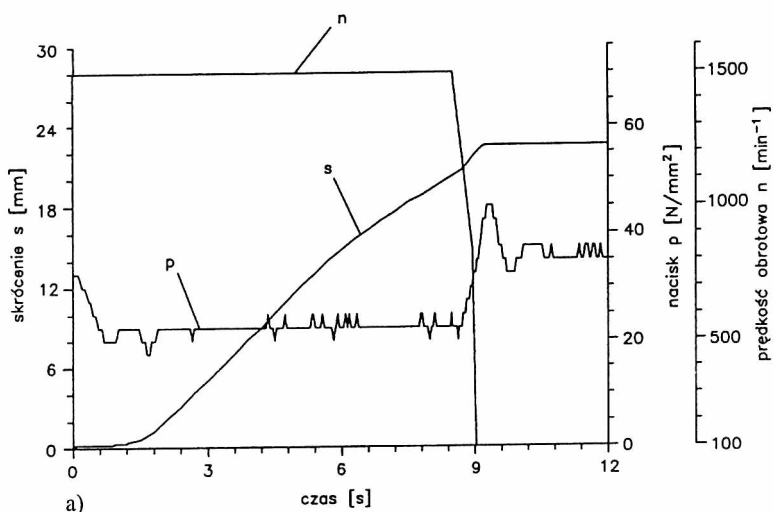


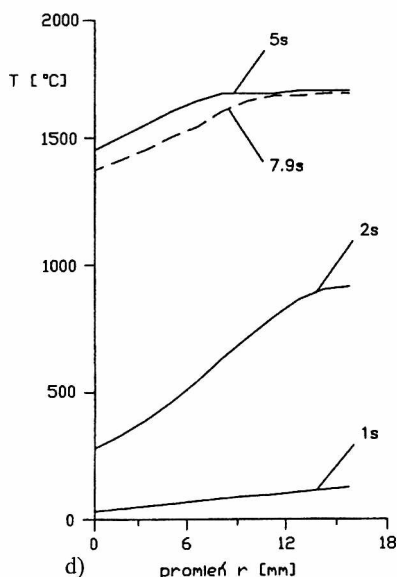
Rys. 9.9. Zgrzewanie tarciove złączy tytan–wanad: przebieg procesu zgrzewania (a), obliczony i zmierzony rozkład temperatury w złączy po stronie wanadu 2 mm od powierzchni tarcia (parametry zgrzewania w tabeli 9.2) (b), obliczony rozkład temperatury w złączy po czasie zgrzewania 5 s w zależności od odległości od powierzchni tarcia dla $r = 0; 7,5$ i $12,5$ mm (c) i obliczony rozkład temperatury na powierzchni tarcia po stronie wanadu po różnych czasach zgrzewania (d)

Fig. 9.9. Friction welding of titanium–vanadium joints: a welding cycle (a), calculated and measured temperature distributions within the joint on the TZM side, 2 mm from the friction surface (for welding parameters see Table 9.2) (b), calculated temperature distribution within the joint after 5 sec. welding as a function of distance from the friction surface for $r = 0; 7.5$ and 12.5 mm (c) and calculated temperature distribution at the friction surface on the vanadium side after various welding times (d)

Tytan–pseudostop wolframu D18. Podczas zgrzewania tarciove złączy tytan–pseudostop wolframu D18 maksimum mocy (27 kW) występuje po czasie tarcia 1,1 s (rys. 9.11b), a po ponad 5 s tarcia następuje pełna stabilizacja mocy tarcia. Należy więc przypuszczać, że ilość ciepła wydzielona podczas tarcia już w pierwszych 2–5 s procesu wystarcza, aby wystąpiło tarcie zewnętrzne przy współudziale ciekłych faz z układu Fe–Ni–Ti. W początkowym okresie tarcia występują duże różnice w promieniowym rozkładzie temperatury. Ulegają one zniwelowaniu w miarę przedłużania procesu zgrzewania (rys. 9.11d). Temperatury wzdłuż złączy po stronie tytanu szybko obniżają się (rys. 9.11c).

Tytan–żelazo armco. Przebieg zmian mocy podczas zgrzewania pary tytan–żelazo armco jest typowy dla procesu zgrzewania z pojedynczym maksimum mocy (17,4 kW), występującym po czasie tarcia 0,8 s, a po czasie 5 s następuje pełna stabilizacja przebiegu mocy (rys. 9.12a,b). Promieniowy rozkład temperatury charakteryzuje się znacznymi różnicami między środkiem próbki a obszarami zewnętrznymi, przy czym różnice te maleją w miarę przedłużania się czasu tarcia (rys. 9.12d). Temperatura na brze-





Rys. 9.10. Zgrzewanie tarciove złączy tytan-wolfram: przebieg procesu zgrzewania (a), obliczony i zmierzony rozkład temperatury w złączy po stronie wolframu 2 mm od powierzchni tarcia (parametry zgrzewania w tabeli 9.2) (b), obliczony rozkład temperatury w złączy po czasie zgrzewania 7,9 s w zależności od odległości od powierzchni tarcia dla $r = 0; 7,5$ i $12,5$ mm (c) i obliczony rozkład temperatury na powierzchni tarcia po stronie wolframu po różnych czasach zgrzewania (d)

Fig. 9.10. Friction welding of titanium-tungsten joints: a welding cycle (a), calculated and measured temperature distributions within the joint on the tungsten side, 2 mm from the friction surface (for welding parameters see Table 9.2) (b), calculated temperature distribution within the joint after 7.9 sec. welding as a function of distance from the friction surface for $r = 0, 7.5$ and 12.5 mm (c) and calculated temperature distribution at the friction surface on the tungsten side after various welding times (d)

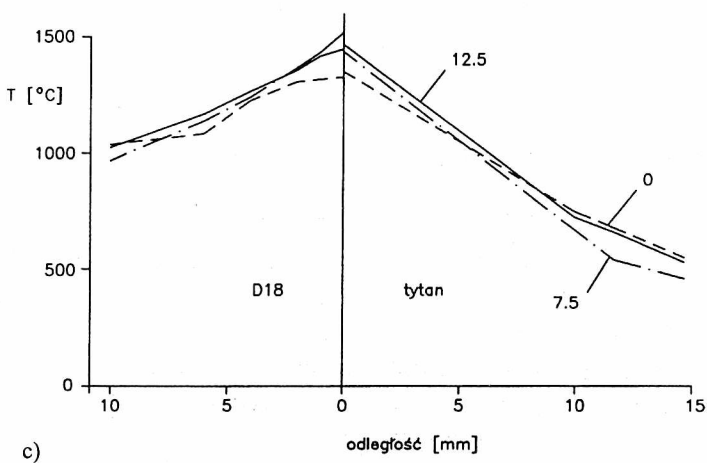
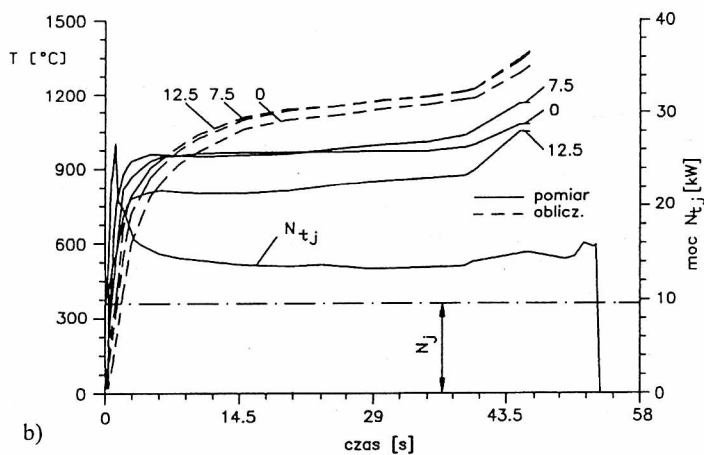
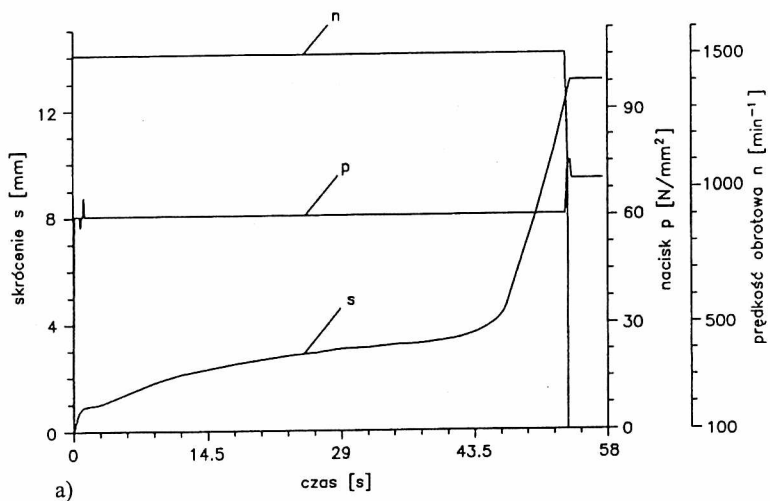
gach próbki, osiągająca po pierwszych 2 s tarcia około 1370°C , po 9 s tarcia obniża się do około 1140°C .

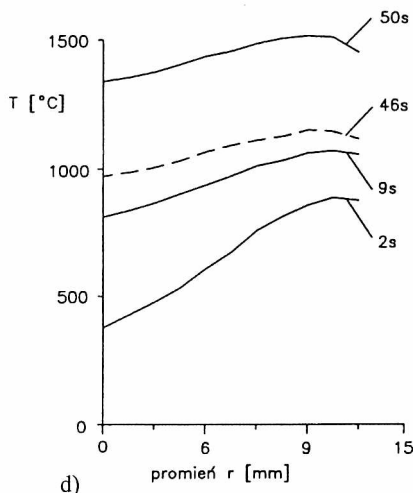
Z osiowego rozkładu temperatur, obliczonego dla czasu tarcia 9 s, widać, że po stronie żelaza w odległości od powierzchni tarcia do około 4 mm panuje temperatura powyżej 800°C (rys. 9.12c).

9.3. Pomiar temperatury w złączach zgrzewanych tarciovo

9.3.1. Przygotowanie próbek

Stosowano wyłącznie próbki walcowe o średnicy 30 mm, a jedynie dla połączenia tytan-żelazo armco – próbki o średnicy 24,5 mm. Powierzchnię próbek o chropowatości $R_a = 2,5 \mu\text{m}$ uzyskiwano w wyniku toczenia. Do pomiarów temperatury stosowano, w zależności od przewidywanego zakresu temperatur, termoelementy NiCr-Ni o średnicy 0,5 mm w płaszczu stalowym o średnicy 1,5 mm, Pt10Rh-Pt o średnicy 0,35 mm oraz W26Re-W5Re o średnicy drutów 0,5 mm.





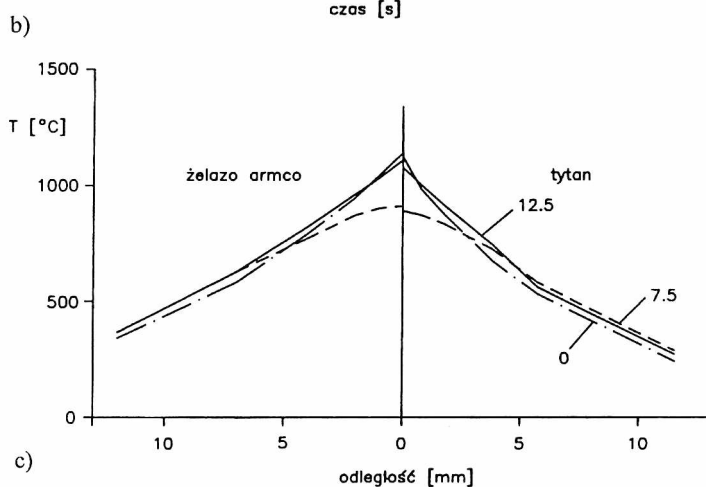
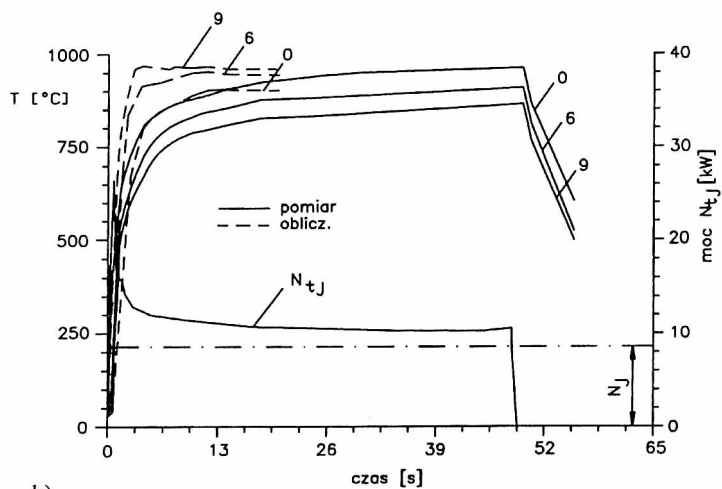
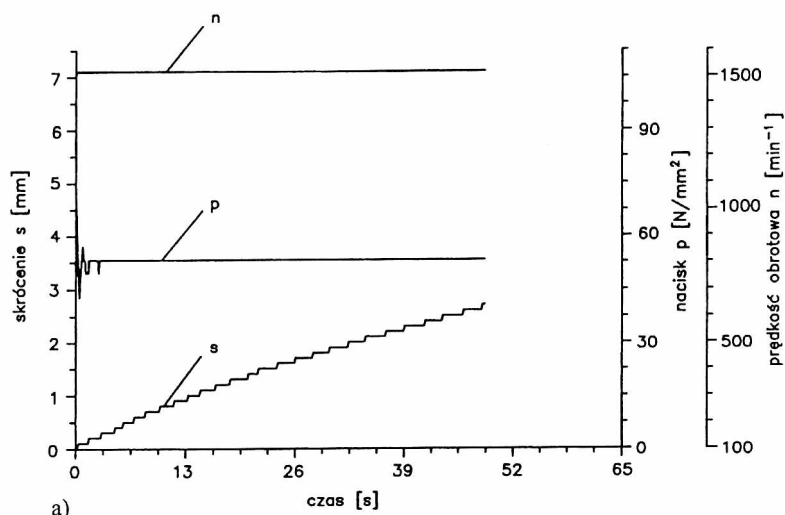
Rys. 9.11. Zgrzewanie tarciove złączy tytan–pseudostop wolframu D18: przebieg procesu zgrzewania (a), obliczony i zmierzony rozkład temperatury w złączy po stronie D18 2 mm od powierzchni tarcia (parametry zgrzewania w tabeli 9.2) (b), obliczony rozkład temperatury w złączy po czasie zgrzewania 50 s w zależności od odległości od powierzchni tarcia dla $r = 0; 7,5$ i $12,5$ mm (c) i obliczony rozkład temperatury na powierzchni tarcia po stronie D18 po różnych czasach zgrzewania (d)

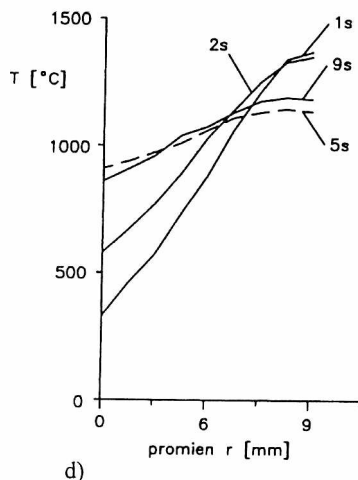
Fig. 9.11. Friction welding of titanium–tungsten pseudoalloy D18 joints: a welding cycle (a), calculated and measured temperature distributions within the joint on the D18 side, 2 mm from the friction surface (for welding parameters see Table 9.2) (b), calculated temperature distribution within the joint after 50 sec. welding as a function of distance from the friction surface for $r = 0; 7.5$ and 12.5 mm (c) and calculated temperature distribution at the friction surface on the D18 side after various welding times (d)

Otwory do mocowania termopar wykonywano prostopadnie do osi próbki w odległości 2 mm od jej powierzchni czołowej (rys. 9.13) i wiercono je na głębokość 2,5; 7,5 i 12,5 mm. Temperatury mierzono w elemencie zamocowanym nieruchomo. Aby uniknąć błędów pomiaru związanych z przemieszczaniem się termoelementu podczas kształtowania się wypływkę, tak dobierano pary materiałów, żeby wypływka nie tworzyła się w materiale próbki, w której mierzono temperaturę, a także nie stosowano ekstremalnie wysokich nacisków podczas spęczania. Pomiary temperatury rejestrowano za pomocą trójkanałowego rejestratora. Wyniki pomiarów temperatury przedstawiono dla trzech różnych odległości punktów pomiarowych od osi próbki.

9.3.2. Rozkład temperatury w złączach zgrzewanych

Miedź–TZM. Dla złączy miedź–TZM, wykonywanych w celu porównania procesu zgrzewania w powietrzu, mocowano termoelementy NiCr–Ni w TZM w odległości 0,5 mm od powierzchni próbki, co uzyskiwano dzięki skośnemu nawierceniu otworu, a następnie jego zaspawaniu za pomocą wiązki elektronów (próbki 1, 2, tabela 9.2). Dla pozostałych złączy umocowywano termoelementy w odległości $z = 2$ mm.



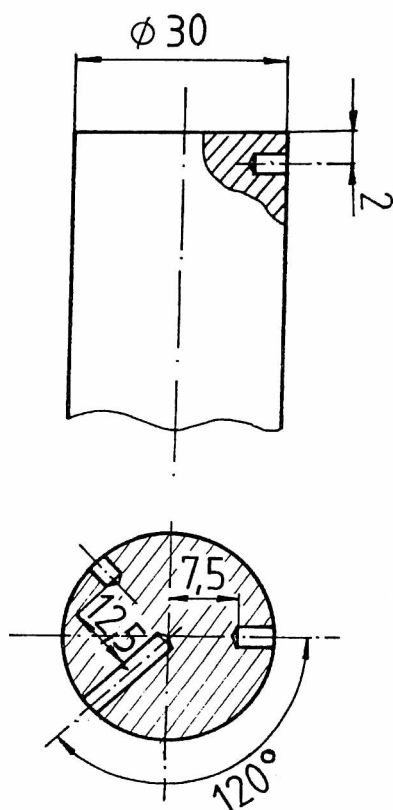


Rys. 9.12. Zgrzewanie tarciove złączy tytan-żelazo armco: przebieg procesu zgrzewania (a), obliczony i zmierzony rozkład temperatury w złączy po stronie żelaza armco 2 mm od powierzchni tarcia (parametry zgrzewania w tabeli 9.2) (b), obliczony rozkład temperatury w złączy po czasie zgrzewania 9 s w zależności od odległości od powierzchni tarcia dla $r = 0; 7,5$ i $12,5$ mm (c) i obliczony rozkład temperatury na powierzchni tarcia po stronie żelaza armco po różnych czasach zgrzewania (d)

Fig. 9.12. Friction welding of titanium-Armco iron joints: a welding cycle (a), calculated and measured temperature distributions within the joint on the Armco iron side, 2 mm from the friction surface (for welding parameters see Table 9.2) (b), calculated temperature distribution within the joint after 9 sec. welding as a function of distance from the friction surface, for $r = 0; 7.5$ and 12.5 mm (c) and calculated temperature distribution at the friction surface on the Armco iron side after various welding times (d)

Z przeprowadzonych badań wynika, że zwiększenie nacisków jednostkowych podczas tarcia z $29,4$ na $37,7$ MPa prowadzi do zwiększenia mocy (próbki 3 i 4, tabela 9.2), co powoduje większe skrócenie miedzianej próbki, oraz – w badanym zakresie parametrów – wzrost temperatury w złączy z 770 do 965 °C (w TZM w odległości 2 mm od powierzchni zgrzewania). Powolniejsze narastanie temperatury w wewnętrznych obszarach próbki (rys. 9.5d) jest cechą charakterystyczną tych złączy. Impulsowa zmiana nacisku po czasie tarcia $12,5$ s wywołała, oprócz skrócenia próbki, także przyrost temperatury.

Porównanie zmierzonego rozkładu temperatury z obliczonym dla tych samych punktów pomiarowych wskazuje, że obliczona temperatura jest nieco wyższa. I tak w końcowej fazie procesu tarcia różnice wynosiły dla punktu $r = 0$ mm – 110 °C (12%), dla $r = 7,5$ mm – 55 °C (6%), a dla punktu $12,5$ mm – 60 °C (6%). Rozbieżności te wynikają prawdopodobnie z nieuwzględnienia w obliczeniach strat ciepła na odkształcenie (tworzenie się wypłytki), które w przypadku tego złącza jest bardzo duże, oraz z istniejącego w rzeczywistości nierównomiernego rozkładu ciśnień na powierzchni tarcia. Z przebiegu obliczonych temperatur na powierzchni tarcia w odległości $r = 7,5$ mm wynika, że już po czasie 7 s temperatura stabilizuje się na poziomie około 950 °C.



Rys. 9.13. Rozmieszczenie otworów do mocowania termoelementów w próbkach do zgrzewania tarcowego

Fig. 9.13. Location of holes for mounting thermocouples in specimens subjected to friction welding

Niob–wanad. Do pomiaru temperatury w złączach niob–wanad użyto termoelementów Pt10Rh–Pt zamocowanych w niobie. Charakterystyczne dla zgrzewania tej pary materiałów jest występowanie dwóch lub trzech lokalnych maksimów na krzywej zużycia mocy. Temperatury mierzone w zewnętrznej strefie próbki ($r = 12,5$ mm, około 1200 °C) są znacznie niższe niż w jej środkowej części, gdzie maksymalna temperatura wynosiła 1520 °C (rys. 9.6b). Porównanie temperatur zmierzonych i obliczonych świadczy o dużej zgodności wyników dla środkowej części próbki. Największe odchylenia występują dla zewnętrznych obszarów próbki ($r = 12,5$ mm). Powodem tego są zapewne wymienione już wcześniej przyczyny, tzn. nierównomierny rozkład ciśnienia oraz znacznie większe płynięcie materiału w zewnętrznych obszarach próbki.

Niob–pseudostop wolframu D18. Do pomiaru temperatury zastosowano termoelementy Pt10Rh–Pt umieszczone w pseudostopie wolframu D18. Pomiary wykonane dla tej próbki wskazują, że na zewnątrz panują niższe temperatury niż w jej wnętrzu (rys. 9.7b). Można to wytłumaczyć przesuwaniem się niobu w strefie łączenia

ze środka na zewnątrz próbki oraz oddawaniem ciepła do oleju. Porównanie temperatur obliczonych i zmierzonych wskazuje na dużą ich zgodność w początkowej fazie zgrzewania tarcowego. Dla dłuższych czasów tarcia obliczone temperatury są wyższe od temperatur zmierzonych, przy czym na zewnątrz próbki występują temperatury nieco wyższe. Po czasie 30 s, w odległości 2 mm od powierzchni tarcia, temperatura w środku próbki (dla $r = 0$ mm) wynosiła 1290 °C.

Tantal–wolfram. Parametry zgrzewania tarcowego tantalu z wolframem przedstawiono w tabeli 9.2. Do pomiaru temperatury stosowano termoelementy Pt10Rh–Pt umieszczone w wolframie. Maksymalne temperatury otrzymane w odległości 2 mm od powierzchni tarcia dochodziły do 1800 °C (rys. 9.8b). Temperatury obliczone pokrywają się z rzeczywistymi do czasu około 3,5 s, kiedy to proces stabilizuje się w temperaturze przekraczającej 1700 °C w odległości 2 mm od powierzchni zgrzewania. W przy-

padku obliczonych temperatur stabilizacja następuje po czasie około 5 s na poziomie około 2700 °C.

Tytan–wanad. W zgrzewaniu tarciovym tej pary materiałów stosowano termoelementy NiCr–Ni. Jedynym parametrem, który zmieniał się podczas zgrzewania, był czas tarcia (tabela 9.2). Otrzymane skrócenie próbki nr 1 podczas tarcia (7,9 mm) i maksymalna temperatura w złączu (1100 °C) są niższe w porównaniu z próbkę nr 2 (11,9 mm i 1220 °C), co spowodowane jest krótszym czasem tarcia. Temperatury obliczano dla złącza nr 2 z tabeli 9.2. W początkowej fazie są one nieco niższe, ale w końcowej części procesu wyższe niż temperatury mierzone (rys. 9.9b). I tak różnice między temperaturami mierzonymi a obliczonymi wynoszą: w punkcie $r = 7,5$ mm – 140 °C (12%), $r = 0$ mm – 60 °C (5%), w punkcie $r = 12$ mm – 160 °C (13%). Porównanie zmian temperatury wzdłuż średnicy próbki wykazuje, że temperatura wzrasta w zewnętrznych obszarach próbki.

Tytan–wolfram. Do pomiaru temperatur podczas zgrzewania tarciovego złącza tytan–wolfram stosowano dwa termoelementy NiCr–Ni, umieszczone w wolframie w odległości 2 mm od powierzchni tarcia, a ponadto jeden termoelement Pt10Rh–Pt umieszczony w punkcie $r = 10,5$ mm w odległości 3,8 mm od powierzchni tarcia. Parametry zgrzewania podano w tabeli 9.2. Mierzone temperatury stabilizowały się na zewnątrz próbki po czasie około 4 s i w temperaturze około 1090 °C, natomiast w wewnętrznych obszarach – po około 7,5 s, w temperaturze około 1040 °C (rys. 9.10b). Temperatury obliczone są znacznie wyższe niż temperatury zmierzone, różnice sięgają do 36%.

Tytan–pseudostop wolframu D18. Do pomiaru temperatur używano termoelementów NiCr–Ni, umieszczonych po stronie pseudostopu wolframu D18. Stwierdzono, że zwiększenie nacisku jednostkowego tarcia (z 47 do 61 MPa) prowadzi do zwiększenia zarówno maksimum mocy tarcia N_{maks} , jak i drogi tarcia s (5,3–11,9 mm) i temperatury (1045–1160 °C) (tab.9.2). Czas potrzebny do osiągnięcia pierwszego maksimum mocy jest znacznie dłuższy przy zwiększonym nacisku (0,6 s i 1,1 s). W przypadku próbki nr 2 po czasie tarcia 39 s widoczny jest nagły przyrost pobieranej mocy elektrycznej, mierzonej temperatury, a po czasie 46 s – również i drogi tarcia (rys. 9.11a,b). Jest to rezultatem zmiany współczynnika tarcia wywołanej zniszczeniem wiązań między osnową (stop Ni–Fe) a ziarnami wolframu.

Zmiany zmierzonych i obliczonych temperatur dla próbki nr 2 pokazano na rys. 9.11b. Obliczone gradienty temperatur między poszczególnymi punktami wzdłuż średnicy próbki ($r = 0$, $r = 7,5$, $r = 12,5$ mm) są znacznie mniejsze niż te mierzone w rzeczywistości. Stan równowagi w zgrzewaniu tarciovym pseudostopu wolframu z tytanem jest osiągnięty po czasie około 4,4–9,6 s, natomiast według obliczeń dopiero po około 20 s.

Po zakończeniu procesu tarcia obliczone temperatury we wszystkich trzech punktach są wyższe niż mierzone; dla $r = 0$ mm o 230 °C (20%), dla $r = 7,5$ mm o 200 °C (17%) i dla $r = 12,5$ mm o 320 °C (30%). Przyczyną znacznych rozbieżności między mierzonymi a obliczonymi wartościami temperatur są zapewne, oprócz wspomniane-

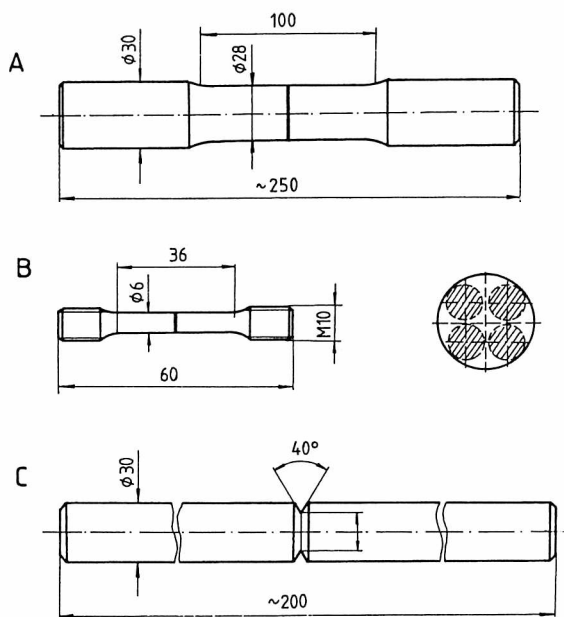
go nierównomiernego rozłożenia nacisków jednostkowych, trudne do dokładnego opisanie procesy rozpadu poszczególnych składników pseudostopu wolframu. Maksymalna temperatura obliczona na powierzchniach czołowych wynosi około 1520 °C.

Porównując procesy zgrzewania tarcowego pary metali wolfram–tytan z parą pseudostop wolframu D18–tytan, należy zwrócić uwagę na zasadnicze różnice w ich przebiegu. Pseudostop wolframu wskutek występowania stopu W–Ni–Fe między ziarnami wymaga znacznie większych nacisków jednostkowych i dłuższego czasu tarcia (tabela 9.2).

Tytan–żelazo armco. W pomiarach temperatur dla złącz żelazo armco–tytan stosowano termoelementy NiCr–Ni umieszczone w żelazie armco. Zwiększanie nacisków jednostkowych podczas tarcia wywołuje wzrost zużywanej mocy tarcia i osiąganej temperatury. Po około 25 s proces narastania temperatury praktycznie stabilizuje się, a maksymalna temperatura 960 °C panuje wewnątrz próbki ($r = 0$ mm). Temperatura w zewnętrznych obszarach próbki jest niższa o około 110 °C (rys. 9.12b). Według przeprowadzonych obliczeń temperatur w punktach, w których je mierzono, następuje stabilizacja rozkładu temperatur po około 12 s tarcia. W początkowej fazie procesu zgrzewania tarcowego temperatury obliczone wykazują bardzo dużą zgodność z temperaturami mierzonymi. W późniejszym okresie w punktach $r = 6$ mm i $r = 9$ mm temperatury obliczane wzrastają szybciej niż temperatury rzeczywiste, a przejście do stanu równowagi zachodzi gwałtowniej. Dla środka próbki ($r = 0$) w rozpatrywanym czasie 20 s istnieje duża zgodność między temperaturą zmierzoną a obliczoną. Gdy został osiągnięty stan równowagi termicznej ($t = 20$ s), różnice między temperaturami obliczonymi a zmierzonymi wynosiły: dla punktu $r = 6$ mm – 60 °C (7%), $r = 9$ mm – 130 °C (16%) i $r = 0$ mm – 30 °C (3%). Według obliczeń temperatura na zewnątrz próbki powinna być wyższa niż w środku (o około 100 °C), w rzeczywistości zaś jest odwrotnie.

10. Przykłady zastosowań zgrzewania tarcowego w cieczy do łączenia metali z IV, V i VI grupy układu okresowego

Przegląd połączeń badanych w niniejszej pracy pokazano w sposób ogólny na rys. 7.2. Z uwagi na wysoki koszt badanych materiałów nie dokonywano optymalizacji parametrów zgrzewania w funkcji własności wytrzymałościowych, a jedynie metalograficznie kontrolowano złącza i dobierano parametry tak, aby uzyskać połączenia bez wad. Znaczną część połączeń, zwłaszcza różnoimiennych, które w badaniach metalograficznych nie wykazywały wad, poddano próbom wytrzymałości na rozciąganie. Z względów oszczędnościowych stosowano trzy rodzaje próbek (rys. 10.1).



Rys. 10.1. Rodzaje próbek stosowanych w statycznej próbie rozciągania złączy zgrzewanych tarcowo

Fig. 10.1. Types of specimens used in static tensile tests of friction welded joints

Próbki typu A, najczęściej stosowane w badaniach złączy z konwencjonalnych materiałów, umożliwiają określenie wytrzymałości całego złącza, przy czym ich długość w stosowanych próbach wynosiła 250 mm. Natomiast w próbkach typu B, kłopotliwych w przygotowaniu, nie jest wprawdzie uwzględniona wytrzymałość środkowej części złącza, ale całkowita długość materiału, który zostaje zużyty do wykonania próbki wytrzymałościowej, wynosi zaledwie 60 mm. Próbka typu C, z karbem naciętym na powierzchni łączenia, stosowana również w pracy [109], umożliwia wprawdzie ocenę tylko samego złącza, ale za to powoduje mniejsze zużycie materiału. Zastosowane w poszczególnych złączach parametry zgrzewania podano w tabeli 10.1.

W większości badań wytrzymałościowych testowano tylko po trzy próbki, nie optymalizowano parametrów zgrzewania ani nie planowano matematycznie eksperymentu. Ze względu na małą liczbę próbek wyników nie opracowywano statystycznie, a podawane wartości są średnią arytmetyczną z trzech prób. Powierzchnie czołowe próbek, które poddawano zgrzewaniu tarciovemu, były dokładnie toczone, a bezpośrednio przed zgrzewaniem trawione w roztworach zebranych w tabeli 10.2. Omówione poniżej wyniki były częściowo opublikowane w [5]–[11], [97].

10.1. Połączenia jednoimienne

Tytan–tytan. Podczas zgrzewania tarciovego tytanu w powietrzu gwałtownie tworzą się tlenki i azotki tytanu, zwłaszcza na powierzchni wypływką. Powstająca wypływka jest duża i nierównomierna. Natomiast wypływka powstająca podczas zgrzewania pod warstwą cieczy jest mała i równomierna (rys. 10.2a). Ciemny osad na zewnątrz wypływką pochodzi od węgla, który stanowi produkt rozpadu oleju. W makrostrukturze złącza widoczna jest wyjątkowo gruboziarnista struktura umiejscowiona w zewnętrznych obszarach próbki na głębokości do 4–5 mm w głąb materiału. Wykres mikrotwardości w złączach tytanu wykazuje duży rozrzut wyników, nawet gdy odciski wykonywano przy obciążeniu 200 G (rys. 10.3a). Z pomiaru mikrotwardości wynika, że w środkowej części próbki następuje jej wzrost z powodu znacznego odkształcenia tej strefy (około 215 HV_{0,2}). Obserwacje mikroskopowe wykazały, że w strefie połączenia, w środkowej części złącza, występuje silnie odkształcona, drobnoziarnista mikrostruktura (rys. 10.2a), natomiast w zewnętrznych obszarach złącza duże ziarna z „zębopodobnymi” granicami, które powstały z obszaru β -tytanu (materiał rodzimy stanowi globularny tytan) po jego ochłodzeniu.

Zircaloy 2–zircaloy 2. Podczas zgrzewania stopu cyrkonu–zircaloy 2 powstaje równomierna wypływka. Na przekroju poprzecznym widać typowy dla złączy zgrzewanych tarciovą kształt SWC, rozszerzający się na zewnątrz (rys. 10.2b). Mikrotwardość na poziomie około 180 HV_{0,2} ulega pewnemu zwiększeniu w środkowej części próbki (rys. 10.3b). W środkowej części połączenia występuje drobnoziarnista, silnie odkształcona mikrostruktura (rys. 10.2b). Jest to obszar ze strukturą drobnoigłową lub

Tabela 10.1. Parametry zgrzewania tarcowego złączy poddanych
badaniom wytrzymałościowym i metalograficznym

Table 10.1. Friction welding parameters of the joints subjected
to strength and metallographic tests

Para materiałów	P_{t1} MPa	P_{t2} MPa	P_{s1} MPa	P_{s2} MPa	t_{t1} s	t_{t2} s	t_{s1} s	t_{s2} s	s_t mm	s mm
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
tytan–tytan	14	23	20	30	0,8	1,5	1,0	3,0	3,1	4,6
zircaloy 2–zircaloy 2	19	19	36	42	0,7	1,5	3,0	3,0	2,4	7,5
wanad–wanad	25	32	37	48	2,0	1,5	6,0	12,0	2,1	3,8
niob–niob	15	22	32	35	1,0	2,0	6,0	8,0	1,1	1,8
tantal–tantal	22	23	32	47	1,5	1,5	6,0	12,0	12,6	15,5
molibden–molibden	27	39	71	81	3,5	2,0	6,0	30,0	3,5	6,0
TZM–TZM	27	41	82	102	3,5	16,4	6,0	30,0	5,9	7,8
pseudostop wolframu D18–D18	50	71	151	151	5,0	20,0	30,0	60,0	0,6	1,5
wolfram–niob	28	40	82	83	3,5	4,0	8,0	8,0	13,8	17,0
wolfram–tantal	31	37	152	182	4,0	2,0	2,0	18,0	14,8	19,9
niob–wanad	31	31	64	71	1,5	3,4	6,0	30,0	1,6	3,2
tantal–wanad	31	33	67	72	1,5	3,4	6,0	25,0	3,4	5,1
molibden–wanad	34	33	67	73	1,5	1,5	6,0	30,0	1,4	3,9
TZM–wanad	33	33	67	73	1,5	1,5	6,0	30,0	0,9	2,2
molibden–tantal	33	31	66	73	1,5	3,0	6,0	30,0	5,4	8,1
TZM–tantal	31	35	52	72	1,5	2,3	2,0	12,0	8,0	10,2
molibden–niob	33	37	66	70	1,5	6,0	6,0	8,0	4,2	6,0
TZM–niob	32	35	64	72	1,5	4,0	6,0	8,0	15,3	18,9
tytan–zircaloy 2	20	24	58	51	1,2	1,7	1,0	1,0	7,2	12,2
miedź–niob	27	54	121	121	6,0	1,4	6,0	12,0	9,6	19,0
miedź–wanad	32	31	74	93	8,0	1,1	2,0	30,0	8,7	15,8
molibden–tytan	23	35	43	53	3,0	4,0	30,0	30,0	24,3	26,8
TZM–tytan	17	25	30	51	1,5	3,4	30,0	60,0	10,2	26,8
niob–tytan	28	31	67	72	1,2	1,5	10,0	10,0	6,0	9,3
tytan–wanad	14	24	29	36	1,3	1,5	10,0	10,0	2,1	4,0
tytan–wolfram	24	30	37	47	3,0	8,5	100,0	100,0	30,0	31,7
niob–pseudostop wolframu D18	33	43	193	193	5,0	25,0	100,0	100,0	0,2	7,1

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
niob–miedź	23	49	153	153	20,0	2,9	30,0	30,0	8,8	21,7
niob/miedź–D18	23	43	203	203	20,0	0,7	30,0	30,0	3,3	7,7
tytan–pseudostop wolframu D18*	25	32	38	48	3,0	6,2	100,0	100,0	1,3	1,5
tytan–wanad	16	26	40	46	1,3	4,5	1,0	5,0	12,1	12,4
miedź–pseudostop wolframu D18	23	49	83	103	20,0	1,9	25,0	25,0	14,4	17,6
tytan/wanad–miedź/ wolfram D18	28	65	152	152	3,5	1,4	30,0	30,0	10,4	10,6
stal X10CrNiTi189– miedź	21	39	46	77	15,0	15,0	6,0	12,0	10,0	17,7
stal X10CrNiTi189 /miedź–niob	28	50	202	202	5,0	1,0	6,0	12,0	9,0	11,6
tytan–żelazo armco	27	82	100	100	5,0	14,6	6,0	12,0	4,3	7,8
tytan–wanad	17	25	41	47	1,3	2,7	10,0	10,0	9,8	12,3
stal X10CrNiTi189– miedź	22	24	41	47	10,0	0,8	10,0	10,0	6,0	12,6
tytan/wanad–miedź/ stal X10CrNiTi189	28	37	150	150	3,5	0,4	10,0	10,0	2,9	6,1
miedź–TZM	21	28	61	78	12,5	23,3	30,0	30,0	6,0	8,7
miedź–wolfram	20	51	123	123	10,0	25,2	12,0	20,0	19,8	30,8

Połączenia miedź–stal X10CrNiTi189 wykonywano w powietrzu, pozostałe w cieczy.

* $n = 750 \text{ min}^{-1}$, pozostałe złącza wykonywano dla $n = 1500 \text{ min}^{-1}$.

plytkową, który uległ przemianie $\alpha \rightarrow \beta$. Poza tą strefą jest widoczny zrekrystalizowany materiał rodzimy z pojedynczymi granicami ziarn roztworu stałego.

Wanad–wanad. W makrostrukturze połączenia można zauważyć ciemniejszy wąski pas przebiegający dokładnie w miejscu wcześniejszego styku powierzchni trących (rys. 10.2c). Wyniki pomiaru mikrotwardości wskazują na jej równomierny rozkład w całym połączeniu na poziomie około 100 HV_{0,05}, z tym że w miejscu wcześniejszego styku powierzchni trących mikrotwardość wzrasta do około 165 HV_{0,05} i stopniowo maleje w kierunku do środka próbki (rys. 10.3c).

Na rys. 10.2c przedstawiono mikrostrukturę zewnętrznej części próbki w miejscu przejścia od materiału rodzimego do SWC. W strukturze materiału rodzimego widać teksturę związaną z procesem wytwarzania prętów, natomiast w strefie połączenia nastąpił rozrost ziarn. W miejscu, gdzie wcześniej istniała powierzchnia tarcia między dwoma próbkami wanadu, widoczny jest pas drobnych wydzieleń, które wywołują w tym miejscu widoczny na rys. 10.3c wzrost mikrotwardości.

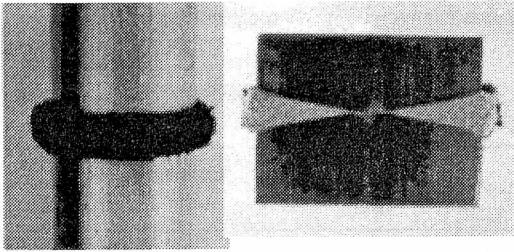
Tabela 10.2. Skład chemiczny roztworów stosowanych do trawienia powierzchni
metali zgrzewanych tarciowo

Table 10.2. Chemical compositions of the solutions applied in etching
the surfaces of metals subjected to friction welding

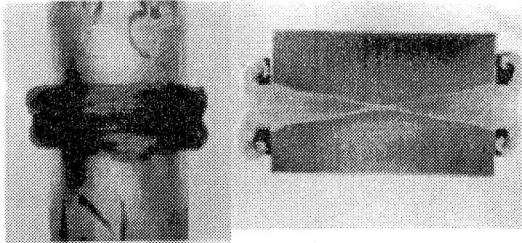
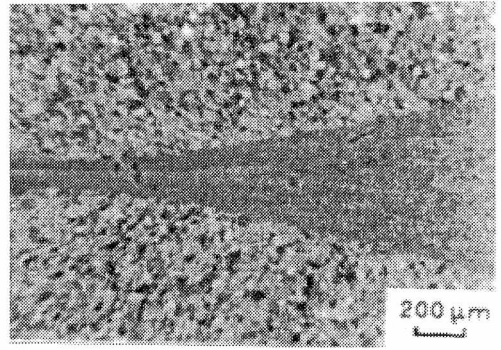
Metal	Skład roztworu	Czas trawienia min, 20 °C
miedź	50 ml H ₂ O 50 ml HNO ₃	1,0
molibden, TZM	95 ml HCl 5 ml HNO ₃	0,5
niob	55 ml H ₂ O 15 ml H ₂ SO ₄ 8 ml HNO ₃ 22 ml HF	1,0
pseudostop wolframu D18	100 ml H ₂ O 10 g KOH 10g K ₄ [Fe(CN) ₆]	2,0
stal X10CrNiTi189	70 ml H ₂ O 13 ml HCl 12 ml H ₂ SO ₄ 5 ml HNO ₃	2,0
tantal	30 ml H ₂ SO ₄ 20 ml HNO ₃ 20 ml HF	2,0
tytan	70 ml H ₂ O 29 ml HNO ₃ 5 ml HF	1,0
wolfram	50 ml HCl 50 ml HNO ₃	1,0 (100 °C)
zircaloy 2	62 ml H ₂ O 32 ml HNO ₃ 6 ml HF	1,0

Niob–niob. Zgrzewane tarciowo złącza niob–niob mają równomierną strefę oddziaływania cieplnego (rys. 10.2d). Mikrotwardość wynosząca około 140 HV0,05 nieznacznie wzrasta w strefie zgrzewania w zewnętrznej warstwie próbki (rys. 10.3d), co jest zapewne spowodowane dyfuzją węgla. W warstwach zewnętrznych przy wypływie wskutek cyklu cieplnego nastąpił rozrost ziarn, natomiast w środkowej części próbki występuje silnie odkształcona drobnoziarnista mikrostruktura (rys. 10.2d).

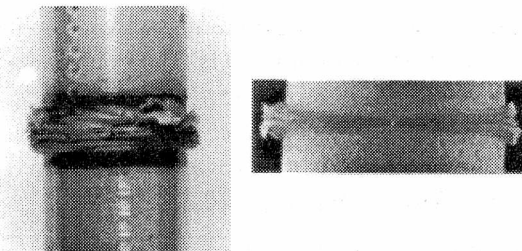
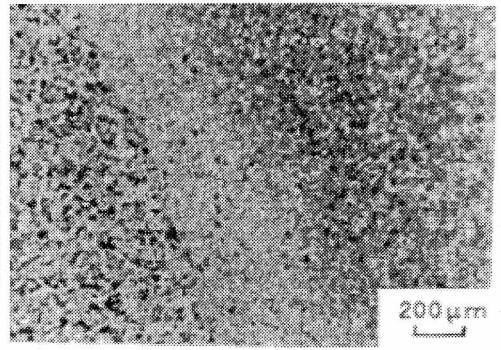
Tantal–tantal. Połączenie zgrzewane tarciowo z próbek tantalu, który ma wysoką temperaturę topnienia (2996 °C), uzyskano już po 3 s tarcia. W połączeniu powstaje równomierna wypływka z czarnym nalotem od osadzonego węgla, pochodzącego z roz-



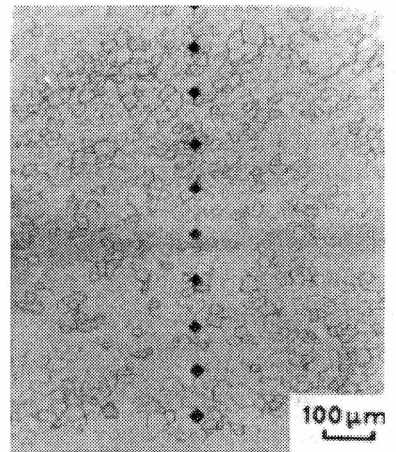
(a)

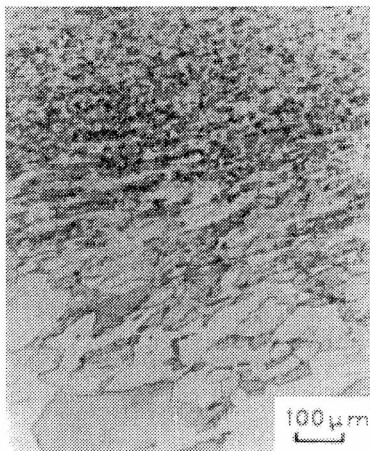
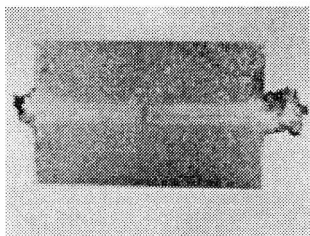
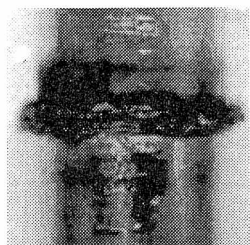


(b)



(c)





(d)

Rys. 10.2. Makro- i mikrostruktury zgrzewanych tarciovo jednoimiennych złączy tytanu (a), zircaloy 2 (b), wanadu (c) i niobu (d)

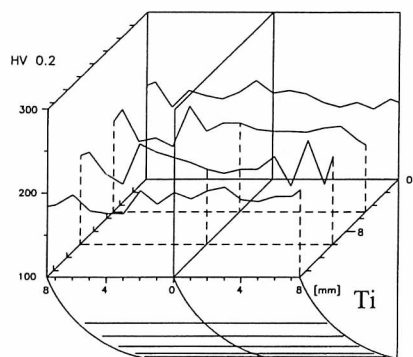
Fig. 10.2. Macro- and microstructures of friction welded titanium (a), zircaloy 2 (b), vanadium (c) and niobium (d)

padu cieczy stykającej się z nagrzanym metalem (rys. 10.4a). Każdorazowo po wykonaniu złączy tantal–tantal obserwowano w zbiorniku z cieczą ochronną powstanie znacznej ilości czarnych wtrąceń „sady”, co wskazuje na dużą ilość oleju rozłożonego w czasie procesu zgrzewania. Mikrotwardość materiału rodzimego, wynosząca około 130 HV_{0,05}, ulega zmniejszeniu w strefie zgrzewania do około 100 HV_{0,05} (rys. 10.3e).

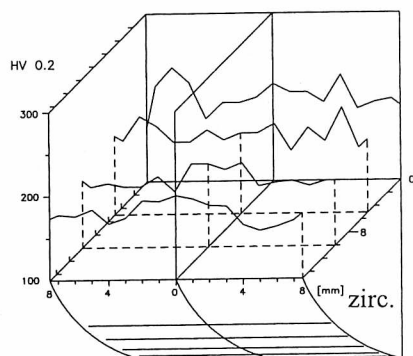
W mikrostrukturze złącza zgrzewanego pod warstwą cieczy nie zauważono wpływu cieczy w postaci, na przykład, dyfuzji węgla poza cienką warstwą zewnętrzną na wypływcę. W materiale rodzimym znajdują się duże, wzdłużnie ukierunkowane makroziarna. W środkowej części próbki, w strefie połączenia, występuje struktura drobnoziarnista (rys. 10.4a).

Molibden–molibden. Złącza molibdenu zgrzewane tarciovo pod warstwą cieczy charakteryzują się niesymetryczną wypływką (rys. 10.4b). Molibden bowiem ma stosunkowo dużą przewodność cieplną, co powoduje, że górna próbka, która jest tylko częściowo zanurzona w cieczy (na głębokość około 20 mm), wyraźnie silniej się nagrzewa i tworzy większą wypływkę. Mikrotwardość materiału próbki, wynosząca około 220–230 HV_{0,05}, zwiększa się do około 260 HV_{0,05} w strefie połączenia, tj. na głębokości około 5 mm od brzegu próbki (rys. 10.3f). Mikrostruktura złączy wykazuje strefy wyraźnego płynięcia z bardzo drobną, zrekrytalizowaną strukturą (rys. 10.4b).

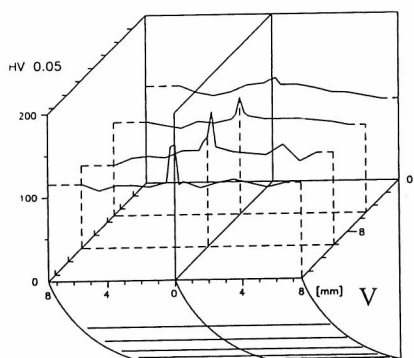
TZM–TZM. Podczas zgrzewania tarciowego złączy TZM–TZM pod warstwą cieczy następuje odmienne niż w złączach dotąd wymienianych ukształtowanie SWC. Wskutek znacznego odprowadzenia ciepła przez warstwy zewnętrzne próbki, a jednocześnie mniejszego współczynnika tarcia pary TZM–TZM w porównaniu z parą molibden–molibden, w środku zgrzewanych materiałów występuje szersza SWC (rys. 10.5a). Wykres mikrotwardości wskazuje na znaczne zmniejszenie jej wartości w strefie łączenia, tj. z około 350 HV_{0,05} dla materiału rodzimego do wartości około 250 HV_{0,05} w miejscu byłej powierzchni tarcia. W obszarze przejścia ze strefy połączenia do materiału rodzimego następuje w granicach SWC dalsze zmniejszenie mikrotwar-



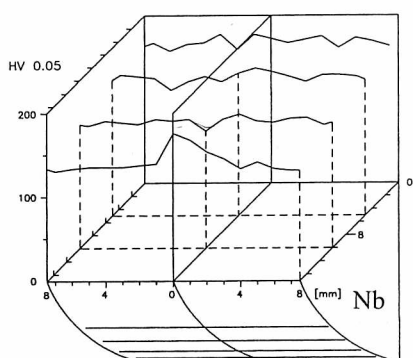
(a)



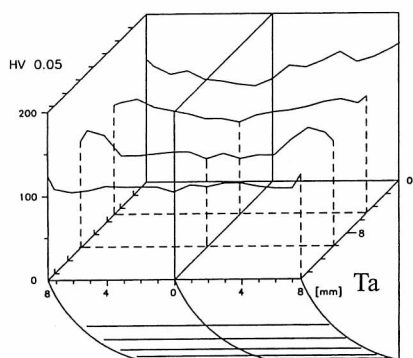
(b)



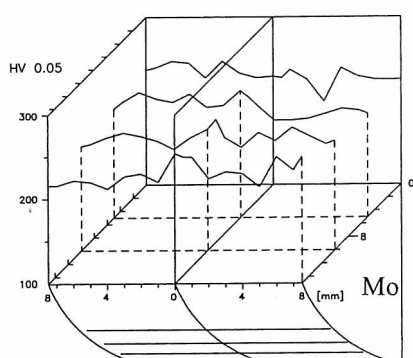
(c)



(d)



(e)

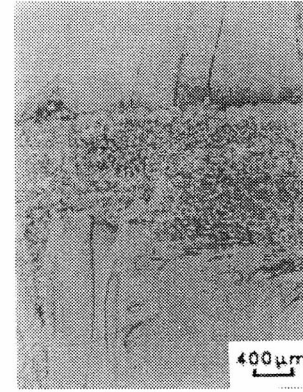
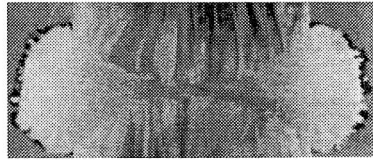
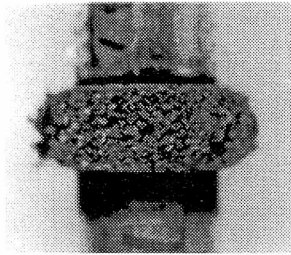


(f)

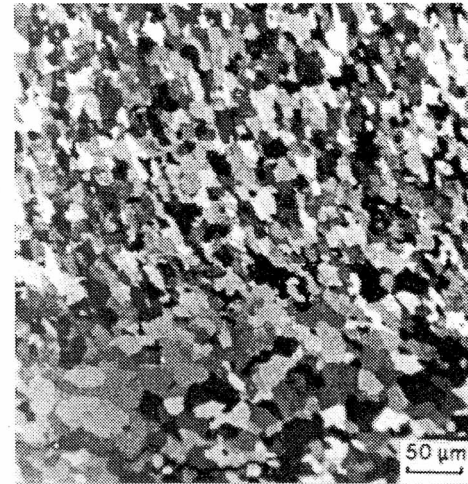
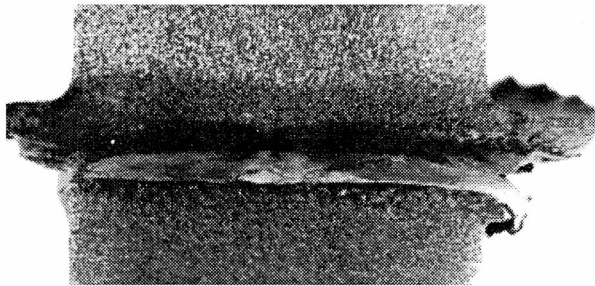
Rys. 10.3. Rozkład mikrotwardości w zgrzewanych tarciovo jednoimiennych złączach tytanu (a), zircaloy 2 (b), wanadu (c), niobu (d), tantalum (e) i molibdenu (f)

Fig. 10.3. Microhardness distribution in friction welded joints of titanium (a), zircaloy 2 (b), vanadium (c), niobium (d), tantalum (e) and molybdenum (f)

a)

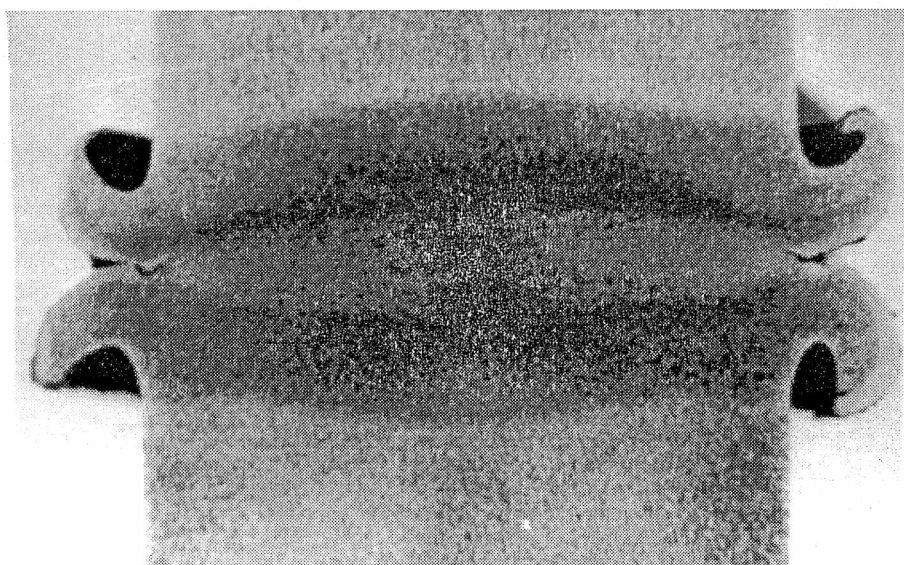
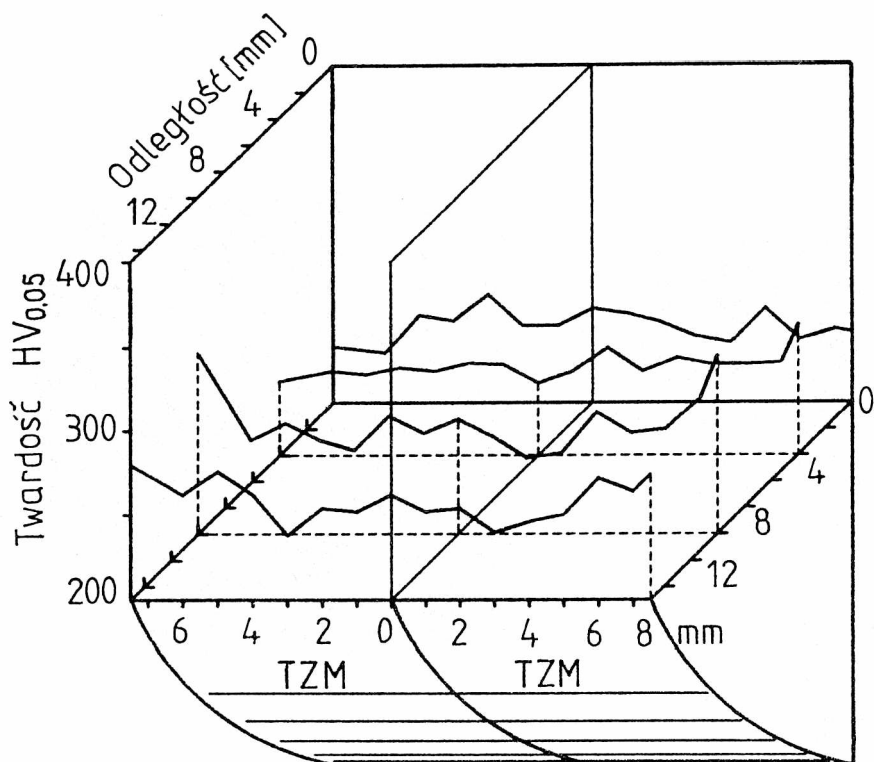


b)

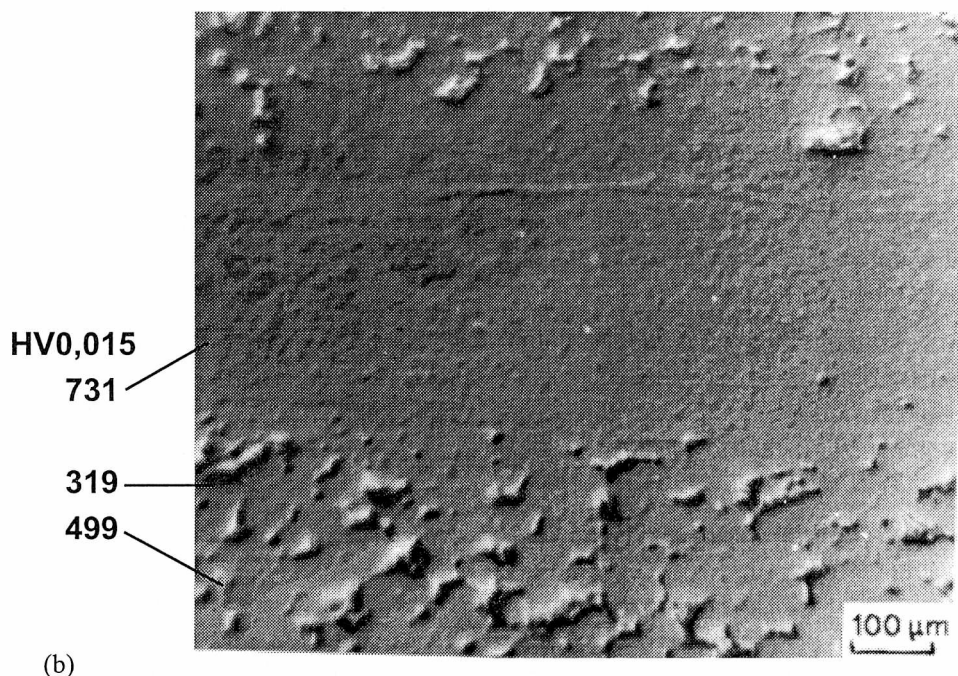
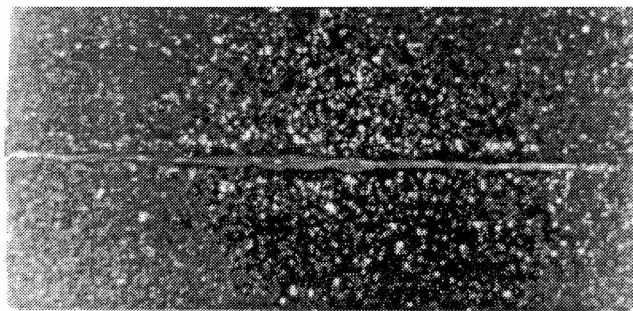


Rys. 10.4. Makro- i mikrostruktury zgrzewanych tarciovo jednoimiennych złączy tantalu (a) i molibdenu (b)

Fig. 10.4. Macro- and microstructures of friction welded tantalum (a) and molybdenum (b) joints



(a)



Rys. 10.5. Makro- i mikrostruktury oraz mikrotwardość zgrzewanych tarciowo jednoimiennych złączy TBM (a) i pseudostopu wolframu D18 (b)

Fig. 10.5. Material structures as characterized by microhardness variation in friction welded joints of TBM (a) and tungsten pseudoalloy D18 (b)

dości do około 220 HV_{0,05}. W środkowej części próbki mikrostruktura jest bardzo drobnoziarnista (rys. 10.5a).

Pseudostop wolframu D18–pseudostop wolframu D18. Podczas zgrzewania tarcioowego pseudostopu wolframu D18 w warunkach podanych w tabeli 10.1 na głębokości do około 2 mm od brzegu próbki nie ma połączenia metalu wskutek dużego odprowadzania ciepła przez ciecz z zewnętrznych obszarów próbki (rys. 10.5b). Badania

metalograficzne pokazały, że strefa połączenia składa się z rozdrobnionych cząstek wolframu i fazy wiążącej. Z uwagi na ostro zarysowaną granicę między strefą połączenia a resztą materiału można przypuszczać, że przynajmniej faza wiążąca na powierzchni tarcia była podczas zgrzewania w stanie ciekłym. Mikrotwardość rozdrobnionej fazy w strefie połączenia wynosi 731 HV_{0,015}, podczas gdy ziarn wolframu około 499 HV_{0,015}, a fazy wiążącej 319 HV_{0,015} (rys. 10.5b).

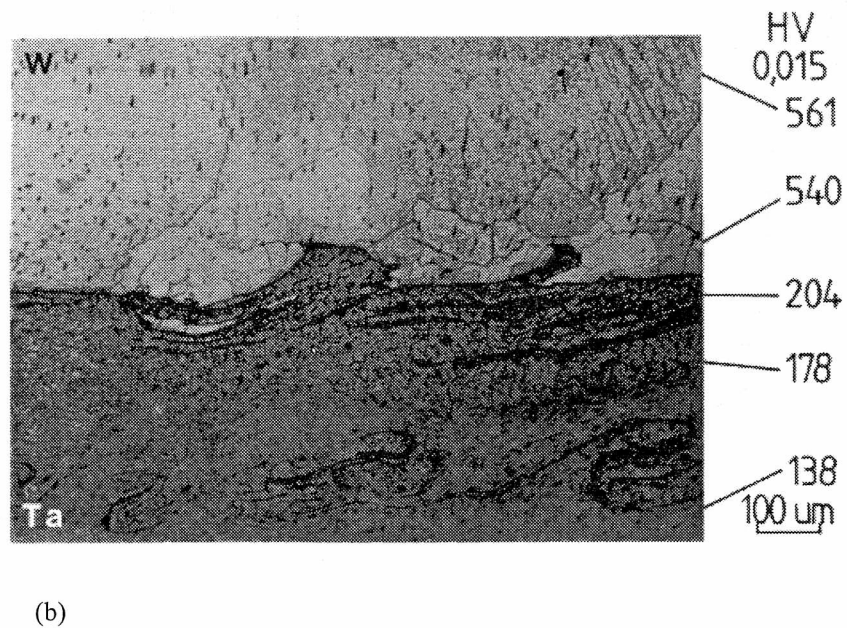
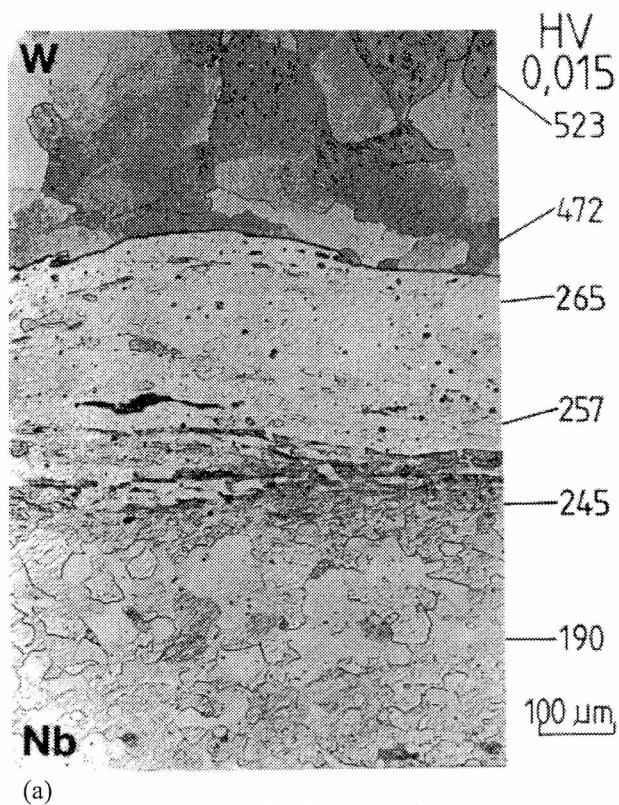
10.2. Różnoimienne złącza materiałów o nieograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym

Charakterystyczną właściwością układów o nieograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym jest zgodność budowy fazowej i strukturalnej wszystkich stopów o dowolnym składzie. Tak więc z punktu widzenia metaloznawcy połączenie ich nie powinno stwarzać problemów, utrudnieniem natomiast jest ich wysoka temperatura topnienia, różnice we własnościach plastycznych oraz omawiana już skłonność do pochłaniania gazów.

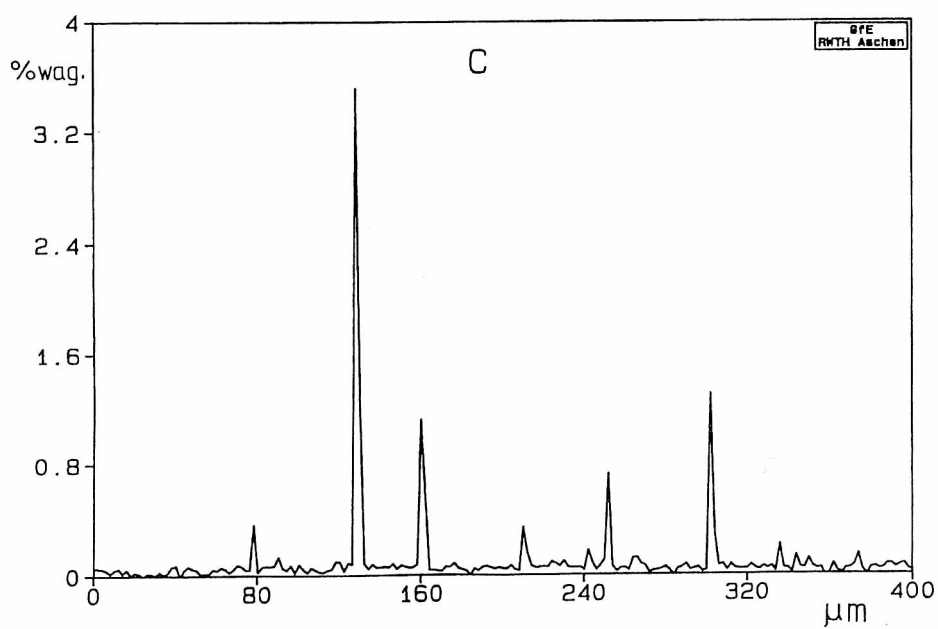
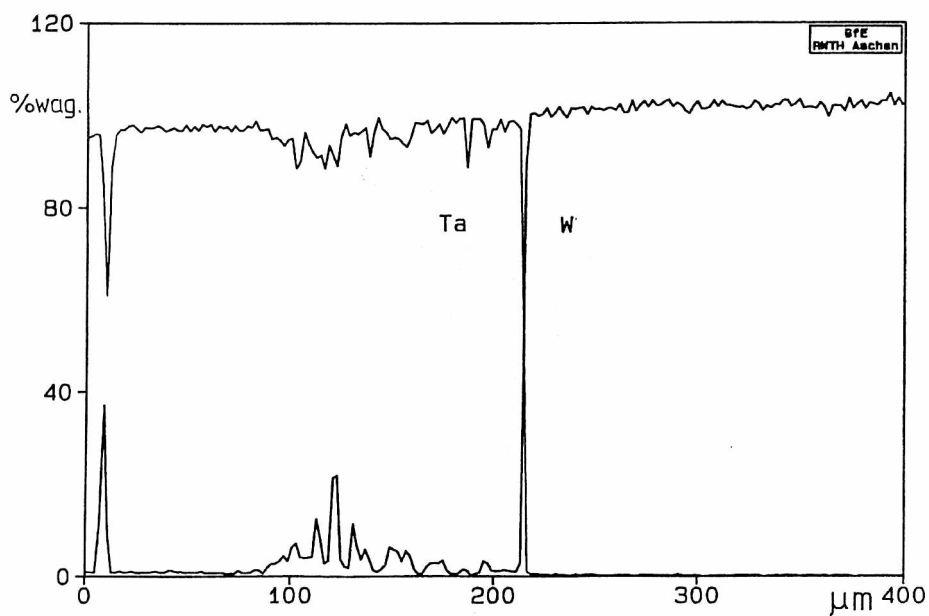
Jako różnoimienne połączenia między metalami IV, V i VI grupy układu okresowego pod warstwą cieczy wykonano następujące złącza, których parametry zgrzewania podano w tabeli 10.1.

Wolfram–niob. Mikrostrukturę połączenia wolfram–niob przedstawiono na rys. 10.6a. Po stronie niobu występuje strefa plastycznej deformacji o szerokości 120–600 μm , w której mikrotwardość niobu wzrasta do 265 HV_{0,015} (mikrotwardość materiału rodzimego wynosi 190 HV_{0,015}). Mikrotwardość wolframu przy strefie połączenia zmniejsza się z 523 HV_{0,015} do 472 HV_{0,015}.

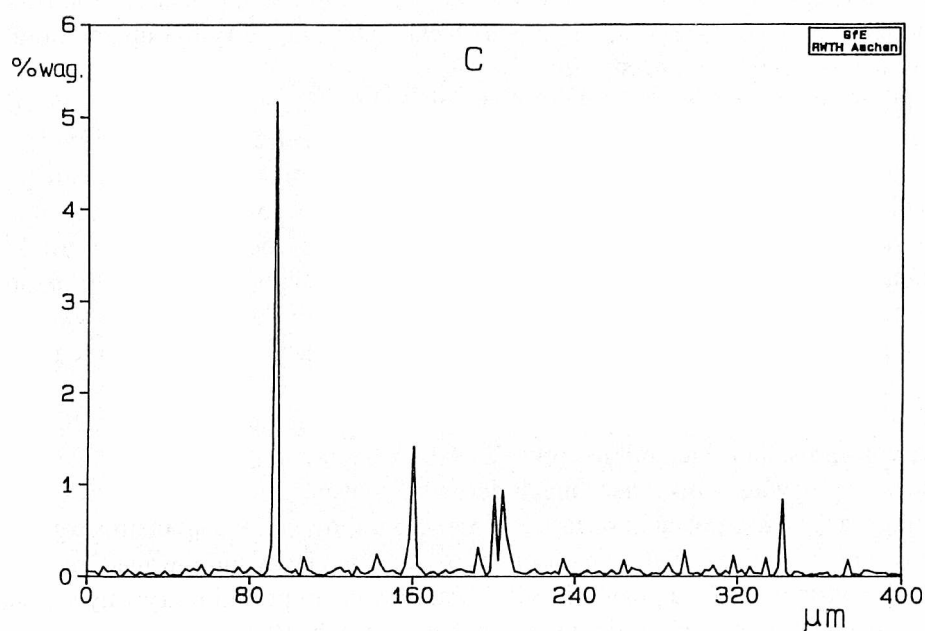
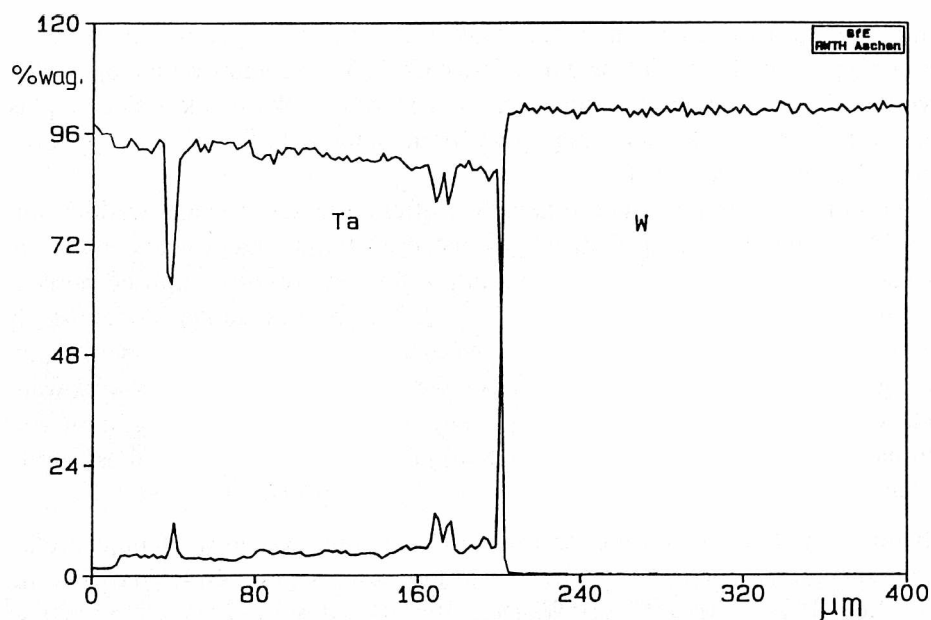
Wolfram–tantal. Charakterystycznymi właściwościami tych materiałów są ich bardzo wysokie temperatury topnienia (tantal 3020 °C, wolfram 3412 °C) i duża różnica twardości (tantal 138 HV_{0,015}, wolfram 561 HV_{0,015}), co stwarza problemy technologiczne podczas wykonywania połączeń. Parametry zgrzewania, podane w tabeli 10.1, umożliwiają wykonanie poprawnego połączenia. Skrócenie próbek w procesie zgrzewania wynikało z tworzenia wypływkę po stronie tantalu. Obserwacje mikroskopowe złączy wykazały, że połączenie istnieje na całym przekroju próbki, przy czym po stronie wolframu, w zakończeniach wgłębień, występują nieliczne, drobne mikronieciągłości (rys. 10.6b). Po stronie tantalu występuje strefa wymieszania o szerokości 50–150 μm ze zmienioną mikrostrukturą i licznymi wtrąceniami cząstek wolframu, zwłaszcza blisko strefy połączenia. W strefie połączenia, po stronie tantalu, mikrotwardość wzrasta do około 204 HV_{0,015}, a następnie powoli zmniejsza się w miarę oddalania się od powierzchni łączenia, tak że w odległości około 0,35 mm od niej następuje zrównanie z mikrotwardością materiału rodzimego. Dla zbliżonych parametrów zgrzewania tarcowego wolframu z niobem i z tantalem uzyskano po czasie tarcia wynoszącym w przypadku tantalu 7,6 s, a w przypadku niobu 6,1 s jednakowe skrócenie próbek – 14,8 mm. Wynika to z własności tribologicznych trących się par pomimo większej twardo-



Rys. 10.6. Mikrostruktura oraz mikrotwardość zgrzewanych tarciowo złączy wolfram–niob (a) i wolfram–tantal (b)
 Fig. 10.6. Material structure as characterized by microhardness variation in friction welded joints of tungsten–niobium (a) and tungsten–tantalum (b)



(a)



(b)

Rys. 10.7. Liniowy rozkład wolframu, tantalumu i węgla w zgrzewanym tarciovo złączu wolfram–tantal: środkowa część złącza (a) i zewnętrzna część złącza (b)

Fig. 10.7. Linear concentration profiles of tungsten, tantalum and carbon in a friction welded tungsten–tantalum joint: joint centre (a) and joint periphery (b)

ści niobu w porównaniu z tantalem. Jednak większa ilość ciepła zgromadzonego podczas tarcia pary wolfram–niob oraz mniejsza o około 530 °C temperatura topnienia niobu powoduje, że w wyniku spęczniania następuje znacznie większe odkształcenie plastyczne niobu niż tantalu (skrócenie złączy wolfram–tantal – 19,9 mm, a złączy wolfram–niob – 23,2 mm) (tabela 10.1).

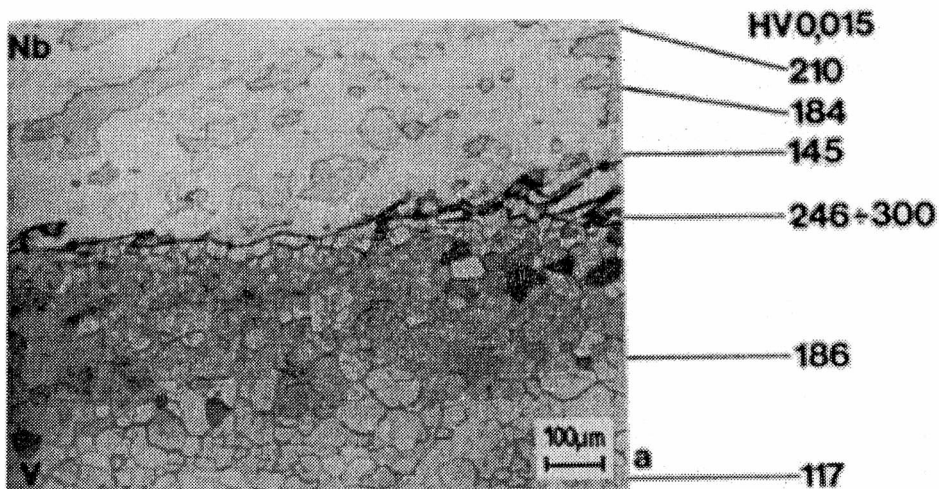
Wyniki pomiarów liniowego rozkładu wolframu, tantalu i węgla wzdłuż linii prostopadłej do powierzchni łączenia na głębokość $\pm 200\text{ }\mu\text{m}$, przeprowadzone za pomocą mikrosondy dla środka próbki i zewnętrznych jej obszarów (0,5 mm od powierzchni zewnętrznej próbki), przedstawiono na rys. 10.7. Nie zauważa się wzajemnej dyfuzji łączonych metali. Stwierdzona obecność wolframu po stronie tantalu wynika z mechanicznego rozmieszczenia cząstek wolframu w plastycznym tantalu. Obserwowane piki węgla w strefie zewnętrznej próbki wskazują na wydzielania się węglików rozłożonych na granicach ziarn zarówno w tantalu, jak i w wolframie. Szerokość strefy wydzielen wynosi około 250 μm .

Niob–wanad. W połączeniu tarciovym złączy niob–wanad występuje strefa silnie wymieszanego materiału. W strefie tej twardość waha się od 246 HV_{0,015} do maksymalnie 300 HV_{0,015} (rys. 10.8a). Wanad o mikrotwardości 117 HV_{0,015} ulega w strefie połączenia niewielkiemu umocnieniu. Natomiast mikrotwardość niobu, wynosząca 210 HV_{0,015}, zmniejsza się w strefie połączenia do 145 HV_{0,015}, co można wyjaśnić zachodzącą podczas zgrzewania rekrytalizacją materiału, który był uprzednio utwardzony w wyniku obróbki plastycznej.

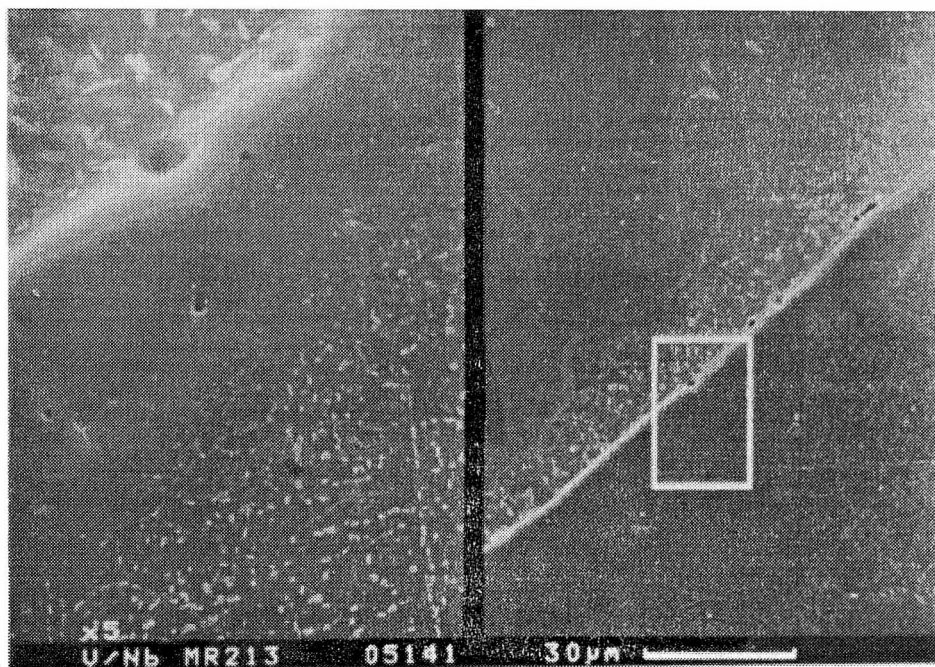
Liniowa mikroanaliza rozkładu wanadu, niobu i węgla, przeprowadzona dla zewnętrznej (0,5 mm od powierzchni próbki) i środkowej części złącza niob–wanad, wykazała obecność cząstek niobu w wanadzie (rys. 10.9), ale brak jest wyraźnej strefy wzajemnej dyfuzji. W strefie połączenia, głównie po stronie wanadu, są widoczne piki węgla wskazujące na wydzielania węglików, przy czym w środkowej części próbki wydzielania są znacznie mniejsze. Wydzielania te występują w odległości do około 200 μm od granicy połączenia. Obserwacje pod mikroskopem skaningowym wykazały istnienie po stronie wanadu, w zewnętrznych obszarach złącza, pałeczkowatych wydzielen, prawdopodobnie węglików (rys. 10.8b).

Po dodatkowej obróbce cieplnej złączy zgrzewanych tarciovio (900 °C, 20 min) nie obserwowano zmian w ich mikrostrukturze. Aby zmniejszyć zużycie wanadu większość połączeń niob–wanad przeznaczonych do badań własności wytrzymałościowych wykonano z wanadu w postaci blachy 35 x 35 x 5 mm, do której z obu stron zgrzewano tarciovio niob. Badania wytrzymałości na rozciąganie złączy niob–wanad–niob wykazały ich wytrzymałość na poziomie 348 MPa, przy czym próbki rozrywały się bądź w niobie, bądź na powierzchni pierwszego połączenia (tab. 10.3).

Tantal–wanad. Gdy zgrzewa się tarciovio złącza tantal–wanad, po stronie wanadu tworzy się szeroka strefa wzajemnego wymieszania, w której występują makropory. Mikrotwardość łączonych par materiałów w strefie połączenia zmieniła się tylko nieznacznie. Szybkie chłodzenie oraz krótki czas przebywania w wysokich temperaturach



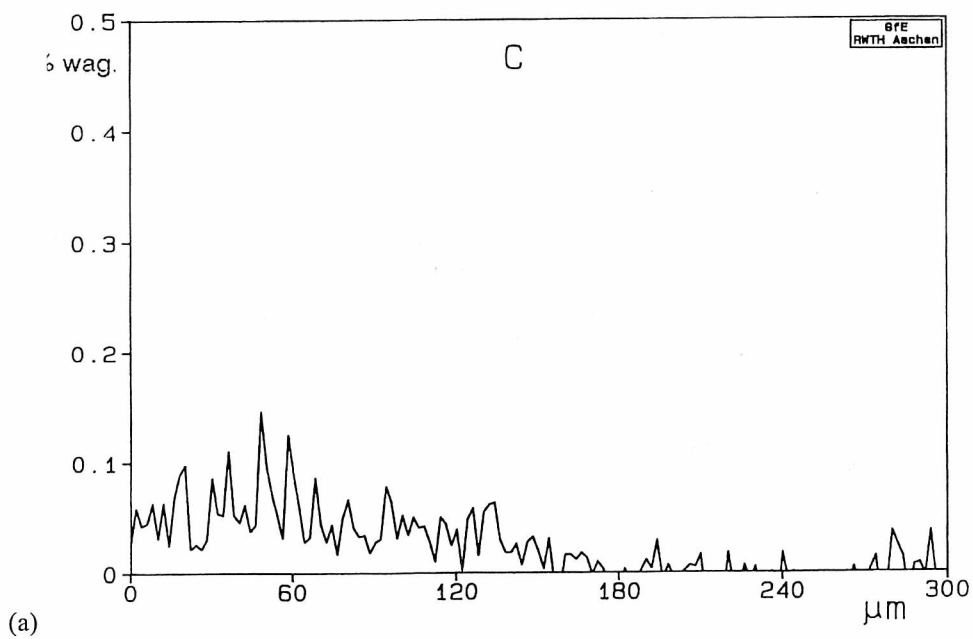
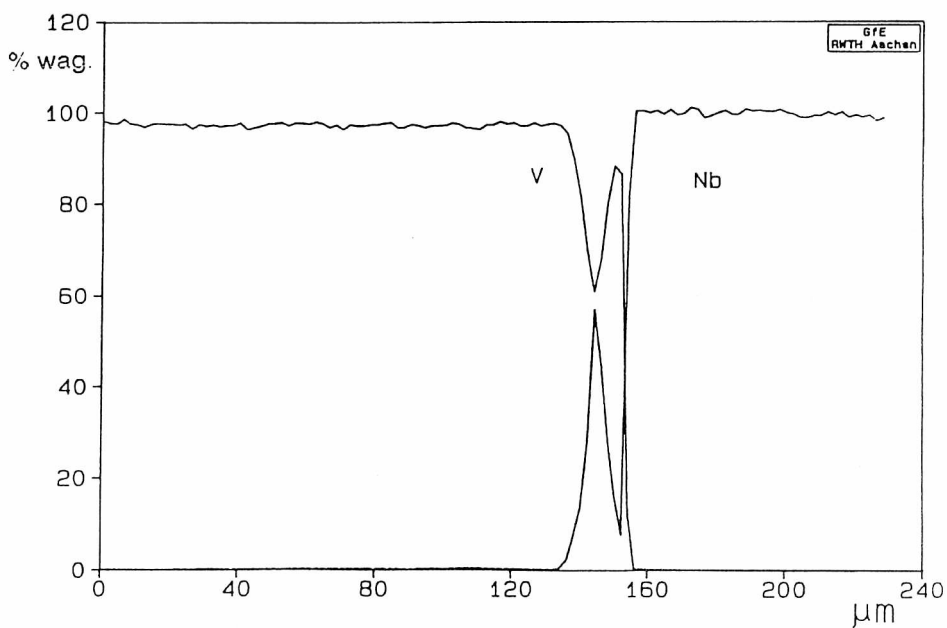
(a)



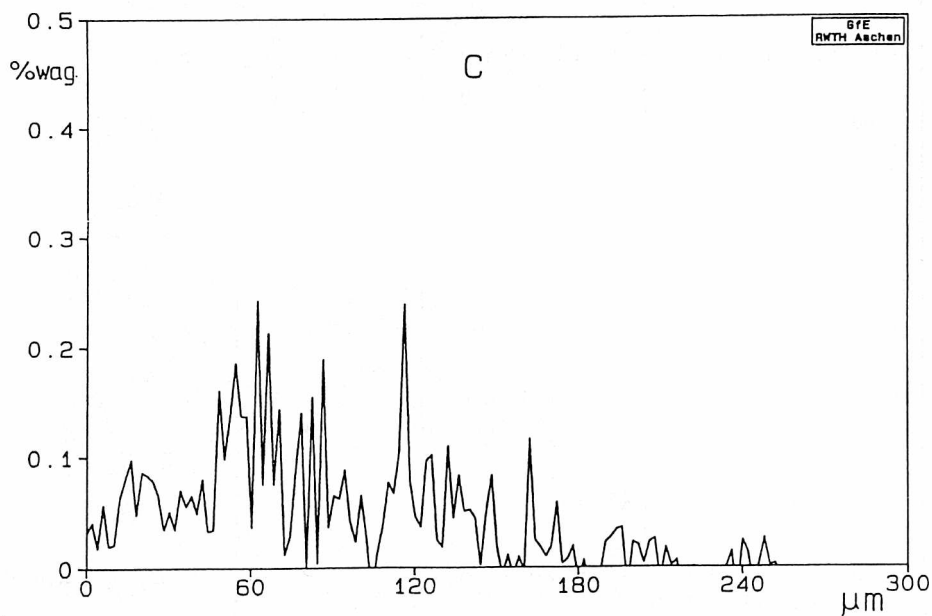
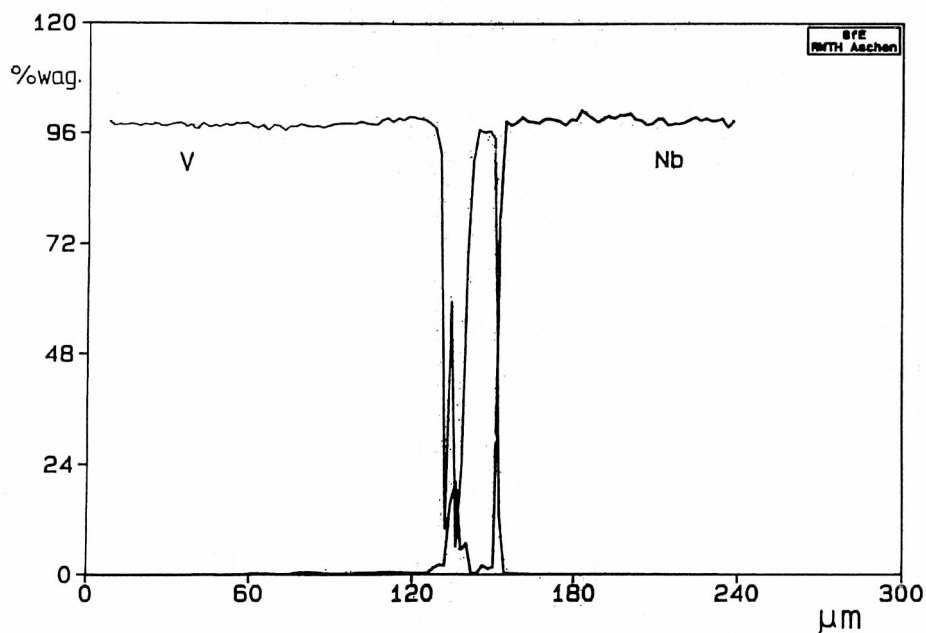
(b)

Rys. 10.8. Zgrzewane tarciowo złącze niob–wanad: mikrostruktura (mikroskop optyczny) oraz mikro-twardość (a) i mikrostruktura zewnętrznej części złącza (mikroskop skaningowy) (b)

Fig. 10.8. Friction welded niobium–vanadium joint: microstructure (under optical microscope) and microhardness (a) and microstructure of the peripheral part of joint (under scanning microscope) (b)



(a)



(b)

Rys. 10.9. Liniowy rozkład niobu, wanadu i węgla w zgrzewanym tarciovo złączu niob–wanad: środkowa część złącza (a) i zewnętrzna część złącza (b)

Fig. 10.9. Linear concentration profiles of niobium, vanadium and carbon in a friction welded niobium–vanadium joint: joint centre (a) and joint periphery (b)

Tabela 10.3. Wyniki statycznej próby rozciągania zgrzewanych tarciowo różnoimiennych połączeń metali z IV, V i VI grupy układu okresowego

Table 10.3. Results of the static tensile tests of friction welded joints of metals of IV, V and VI groups of periodic system

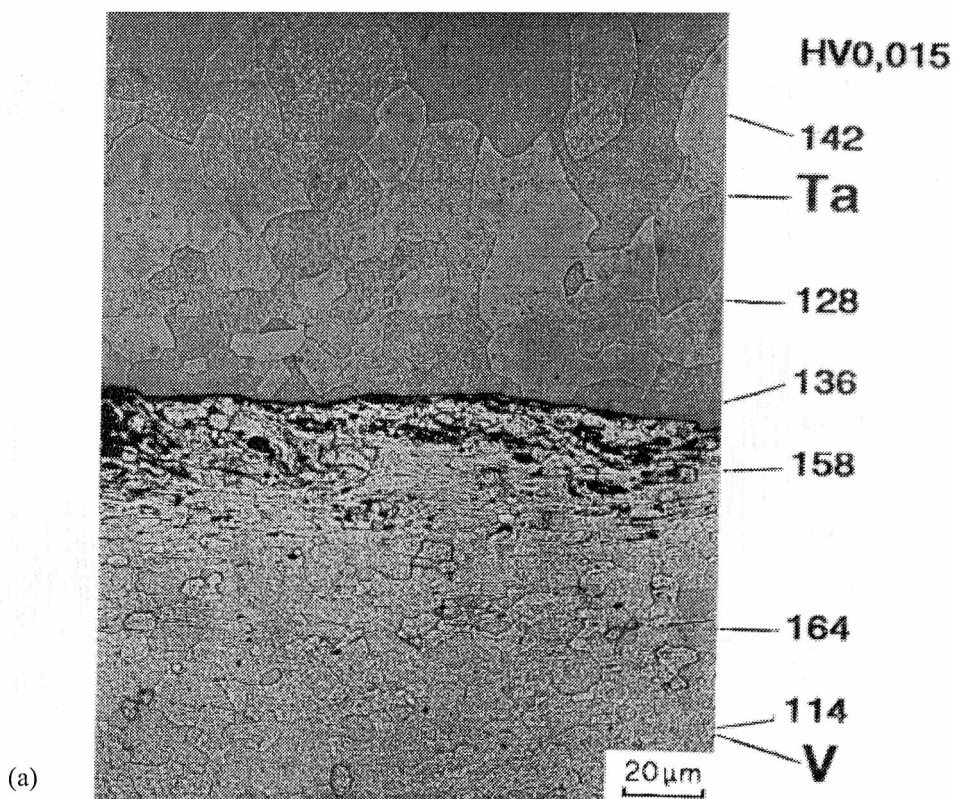
Para materiałów	Rodzaj próbki, przekładka o grubości	Wytrzymałość R_m , MPa	Miejsce rozerwania próbki
niob–niob	B; wanad, 2,5 mm	348	niob lub pow. złącza
tantal–wanad	C	366	wanad
tantal–tantal	B; wanad, 4,5 mm	271	tantal
niob–TZM	B	231	pow. złącza
tytan–zircaloy 2	B	486	zircaloy 2
miedź–niob	C	279	pow. złącza
miedź–miedź	A; wanad, 3,0 mm	154	1. pow. złącza miedź–wanad
niob–tytan	B	336	pow. złącza
tytan–tytan	B; wanad, 1,0 mm	479	1. pow. złącza tytan–wanad
	B; wanad, 3,0 mm	362	środek międzywarstwy wanadu
stal X10CrNiTi189–miedź	B	219	miedź
stal X10CrNiTi189–niob*	C; miedź, 0,5 mm	470	miedź
pseudostop wolframu D18–niob	A; miedź, 1,0 mm	325	miedź
stal X10CrNiTi189–wanad	A; miedź, 0,5 mm	211	miedź
pseudostop wolframu D18–tytan	C; wanad, 4,0 mm miedź, 0,3 mm	410	miedź
stal X10CrNiTi189–tytan	A; wanad, 3,5 mm miedź, 0,4 mm	404	miedź
stal X10CrNiTi189–pseudostop wolfr. D18	A; miedź, 0,5 mm	311	pow. złącza
miedź–TZM	B	180	pow. złącza
miedź–pseudostop wolframu D18	A	217	pow. złącza
pseudostop wolfr. D18–pseudostop wolfr. D18	A; miedź, 0,3 mm	344	1. pow. złącza miedź–D18
wolfram–miedź	A	63	pow. złącza
stal X10CrNiTi189–wolfram	A; miedź, 0,8 mm	183	pow. złącza i wolfram
stal X10CrNiTi189–TZM	B; miedź, 1,0 mm	234	pow. złącza TZM–miedź

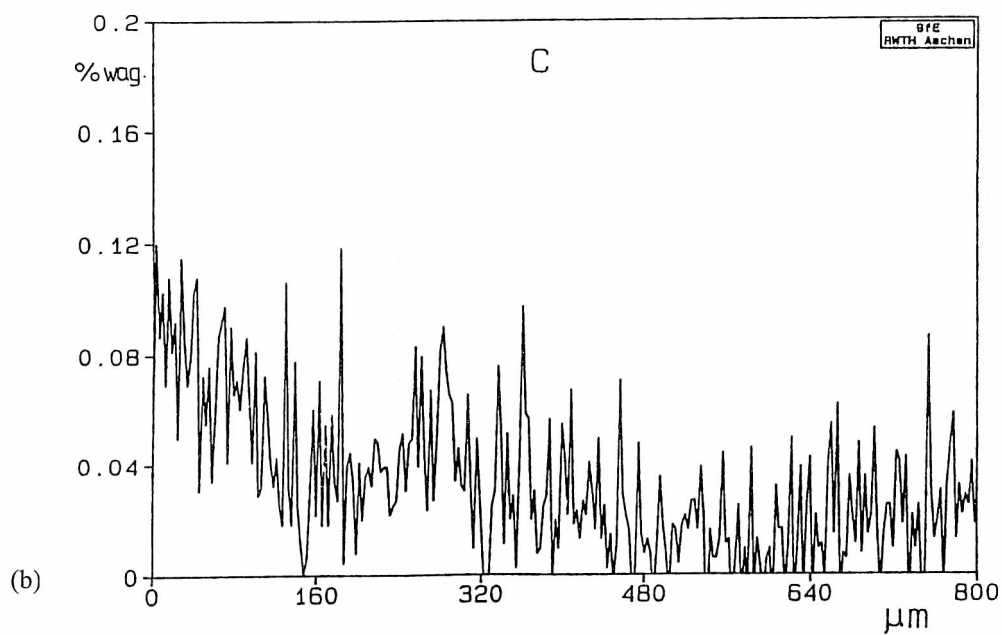
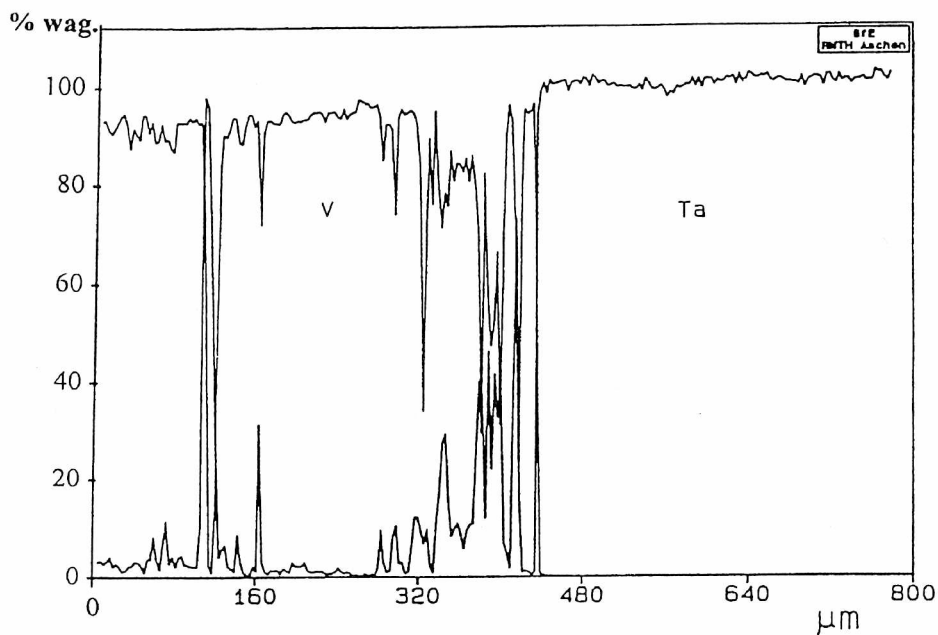
*Całe złącze wykonano w jednym cyklu zgrzewania.

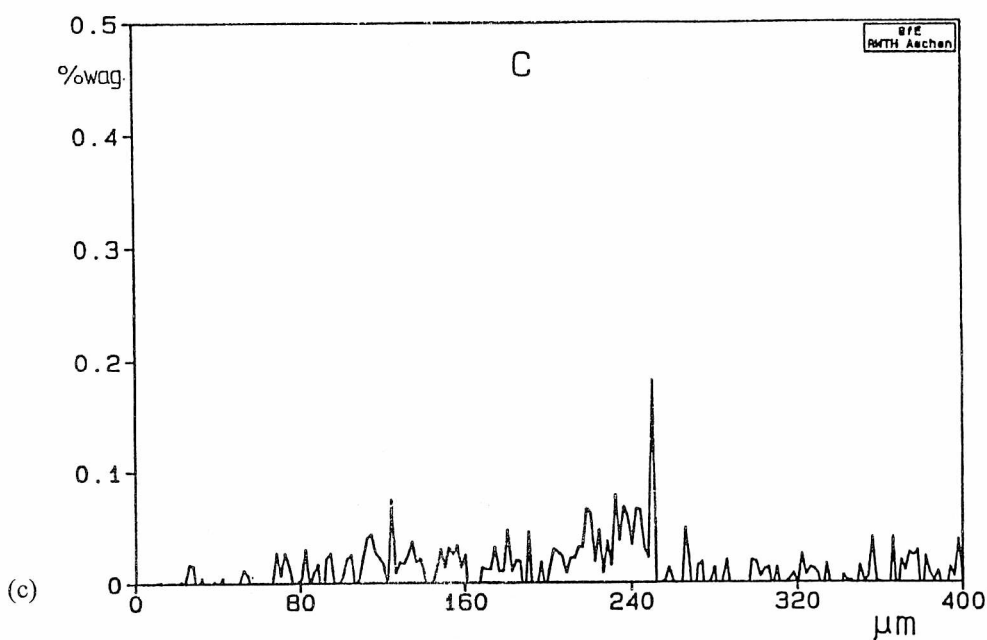
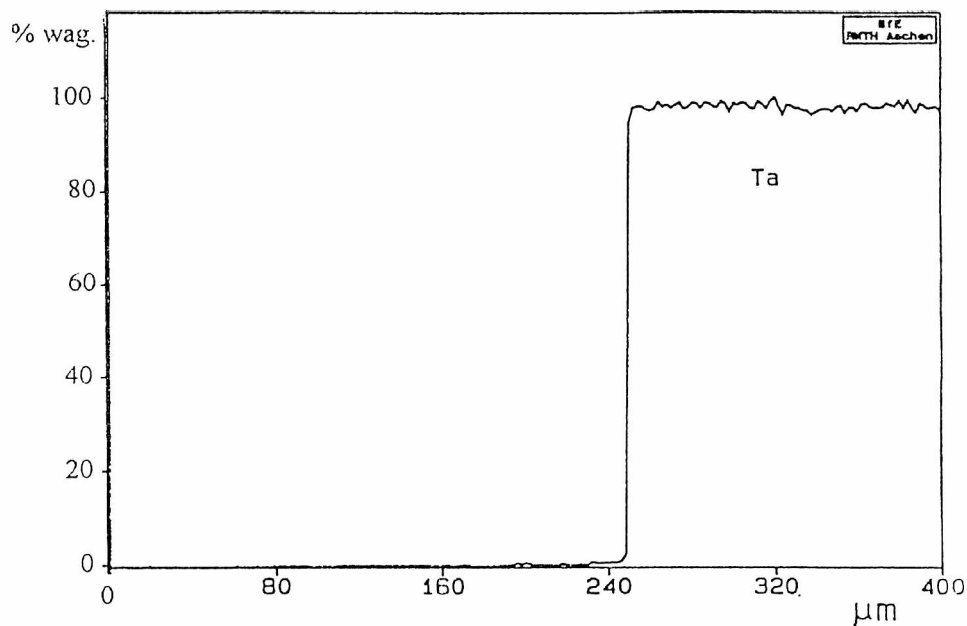
podczas zgrzewania tarcowego powodują, że nie stwierdzono tworzenia się fazy intermetalicznej TaV_2 , której istnienie jest przewidywane w układach tantal–wanad [102].

Przeprowadzone badania metalograficzne potwierdziły brak wyraźnej strefy dyfuzyjnej zarówno w środkowej, jak i zewnętrznej części próbki (rys. 10.10). Liczne wtrącenia tantalu występujące po stronie wanadu w środkowej części próbki pochodzą z wykruszania się tantalu podczas zgrzewania tarcowego. Po stronie wanadu obserwuje się piki węgla (około 0,1%) wskazujące na niewielkie wydzielenia węglików. W strefie środkowej złącza wydzielania sięgają na głębokość do 500 μm od powierzchni łączenia, natomiast w strefie brzegowej – na około 150 μm . Szersza strefa wymieszania w środku próbki jest wynikiem przyjęcia podczas zgrzewania stosunkowo małych nacisków jednostkowych w okresie spęczania (tabela 10.1), co spowodowało stosunkowo niewielkie przesunięcie uplastycznionego materiału do wypłytki. W strefie łączenia od strony wanadu wzrasta mikrotwardość do około 158 HV_{0,015}, podczas gdy mikrotwardość materiału rodzimego wynosi 114 HV_{0,015}.

Rozciągane złącza tantal–wanad w próbkach z karbem wykazały wytrzymałość 366 MPa, a próbki rozrywały się w wanadzie, pomimo że karb był usytuowany na granicy połączenia (tabela 10.3). Dla połączeń tantal–wanad–tantal z międzywarstwą wanadu o szerokości 4,5 mm w próbkach typu B uzyskano wytrzymałość 271 MPa, a próbka







Rys. 10.10. Mikrostruktura oraz mikrotwardość tarciowo zgrzewanego złącza tantal–wanad (a) oraz liniowy rozkład wanadu, tantalum i węgla w środkowej części złącza (b) i zewnętrznej części (c)

Fig. 10.10. Material structure and microhardness in friction welded joint of tantalum–vanadium (a) and linear concentration profiles of vanadium, tantalum and carbon in a friction welded joint centre (b) and joint periphery (c)

rozerwała się w tantal. Tak więc otrzymaną jakość połączenia należy uznać za zadowalającą.

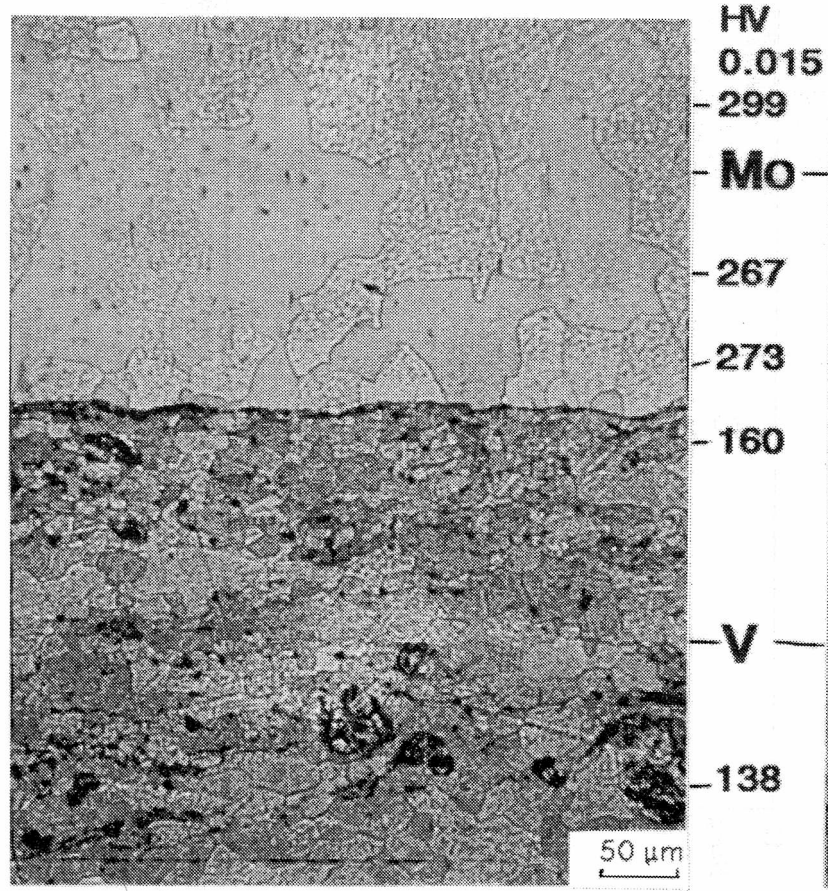
Molibden–wanad, TZM–wanad oraz molibden–tantal i TZM–tantal. Podczas zgrzewania tarcowego molibdenu lub stopu molibdenu TZM z takimi metalami z grupy V układu okresowego jak wanad i tantal występują szerokie strefy wymieszania, w których mikrotwardość ma wartość większą aniżeli mikrotwardość materiału wyjściowego (rys. 10.11a,b i rys. 10.12a,b). Temperatura topnienia oraz twardość zarówno wanadu, jak i tantalu są znacznie mniejsze niż molibdenu, więc strefy wymieszania powstają po stronie bardziej miękkiego materiału. W otrzymanych połączeniach strefy wymieszania nie mają por ani innych wad. Szerokość strefy wymieszania zmienia się wzdłuż średnicy próbki, przy czym strefa ta często nie leży bezpośrednio na granicy połączenia z molibdenem, lecz jest przesunięta w głąb tantalu albo wanadu. Taki stan jest spowodowany płynięciem bardziej miękkiego materiału podczas okresu spęczania. W strefie wymieszania nie stwierdzono, nawet używając mikroskopu skaningowego, istnienia strefy dyfuzyjnej.

Liniovą analizę zawartości molibdenu, wanadu i węgla w strefie złącza molibden–wanad przeprowadzono dla środkowej części próbki i jej obszarów zewnętrznych (0,5 mm od powierzchni próbki) i przedstawiono na rys. 10.11c,d. Po stronie wanadu, zwłaszcza w środkowej części próbki, widoczne są piki molibdenu wskazujące na rozmieszczenie wtrąceń molibdenu w plastycznym wanadzie. Brak jest zauważalnej wzajemnej rozpuszczalności. Po stronie wanadu, w zewnętrznych obszarach zgrzewanej próbki, obserwuje się piki wzrostu zawartości węgla, co wskazuje na obecność węglików w tej strefie. Są one widoczne podczas obserwacji na mikroskopie skaningowym (rys. 10.11b). Wydzielen nie ma w środkowej części próbki.

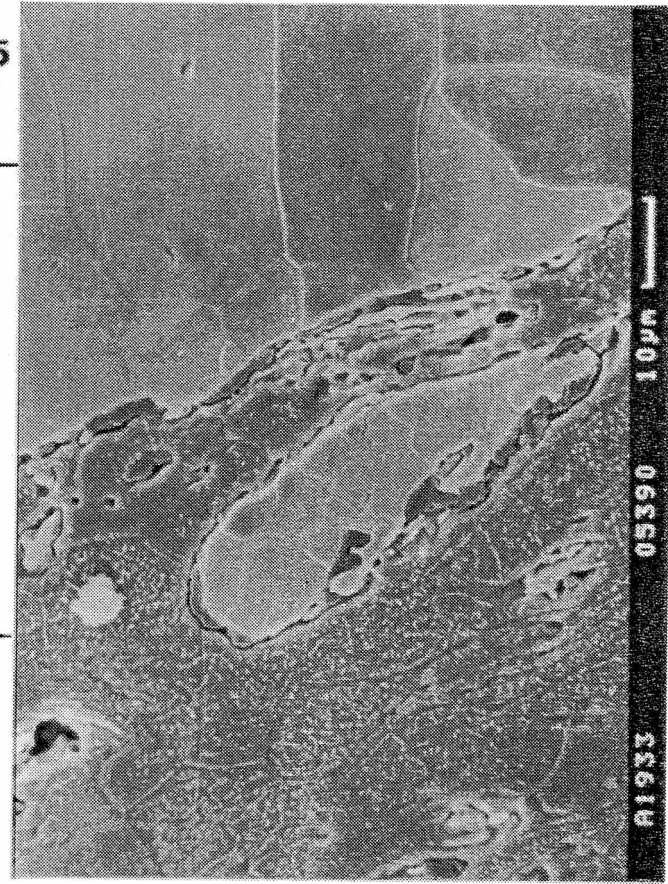
Molibden–niob, TZM–niob. W zgrzewanych tarcowo złączach molibdenu z niobem również widoczna jest strefa wymieszania o szerokości do 200 μm po stronie niobu (rys. 10.12c). W strefie wymieszania obserwuje się niewielki wzrost mikrotwardości niobu – do 236 HV_{0,015} (materiał rodzimy 213 HV_{0,015}), a także molibdenu – do 312 HV_{0,015} (materiał rodzimy 297 HV_{0,015}). W SWC po stronie molibdenu występuje strefa znacznego rozrostu ziaren.

W złączach połączeń niob–stop molibdenu TZM strefa wymieszania pojawia się także w niobie. Połączenie TZM–niob–TZM pokazano na rys. 10.12d. Z rysunku tego widać, że wskutek cyklu cieplnego podczas wykonywania drugiego połączenia niob–TZM w strefie pierwszego połączenia w niobie nastąpił rozrost ziaren, a jego mikrotwardość zmniejszyła się. Wytrzymałość próbek niob–TZM na rozciąganie wynosiła 231 MPa, a rozrywały się one na powierzchni połączenia.

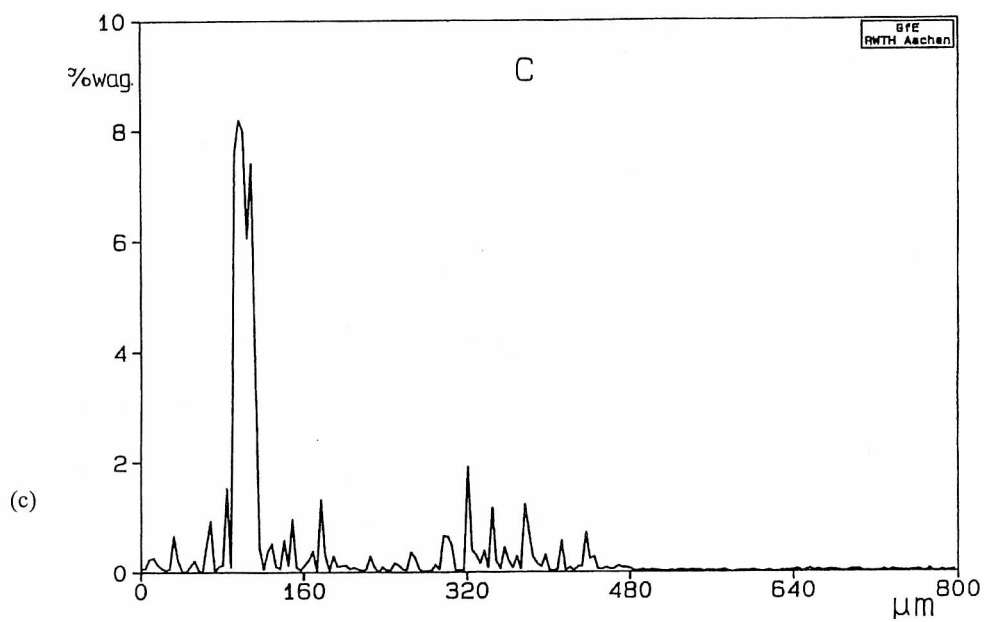
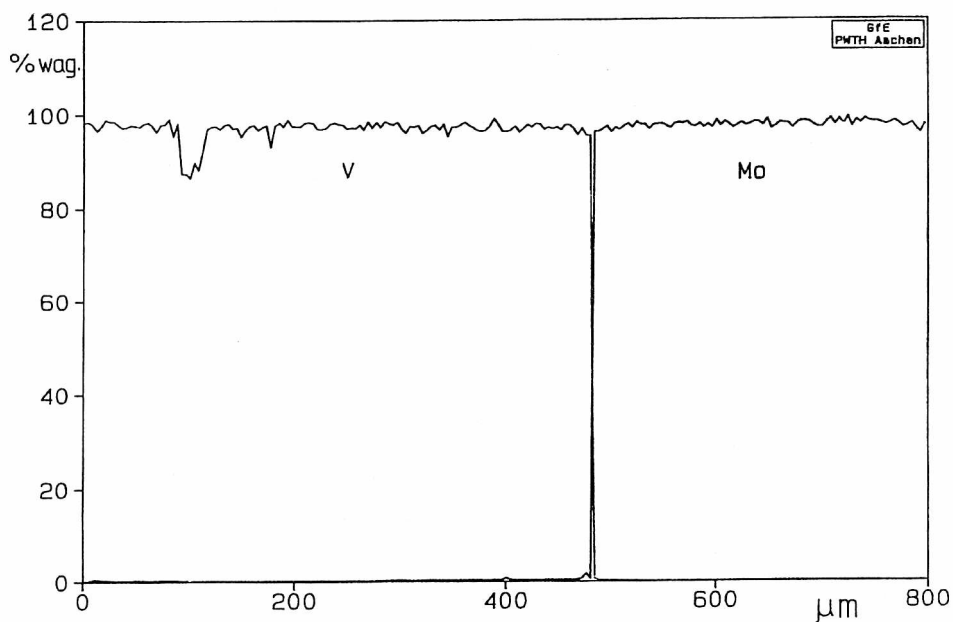
Tytan–zircaloy 2. W zgrzewanych tarcowo złączach tytan–zircaloy 2 (stop cyrkonu ZrSn₂) po stronie stopu cyrkonu występuje strefa wymieszania, której szerokość w zewnętrznych obszarach próbki zwiększa się do około 100 μm (rys. 10.13). Jeżeli mikrotwardość tytanu w pobliżu powierzchni łączenia ulega pewnemu zmniejszeniu, to

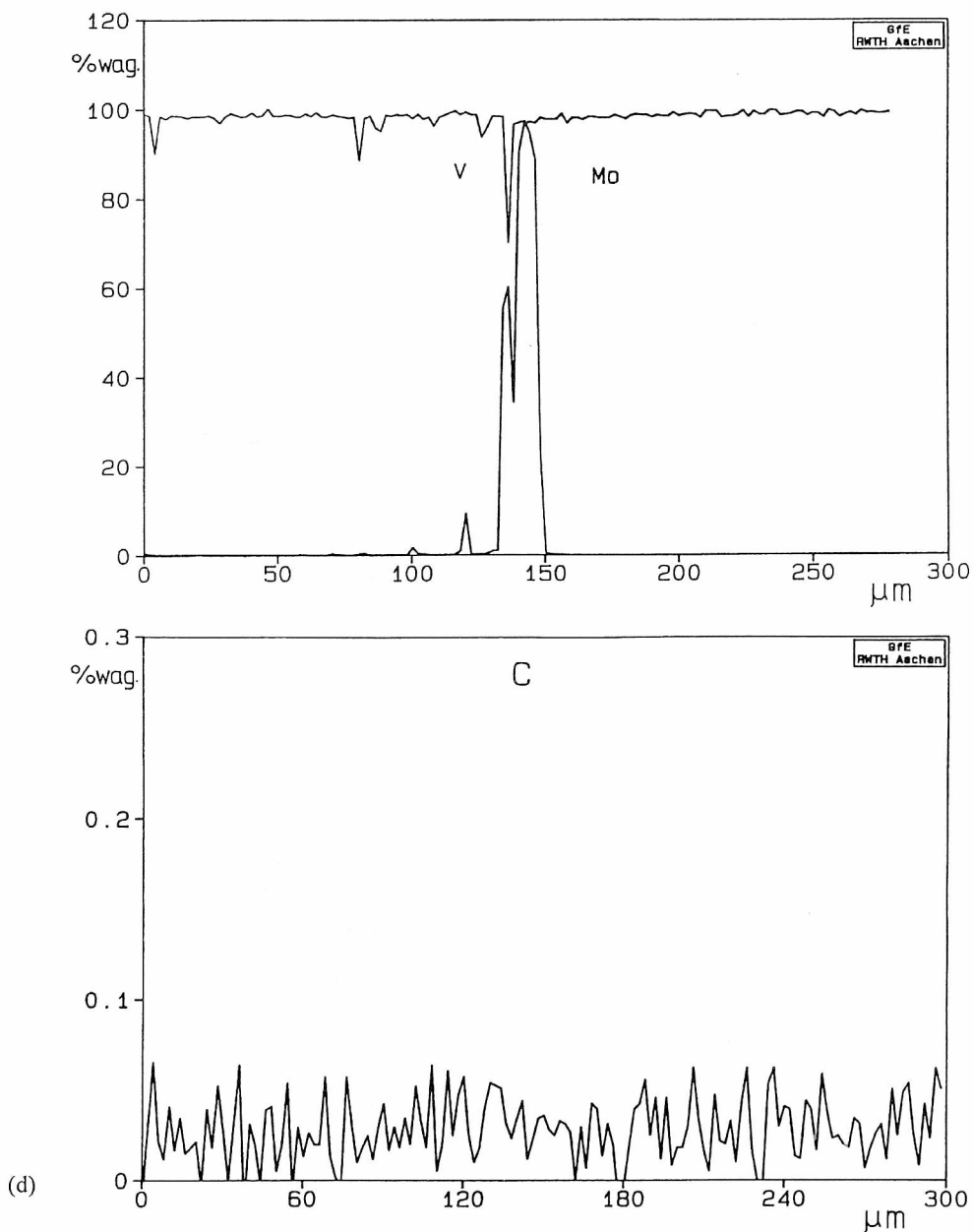


a)



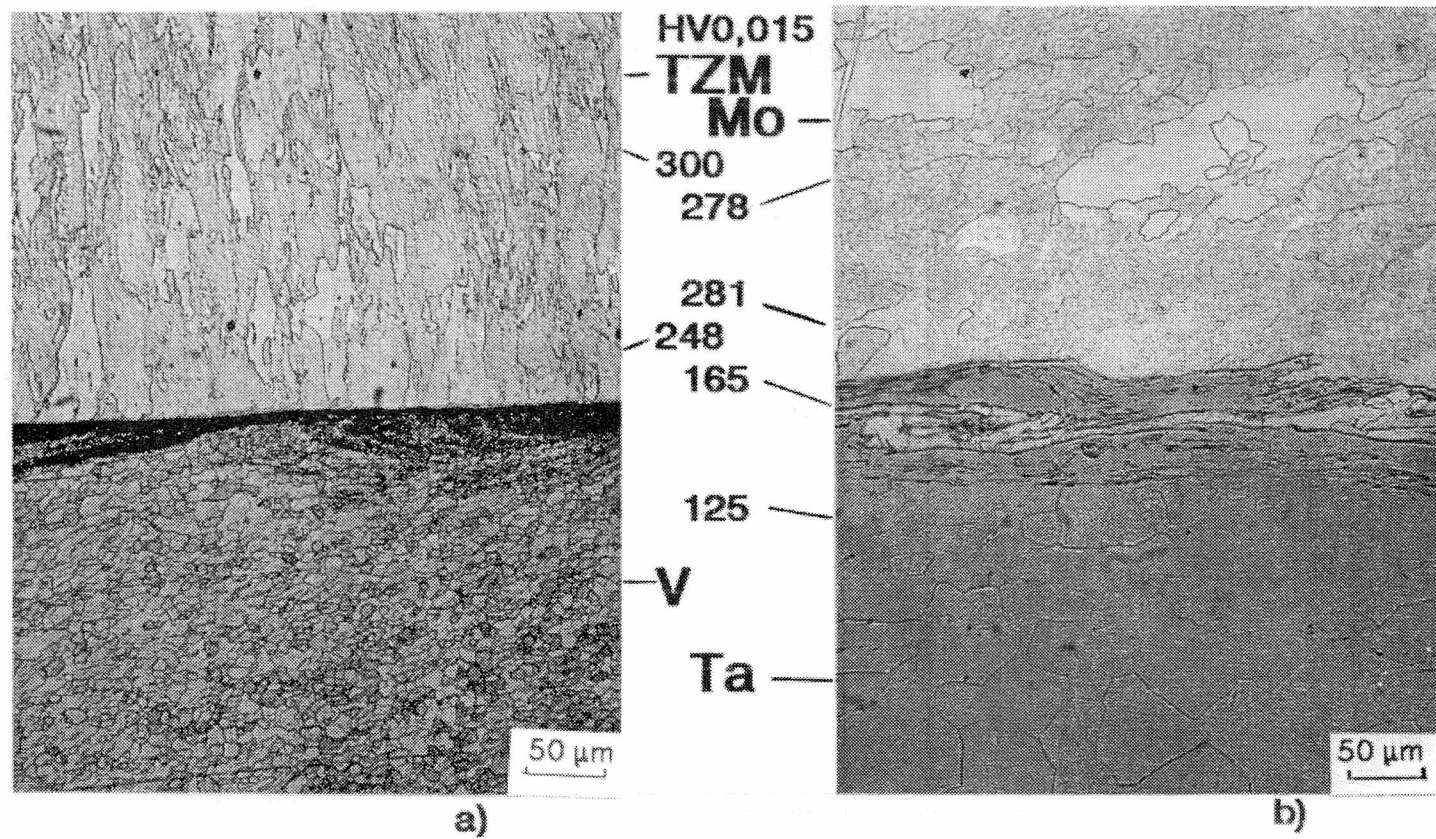
b)

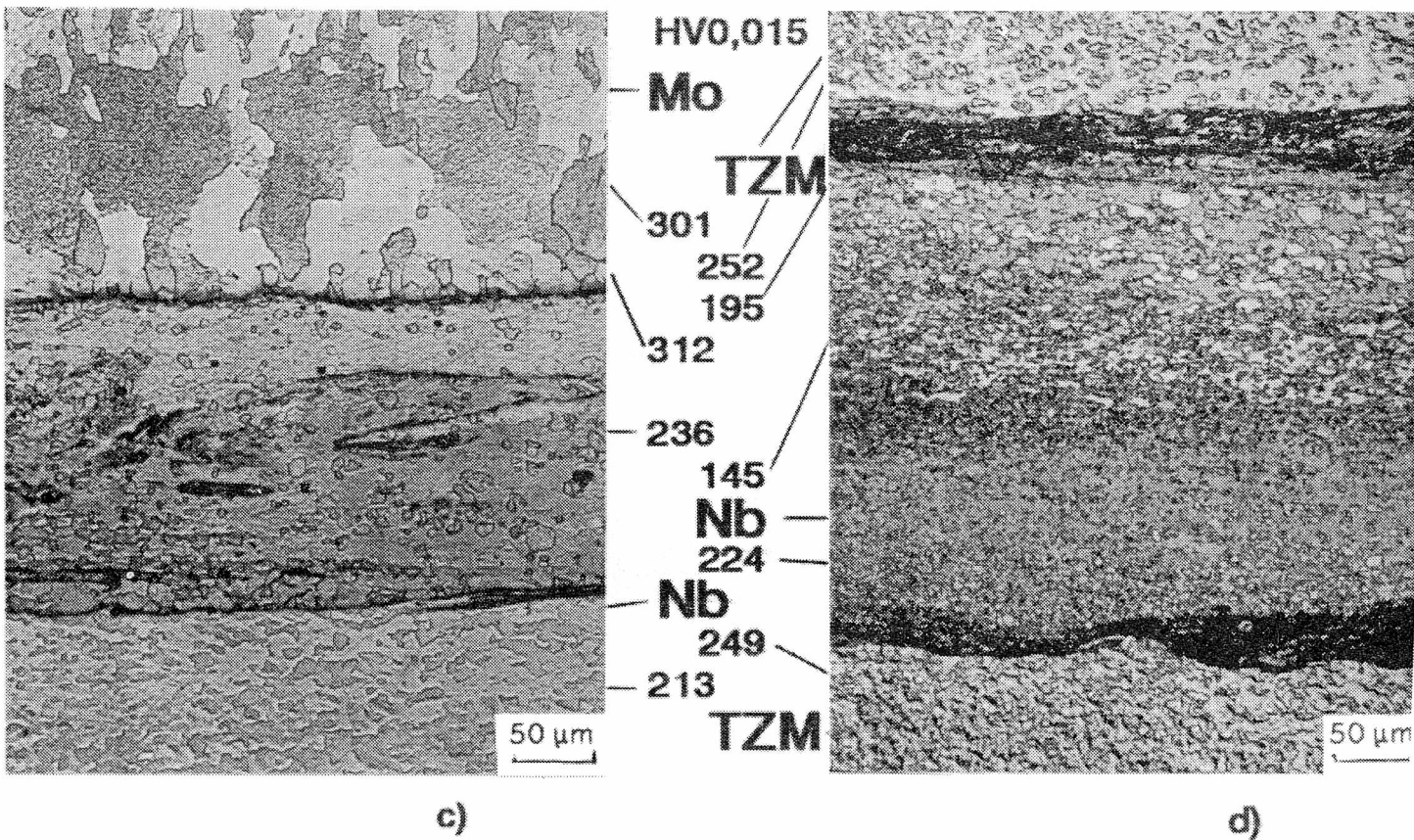




Rys. 10.11. Zgrzewane tarciovio złącze molibden–wanad: mikrostruktura (mikroskop optyczny) oraz mikrotwardość (a), mikrostruktura zewnętrznej części złącza (mikroskop skaningowy) (b), liniowy rozkład wanadu, molibdenu i węgla w środkowej części złącza (c) i w zewnętrznej części złącza (d)

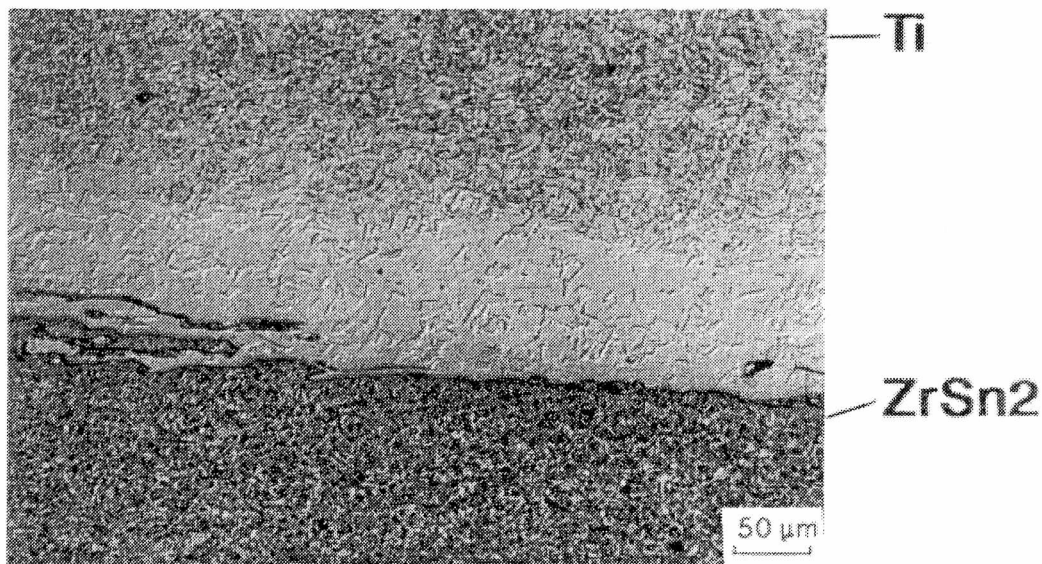
Fig. 10.11. Friction welded molybdenum–vanadium joint: material microstructure (under optical microscope) and microhardness (a) and microstructure of the peripheral portion of joint (under scanning microscopy) (b), linear concentration profiles of vanadium, molybdenum and carbon in a friction welded joint: joint centre (c) and joint periphery (d)



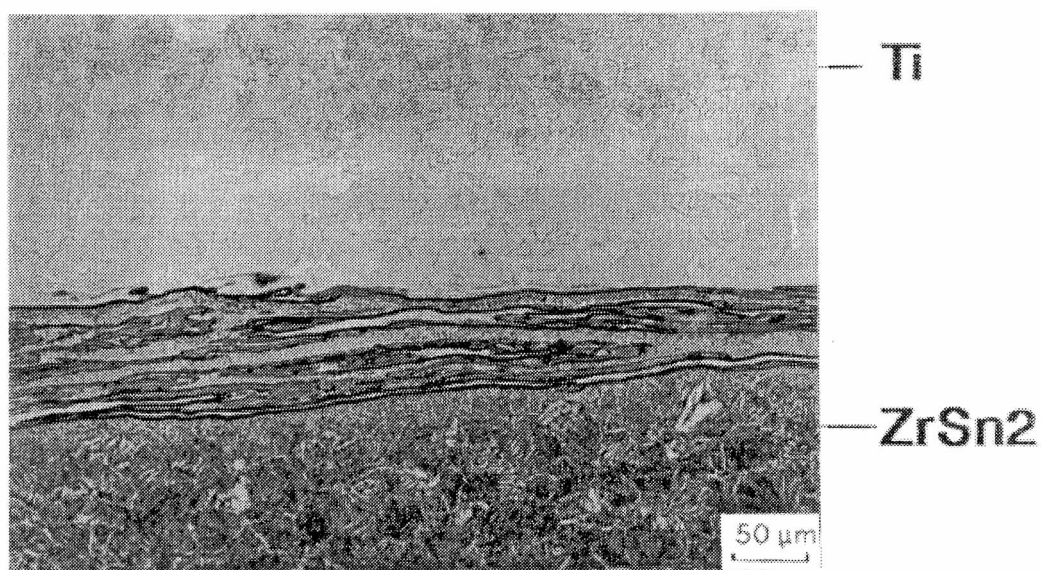


Rys. 10.12. Mikrostruktury złączy zgrzewanych tarcioowo oraz mikrotwardość złączy:
TZM–wanad (a), molibden–tantal (b), molibden–niob (c) i TZM–niob–TZM (d)

Fig. 10.12. Microstructures characterized by microhardness variation in friction welded joints of
TZM–vanadium (a), molybdenum–tantalum (b), molybdenum–niobium (c) and TZM–niobium–TZM (d)



(a)



(b)

Rys. 10.13. Mikrostruktura w zgrzewanym tarciovo złączu tytan–zircaloy 2:
środek próbki (a) i zewnętrzny obszar próbki (b)

Fig. 10.13. Microstructure in friction welded joint of titanium–zircaloy 2:
joint centre (a) and joint periphery (b)

w strefie wymieszania, po stronie ZrSn_2 , występują pasma o mikrotwardości do około 705 HV_{0,2}. Jest to zapewne spowodowane powstaniem wąskich stref dyfuzyjnych z układu Ti–Zr–Sn. Wytrzymałość połączeń tytan– ZrSn_2 na rozciąganie wynosi około 486 MPa, a próbka rozrywała się zawsze w materiale rodzimym stopu cyrkonu daleko od powierzchni łączenia (tabela 10.3).

10.3. Różnoimienne złącza materiałów o ograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym

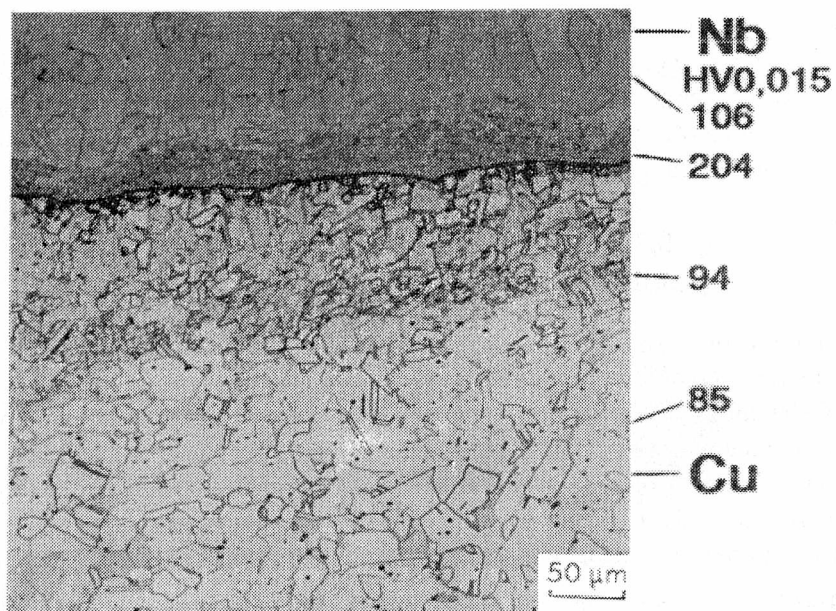
Przy ograniczonej rozpuszczalności składników w stanie stałym w układzie równowagi z mieszaniną eutektyczną roztworów stałych nasyconych powstaje monotektyka. Zarówno w stanie ciekłym, jak i stałym w pewnym zakresie składów stopy tego układu stanowią dwufazową mieszaninę roztworów ciekłych lub stałych nasyconych. Zakres ten jest ograniczony z obu stron obszarami stopów o jednofazowej budowie roztworów (ciekłych lub stałych). Połączenie takich materiałów, gdy rozpatrujemy je z metaloznawczego punktu widzenia, nie powinno stanowić problemu.

Miedź–niob. W strefie łączenia złącza miedź–niob zgrzewanego tarciovo występuje wąska, drobnoziarnista strefa odkształcenia (rys. 10.14a), w której mikrotwardość po stronie niobu wzrasta do 204 HV_{0,015} (materiał rodzimy 106 HV_{0,015}). Wytrzymałość na rozciąganie połączenia miedź–niob wynosi 279 MPa i jest zbliżona do wytrzymałości miedzi, chociaż próbki rozrywały się na granicy połączenia (tabela 10.3).

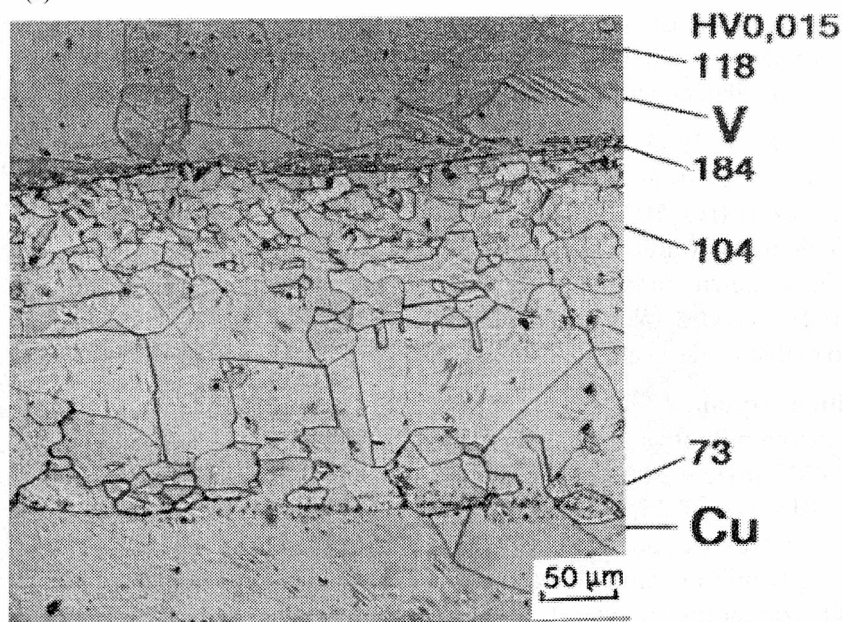
Miedź–wanad. W układzie miedź–wanad roztwory jednofazowe występują w niewielkim zakresie. Wanad ma w strefie złącza rozdrobnioną mikrostrukturę, odkształconą plastycznie (rys. 10.14b), o mikrotwardości zwiększonej do 184 HV_{0,015} w porównaniu do mikrotwardości poza złączem (118 HV_{0,015}). Również po stronie miedzi obserwuje się pewne umocnienie w strefie połączenia miedź–wanad (mikrotwardość 104 HV_{0,015}). Wytrzymałość na rozciąganie połączeń, które były wykonane przy stosunkowo małych naciskach jednostkowych spęczania, wynosiła 162 MPa (tabela 10.3).

Molibden–tytan, TZM–tytan. W połączeniu molibden–tytan nie stwierdzono wyraźnych zmian mikrotwardości. Natomiast w połączeniu TZM–tytan obserwuje się po stronie TZM bardzo wąską strefę (około 20 μm) o mikrotwardości zwiększonej do około 612 HV_{0,015} (rys. 10.15b). Tuż przy powierzchni łączenia po stronie tytanu występuje strefa o szerokości do 100 μm , której mikrotwardość zwiększa się do 325–350 HV_{0,015}, gdy mikrotwardość materiału rodzimego tytanu wynosi 268 HV_{0,015}.

W układzie molibden–tytan β w stanie stałym rozpuszczalność molibdenu w tytanie β jest nieograniczona, podczas gdy w układzie molibden–tytan α rozpuszczalność molibdenu w tytanie α – bardzo mała. Wysoka temperatura topnienia molibdenu, a także jego sześciokrotnie większa przewodność cieplna w porównaniu z przewodnością tytanu powodują, że w procesie zgrzewania tarciowego pomimo długich czasów zgrzewania otrzymuje się połączenie o wąskiej strefie dyfuzyjnej (rys. 10.16a,b,c), zawierającej około 20% at. molibdenu (strefa C z rys. 10.16 a).

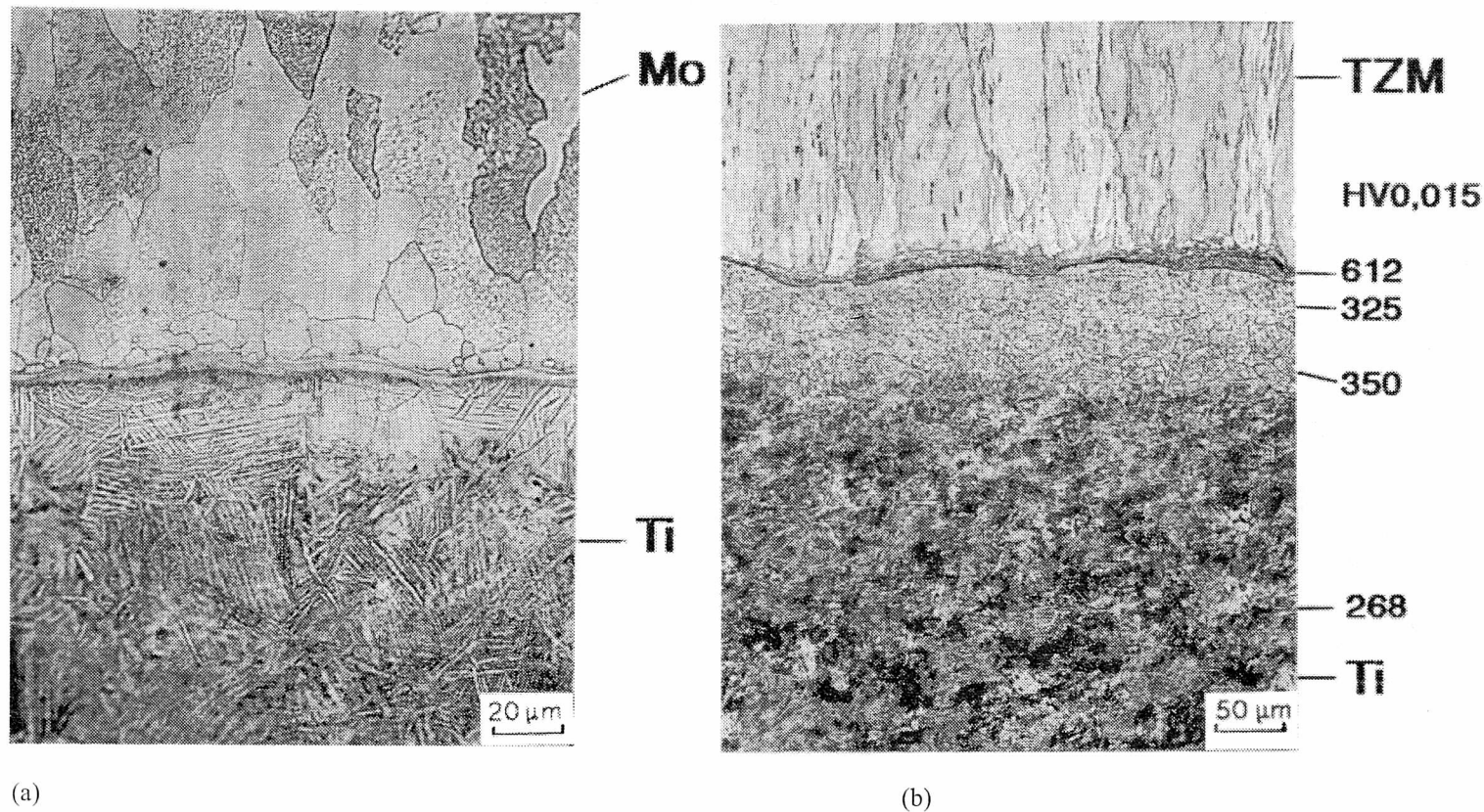


(a)



(b)

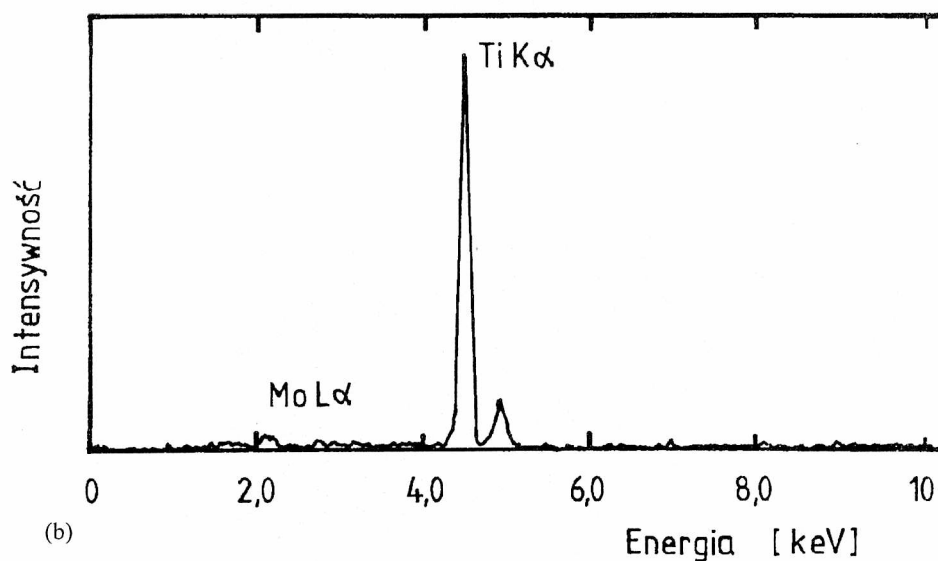
Rys. 10.14. Mikrostruktura w zgrzewanych tarciovo złączach: miedź–niob (a) i miedź–wanad (b)
 Fig. 10.14. Microstructure in friction welded joints of copper–niobium (a) and copper–vanadium (b)



Rys. 10.15. Mikrostruktury w zgrzewanych tarciowo złączach: molibden–tytan (a) i TZM–tytan (b)
 Fig. 10.15. Microstructures in friction welded joints of molybdenum–titanium (a) and TZM–titanium (b)

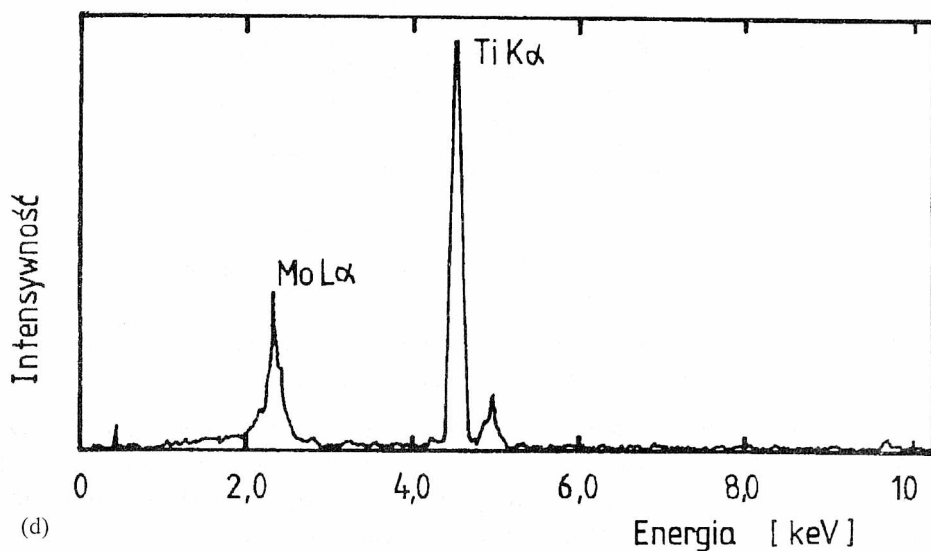
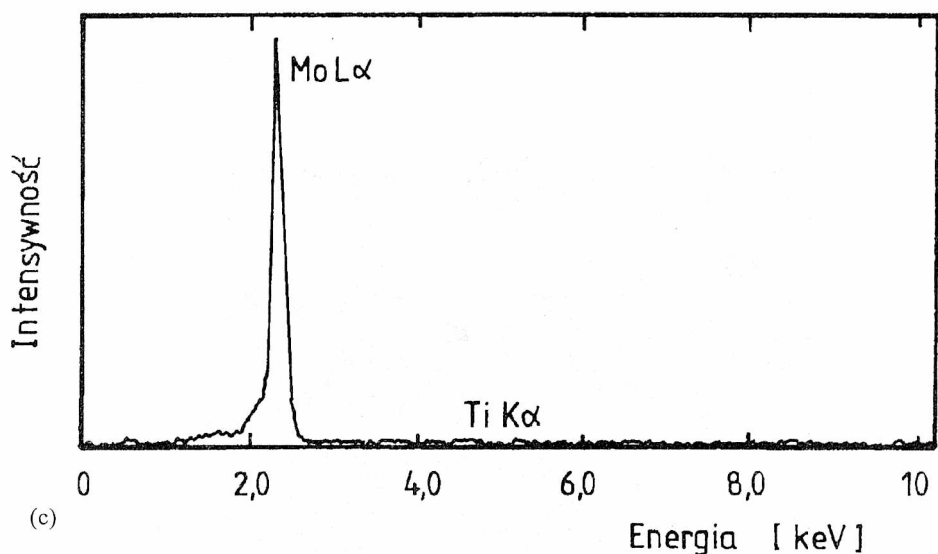


(a)



(b)

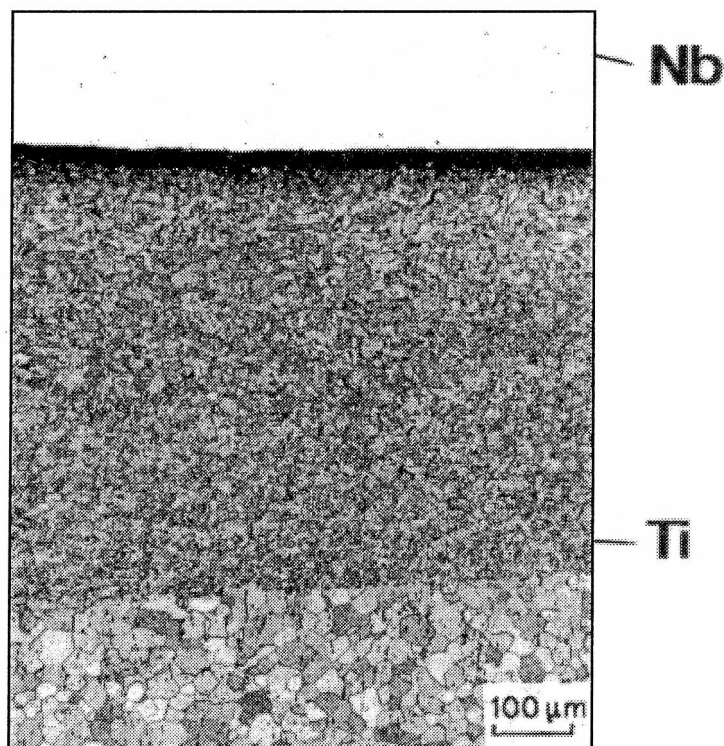
Niob–tytan. W dwuskładnikowych stopach tytanu z niobem w wysokich temperaturach, a także przy odpowiednio dużej zawartości niobu, strukturą równowagi jest faza β o strukturze RPC. Składniki wykazują wtedy nieograniczoną rozpuszczalność [102]. Natomiast w układzie $\text{Ti}(\alpha)\text{--Nb}$ rozpuszczalność jest ograniczona. Niob obniża temperaturę przemiany $\text{Ti}(\alpha)\text{--Ti}(\beta)$, rozszerzając zakres istnienia fazy β . Jest on więc sta-



Rys. 10.16. Mikrostruktura zgrzewanego tarciowo złącza molibden–tytan (mikroskop skaningowy) (a) oraz analiza punktowa EDX stref A (b), B (c) i C (d)

Fig. 10.16. Microstructure of a friction welded molybdenum–titanium joint under scanning microscope (a) and local EDX analysis of zones A (b), B (c) and C (d)

bilizatorem fazy β . Badania metalograficzne złączy wykazały istnienie wąskiej strefy dyfuzyjnej o szerokości około $8\ \mu\text{m}$ (rys. 10.17). Analiza układu Ti–Nb pozwala przypuszczać, że jest to roztwór stały tytanu z niobem ($\alpha + \beta$). Mikrotwardość tytanu wynosiła około 236 HV_{0,015}, niobu około 167 HV_{0,015}, a strefy dyfuzyjnej 329 HV_{0,015}.

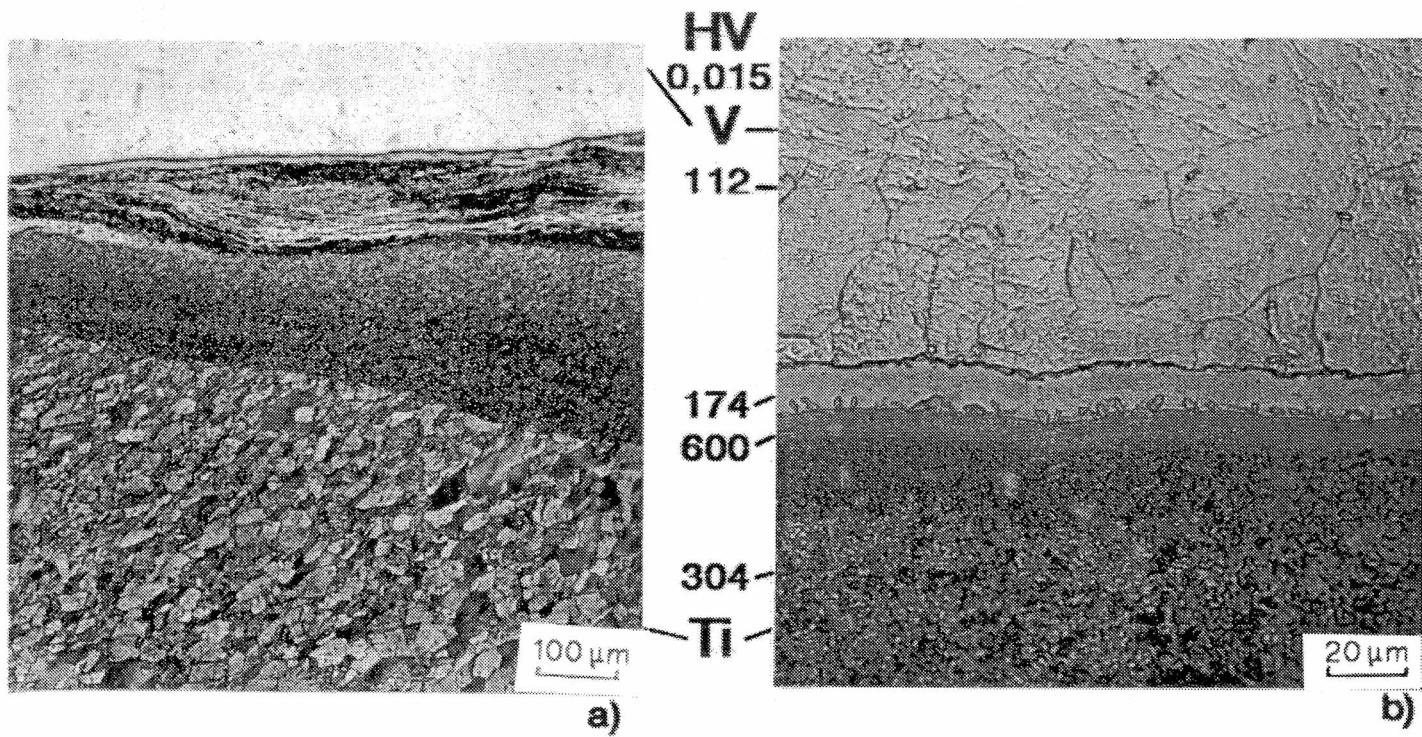


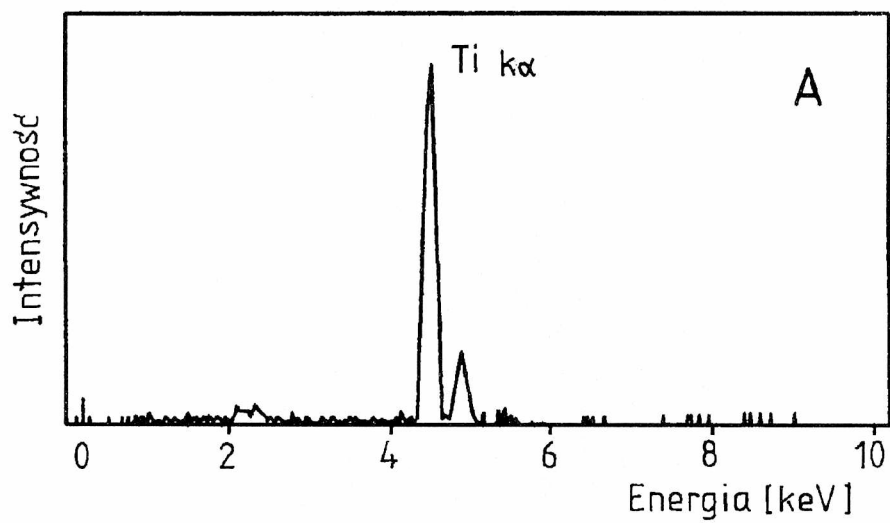
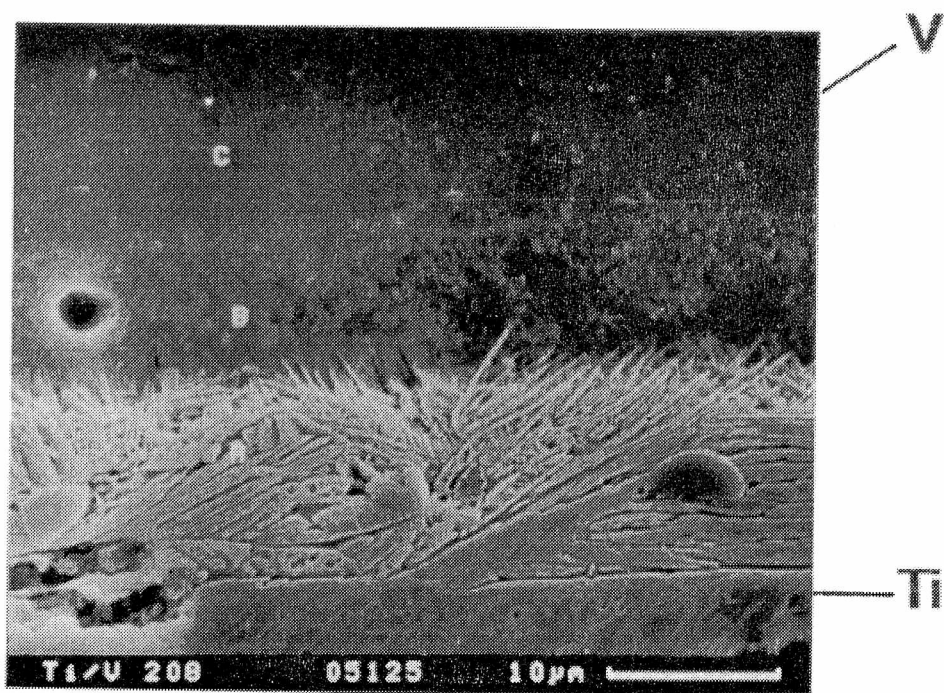
Rys. 10.17. Mikrostruktura zgrzewanego tarciowo złącza niob–tytan

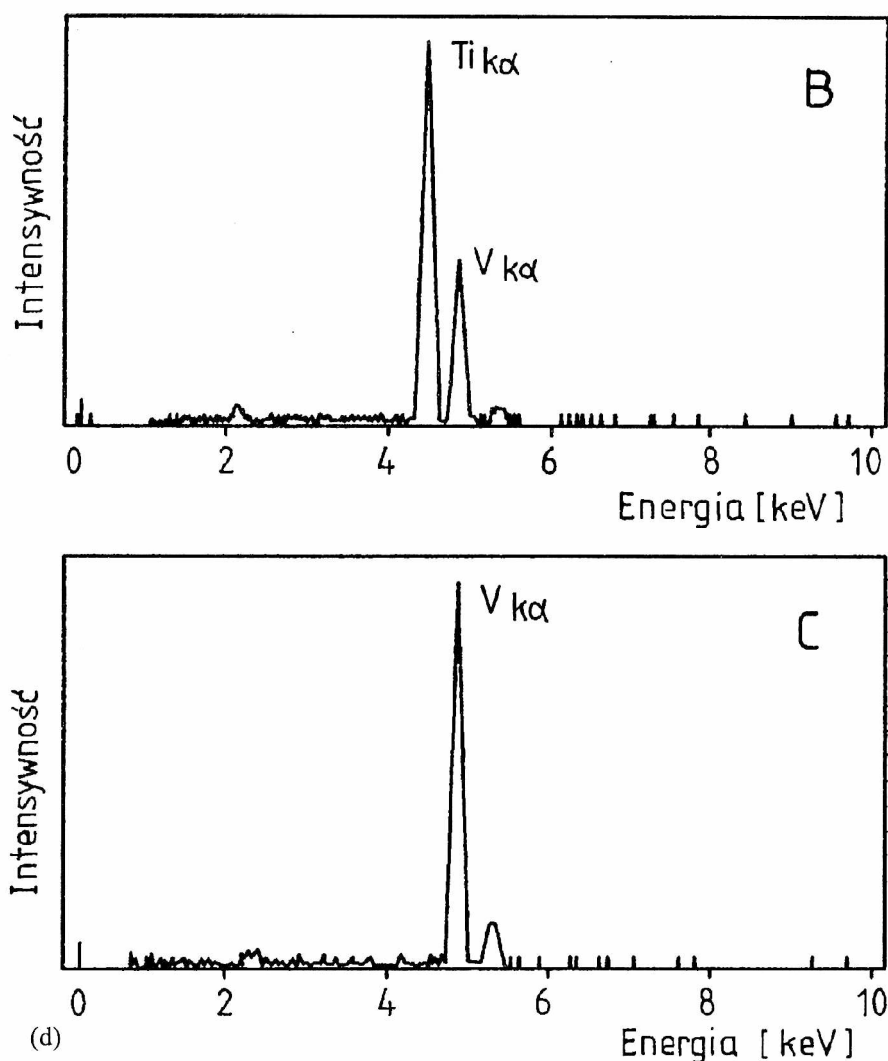
Fig. 10.17. Microstructure of a friction welded joint of niobium–titanium

Wytrzymałość połączeń niob–tytan osiągnęła średnią wartość 336 MPa, przy czym próbki rozrywały się na powierzchni łączenia Ti/Nb (tabela 10.3).

Tytan–wanad. W dwuskładnikowych stopach tytanu z wanadem podczas krzepnięcia powstaje z cieczy roztwór $\text{Ti}(\beta)\text{--V}$ o nieograniczonej rozpuszczalności. W czasie jego dalszego chłodzenia i po zejściu przemiany $\text{Ti}(\beta) \rightarrow \text{Ti}(\alpha)$, rozpuszczalność składników w układzie $\text{Ti}(\alpha)\text{--V}$ staje się ograniczona. Poniżej 500 °C rozpuszczalność tytanu w wanadzie jest niewielka. W zgrzewanych złączach tytan–wanad po stronie tytanu występuje strefa dyfuzyjna (rys. 10.18a). Strefa połączenia wykazuje duże wymieszanie po stronie tytanu, które powiększa się w zewnętrznych obszarach próbki. Przy większym powiększeniu w płaszczyźnie połączenia można rozpoznać dwie strefy dyfuzyjne (rys. 10.18b). Granicząca z wanadem strefa o szerokości około 12 μm ma mikrotwardość 174 HV_{0,015}. Jest to zapewne faza β z układu Ti–V. Do niej przylega wąska strefa fazy $\alpha + \beta$ oraz strefa o szerokości około 8 μm i mikrotwardości 600 HV_{0,015} i heksagonalnej strukturze. Zawartość wanadu w tej strefie wynosi około 26% wag., jest to więc zapewne faza ω , która w systemie Ti–V powstaje w wyniku przesylenia w obszarze stopu zawierającego 16–29% wag. wanadu [102], [174].





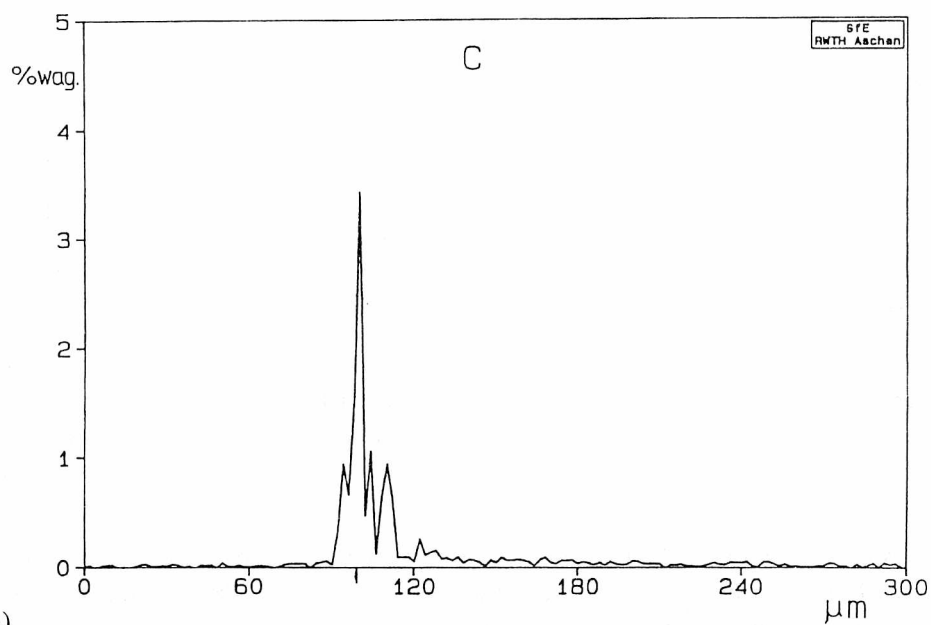
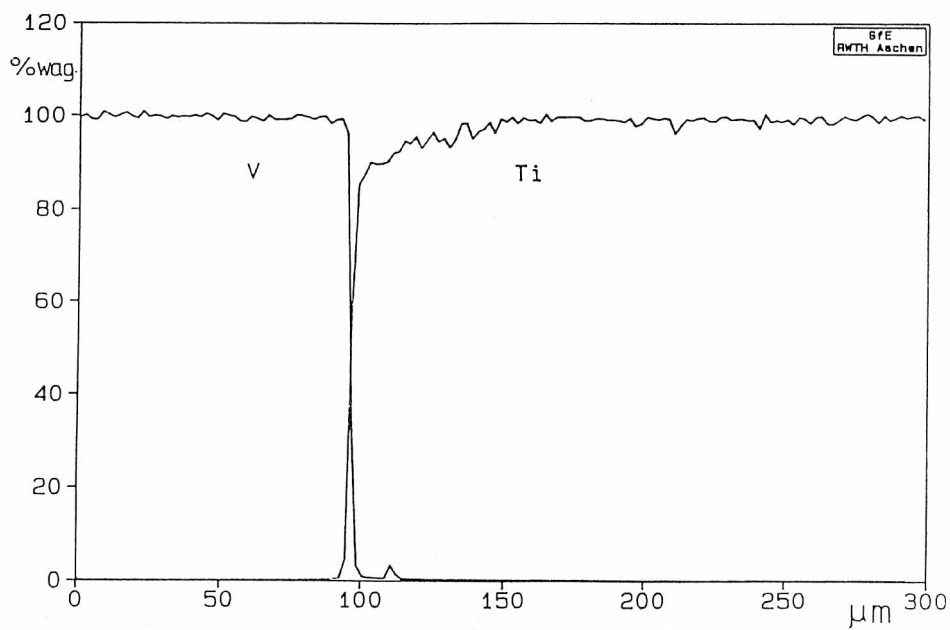


Rys. 10.18. Mikrostruktura zgrzewanego tarciowo złącza tytan–wanad: obraz spod mikroskopu optycznego (a, b) i mikroskopu skaningowego (c) oraz analiza punktowa EDX stref A, B, C z rys. c (d)

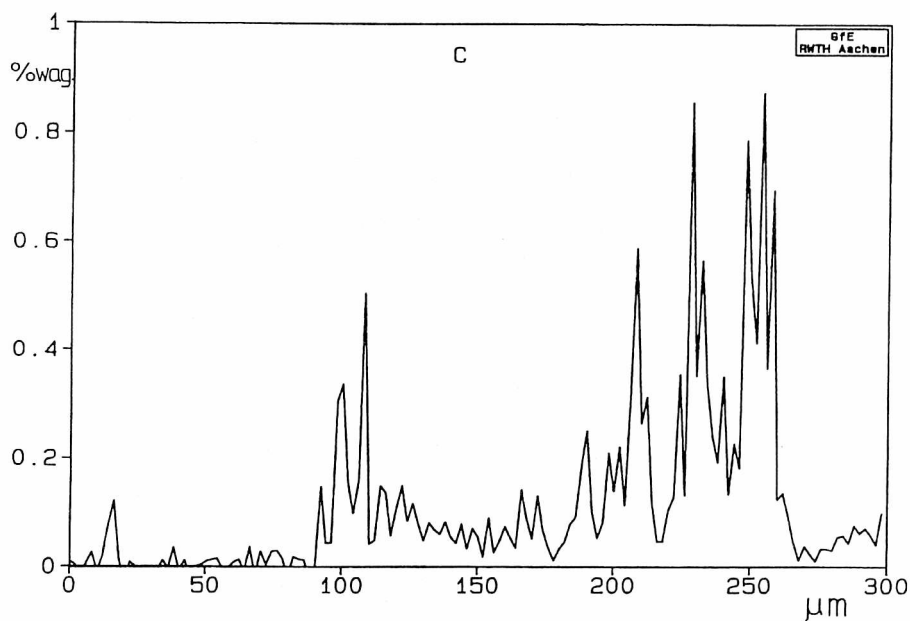
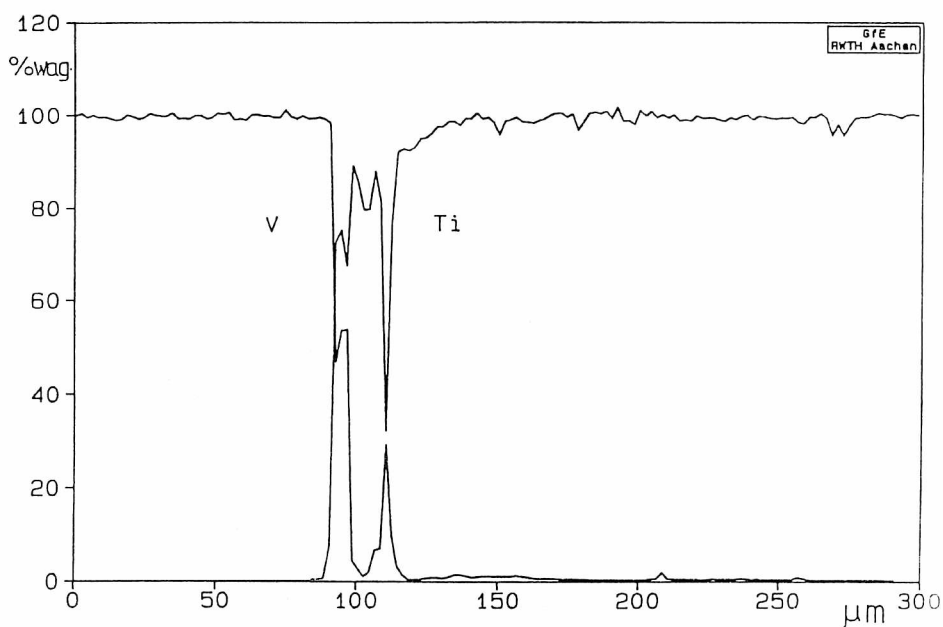
Fig. 10.18. Microstructure of a friction welded titanium–vanadium joint: optical microscopy image (a, b) and scanning microscopy image (c) and the local EDX analysis of zones A, B, C from fig. c (d)

Liniowa analiza rozkładu wanadu, tytanu i węgla w strefie połączenia tytan–wanad (rys. 10.19) wykazuje, że w środkowej części próbki istnieje rozbudowana strefa dyfuzyjna składająca się z trzech warstw, które tworzą:

- faza 1 sąsiadująca z wanadem i zawierająca około 55% wag. wanadu; jest to faza β z układu Ti–V,



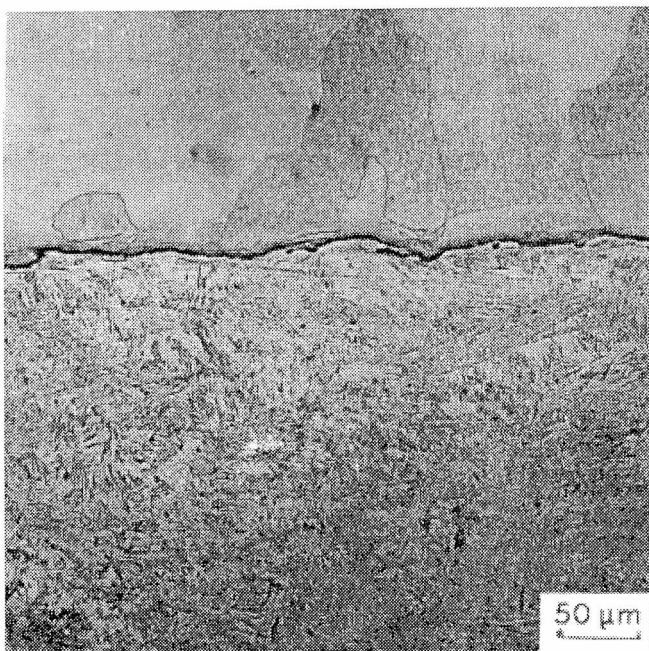
(a)



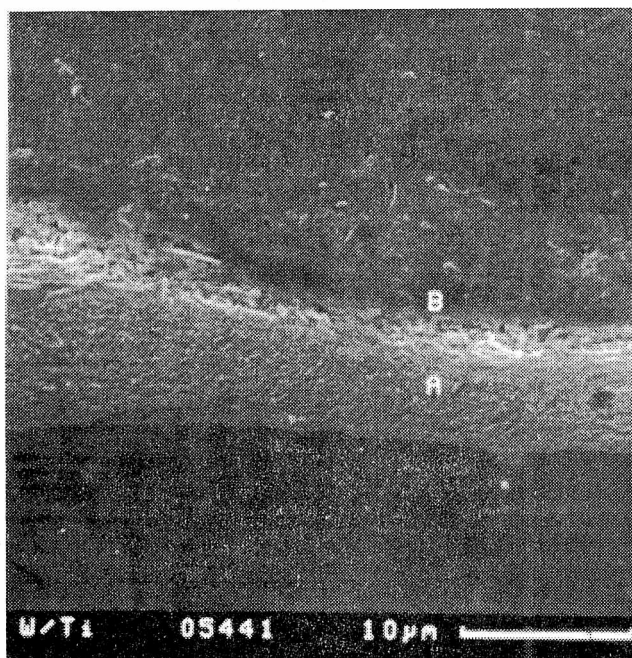
(b)

Rys. 10.19. Liniowy rozkład tytanu, wanadu i węgla w zgrzewanym tarciovo złączu tytan–wanad: środkowa część złącza (a) i zewnętrzna część złącza (b)

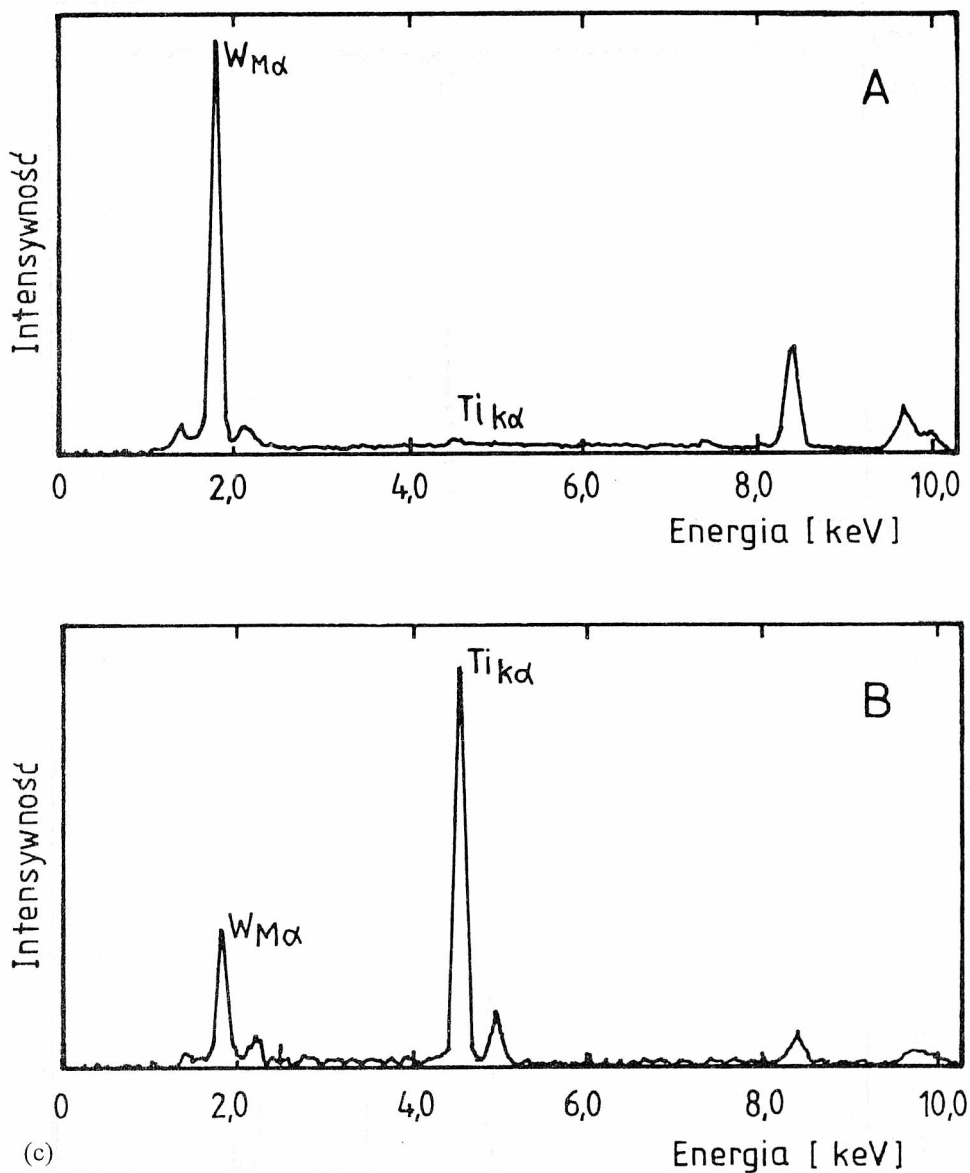
Fig. 10.19. Linear concentration profiles of titanium, vanadium and carbon in a friction welded titanium–vanadium joint: joint centre (a) and joint periphery (b)



(a)

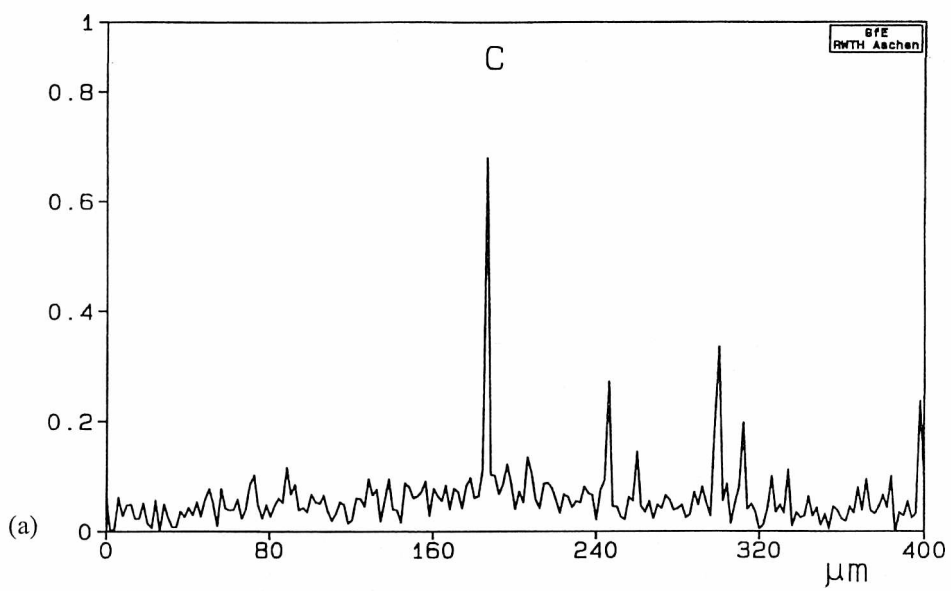
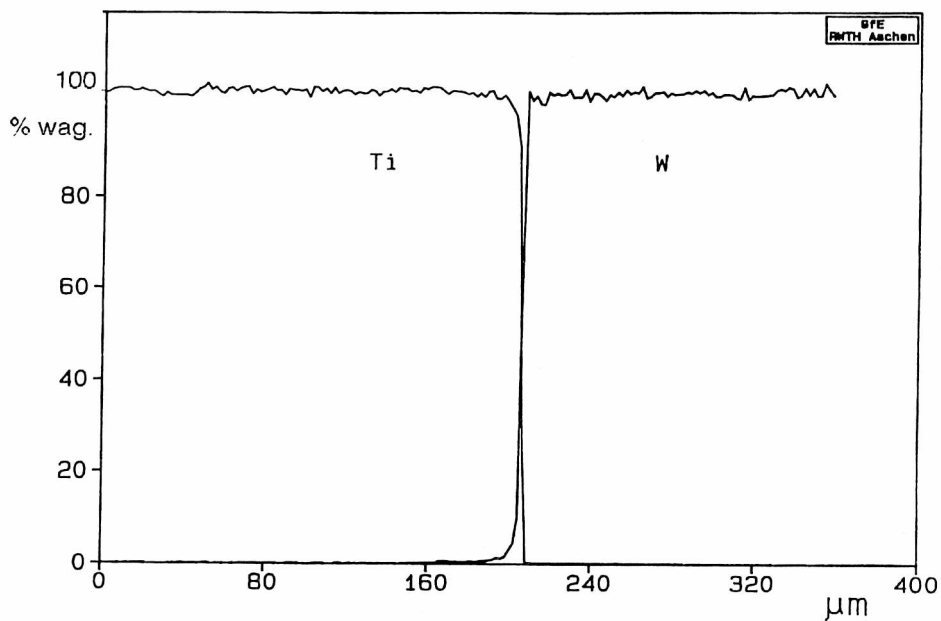


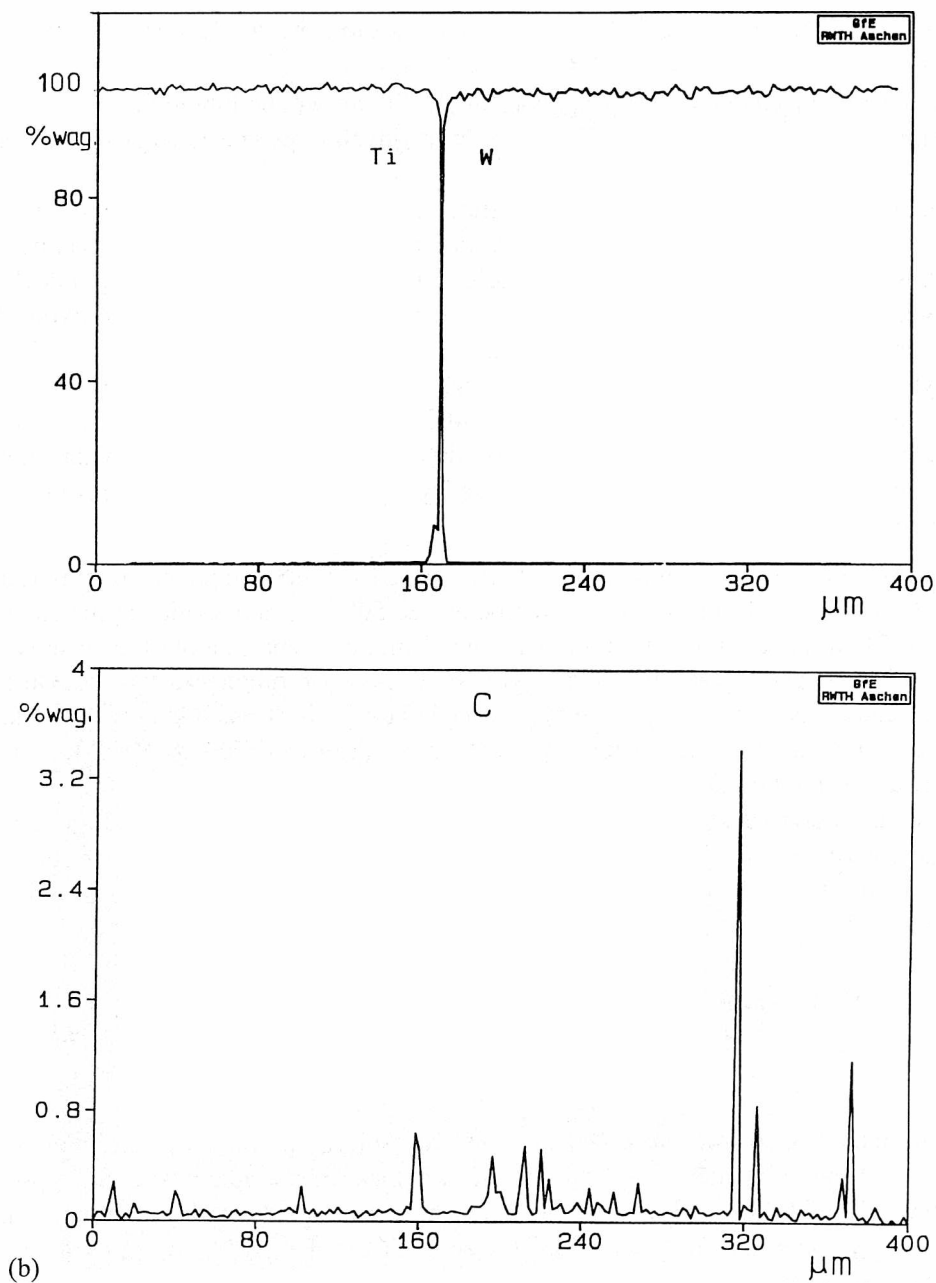
(b)



Rys. 10.20. Mikrostruktura zgrzewanego tarciowo złącza tytan–wolfram: obraz spod mikroskopu optycznego (a) i mikroskopu skaningowego (b) oraz analiza punktowa EDX stref A, B z rys. b (c)

Fig. 10.20. Microstructure of a friction welded tungsten–titanium joint: optical microscopy image (a) and scanning microscopy image (b) and the local EDX analysis of zones A, B, C from fig. b (c)





Rys. 10.21. Liniowy rozkład tytanu, wolframu i węgla w zgrzewanym tarciovo złączu tytan–wolfram: środkowa część złącza (a) i zewnętrzna część złącza (b)

Fig. 10.21. Linear concentration profiles of titanium, tungsten and carbon in a friction welded titanium–tungsten joint: joint centre (a) and joint periphery (b)

- faza 2 zawierająca poniżej 10% wag. wanadu; jest to zapewne faza $\alpha + \beta$ z układu Ti–V,
- faza 3 zawierająca około 26% wag. wanadu; jest to prawdopodobnie faza ω .

W brzegowej części złącza brak jest stref dyfuzyjnych, zapewne ze względu na przesunięcie ich do wypłytki.

Rozkład węgla wskazuje na jego wydzielenia się w strefie połączenia po stronie tytanu. Na brzegu próbki zawartość węgla wynosi do 0,8% wag. i sięga w tytanie na głębokość około 150 μm . W środkowej części próbki wzrost zawartości węgla dochodzi punktowo po stronie tytanu do 3% wag., ale na łącznej szerokości tylko około 20 μm , bezpośrednio przy powierzchni łączenia.

Wytrzymałość połączeń Ti–V–Ti na rozciąganie dla międzywarstwy wanadu o grubości 1 mm wynosiła 479 MPa (dla 2 mm – 402 MPa), a próbki rozrywały się na powierzchni pierwszego połączenia. Natomiast gdy grubość warstwy wanadu miała 3 mm, rozerwanie próbek następowało w środku międzywarstwy wanadu przy naprężeniu ni szczącym 362 MPa (tabela 10.3).

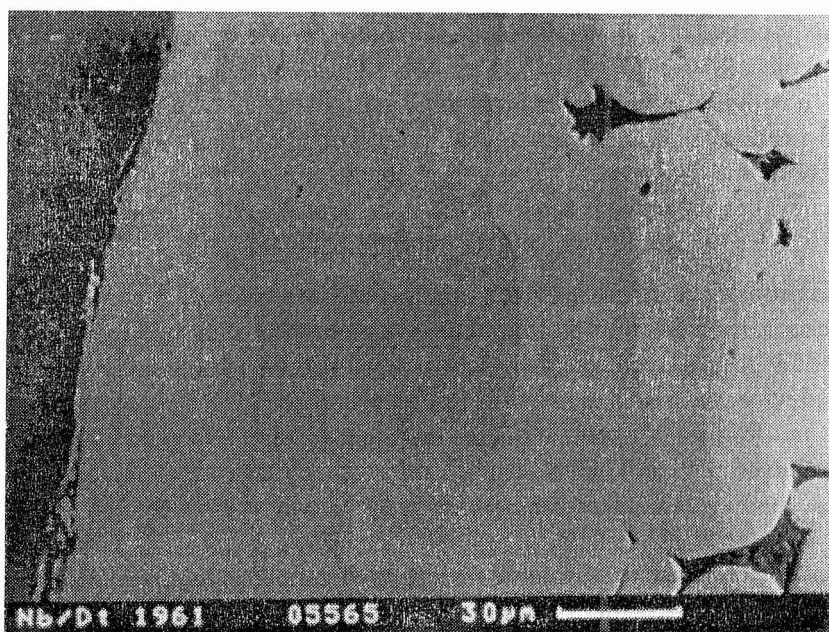
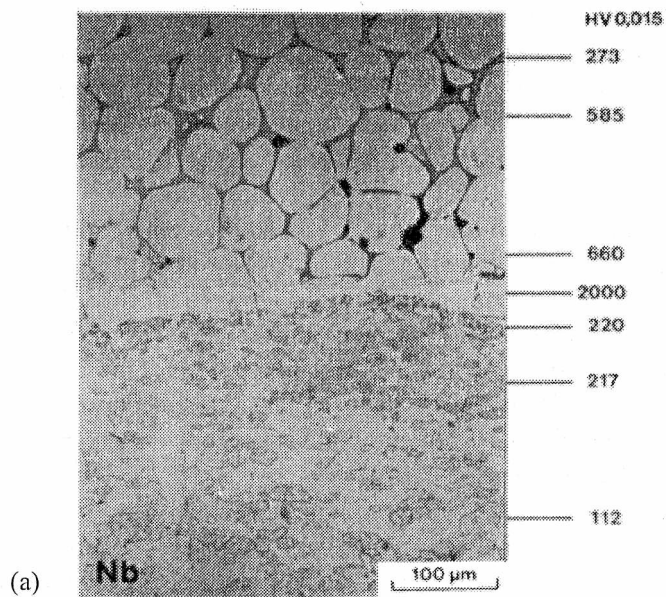
Tytan–wolfram. Wolfram tworzy z tytanem (β) układ o nieograniczonej rozpuszczalności. Natomiast wolfram w Ti(α) w temperaturze 500 °C praktycznie się nie rozpuszcza [102]. Wysoka temperatura topnienia wolframu oraz znaczna plastyczność tytanu powodują, że przy zgrzewaniu tarciovym należy stosować długie czasy tarcia. Otrzymane złącze ma bardzo wąską strefę dyfuzyjną, w której zawartość tytanu wynosi około 10% wag. (rys. 10.20b,c). Strefa dyfuzyjna ma mikrotwardość 676 HV0,015 przy mikrotwardości materiału rodzimego wolframu 580 HV0,015.

Analiza liniowa rozkładu tytanu, wolframu i węgla w złączu zgrzewanym tarciovym wykazuje wąską (poniżej 10 μm) strefę dyfuzji (rys. 10.21). Rozkład węgla z punktowymi pikami 0,2–3,2% wag. C, głównie po stronie wolframu, wskazuje na wydzielenie się węglików.

10.4. Różnoimienne złącza materiałów o ograniczonej rozpuszczalności tworzące układy z fazami międzymetalicznymi

Niob–pseudostop wolframu D18. Jak już wcześniej wspomniano, wykonanie połączenia wolfram–niob nie nastręcza problemów. Jednak w przypadku złączy niob–pseudostop wolframu D18 mogą tworzyć się fazy międzymetaliczne między niobem a składnikami fazy wiążącej (Fe, Ni), a więc fazy z układu Nb–Fe–Ni–W. W każdym z wykonanych połączeń pseudostopu wolframu D18 z niobem pomimo stosowania bardzo krótkich czasów zgrzewania powstawała niezwykle twarda strefa (około 2000 HV0,015) o szerokości 5–50 μm z licznymi mikropęknięciami (rys. 10.22a,b).

Stwierdzono, że podczas zgrzewania następuje częściowe wypływanie fazy wiążącej z pseudostopu wolframu. Tak więc nikiel i żelazo z fazy wiążącej oddziałują z niobem i wolframem, powodując utworzenie ciekłej strefy na granicy połączenia. Najniż-



Rys. 10.22. Mikrostruktura zgrzewanego tarciowo złącza niob–pseudostop wolframu D18:
obraz spod mikroskopu optycznego (a) i mikroskopu skaningowego (b)

Fig. 10.22. Microstructure of a friction welded niobium–tungsten pseudoalloy D18 joint:
optical microscopy image (a) and scanning microscopy image (b)

sze temperatury istnienia cieczy dla układu Fe–Ni wynoszą 1425 °C, ale już dla układu Fe–Nb – 1373 °C, a dla Nb–Ni – 1175 °C [102] i dlatego osiągnięta podczas zgrzewania tarcowego temperatura wystarcza do częściowego stopienia fazy wiążącej w pseudostopie wolframu. W warstwach niobu przyległych do strefy połączenia twardość wzrasta do około 220 HV0,015 w porównaniu do mikrotwardości materiału rodzimego równej 112 HV0,015.

Wskutek dynamicznego uderzenia uzyskano przełom w najbardziej kruchym miejscu złącza niob–pseudostop wolframu D18, które z obu stron poddano badaniom rentgenograficznym. Na przełomach występują głównie piki wolframu oraz refleksy nie zidentyfikowanej fazy (tabela 10.4). Podczas stopniowego zeszlifowywania przełomu w kierunku niobu nadal rejestrowano malejące główne piki wolframu oraz inne małe piki pochodzące od nie zidentyfikowanych faz, a także pojawiające się ze wzrastającą intensywnością piki niobu. Nie zidentyfikowane refleksy pochodzą zapewne od faz międzymetalicznych z układów Fe–Ni–W–Nb.

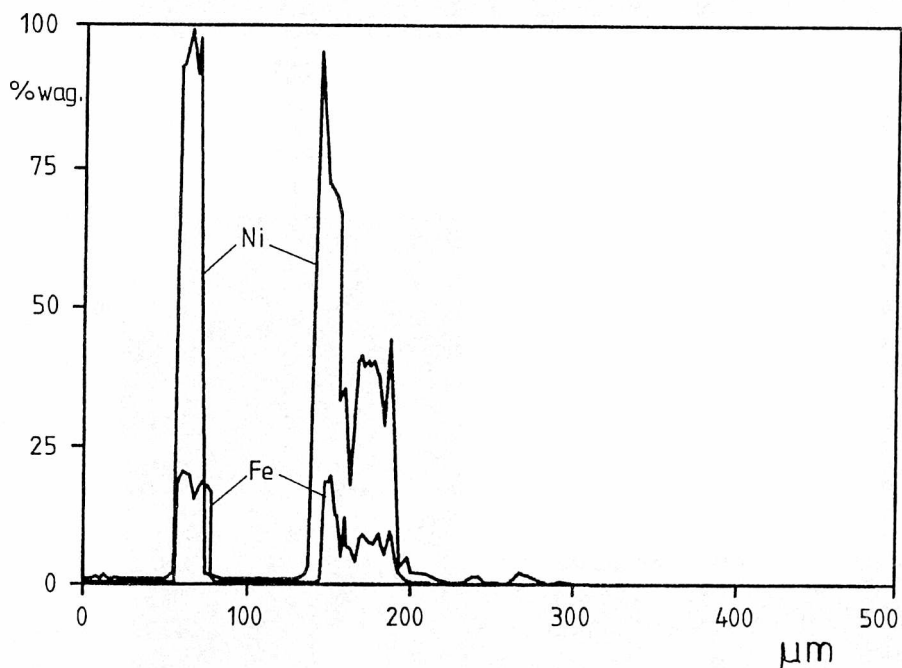
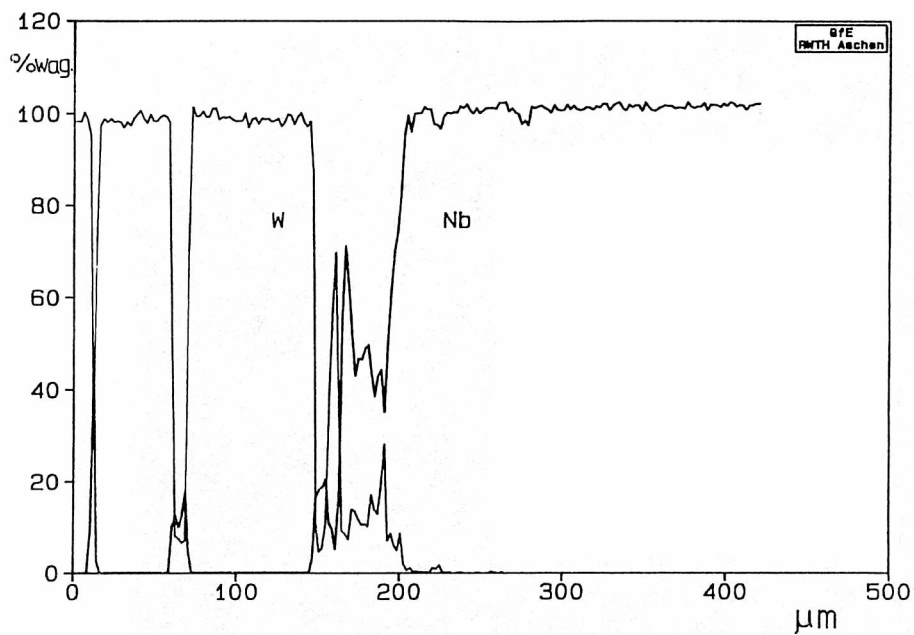
Analiza liniowa rozkładu wolframu, niobu, niklu i żelaza wykazuje (rys. 10.23), że niob dyfunduje w ilości przekraczającej 10% wag. w głąb fazy wiążącej pseudostopu wolframu D18. Punktowa analiza twardej strefy w połączeniu niob–D18 wykazała, że zawiera ona 40–60% wag. niobu, 10–20% wag. wolframu, około 40% wag. niklu i około 8% wag. żelaza.

Na granicy połączenia, w strefie istnienia twardej warstwy, występuje pik węgla o wielkości około 2% wag. C.

Należy tu nadmienić, że proces zgrzewania tarcowego pary niob–pseudostop wolframu D18 przebiega zupełnie inaczej niż pary wolfram–niob. Gdy naciski podczas tarcia były podobne, wówczas – zgrzewając pseudostop wolframu – dopiero po czasie tarcia 30 s uzyskano skrócenie zaledwie 0,2 mm, podczas gdy dla pary niob–wolfram już po czasie 7,5 s skrócenie wynosiło 13,8 mm (tabela 10.1).

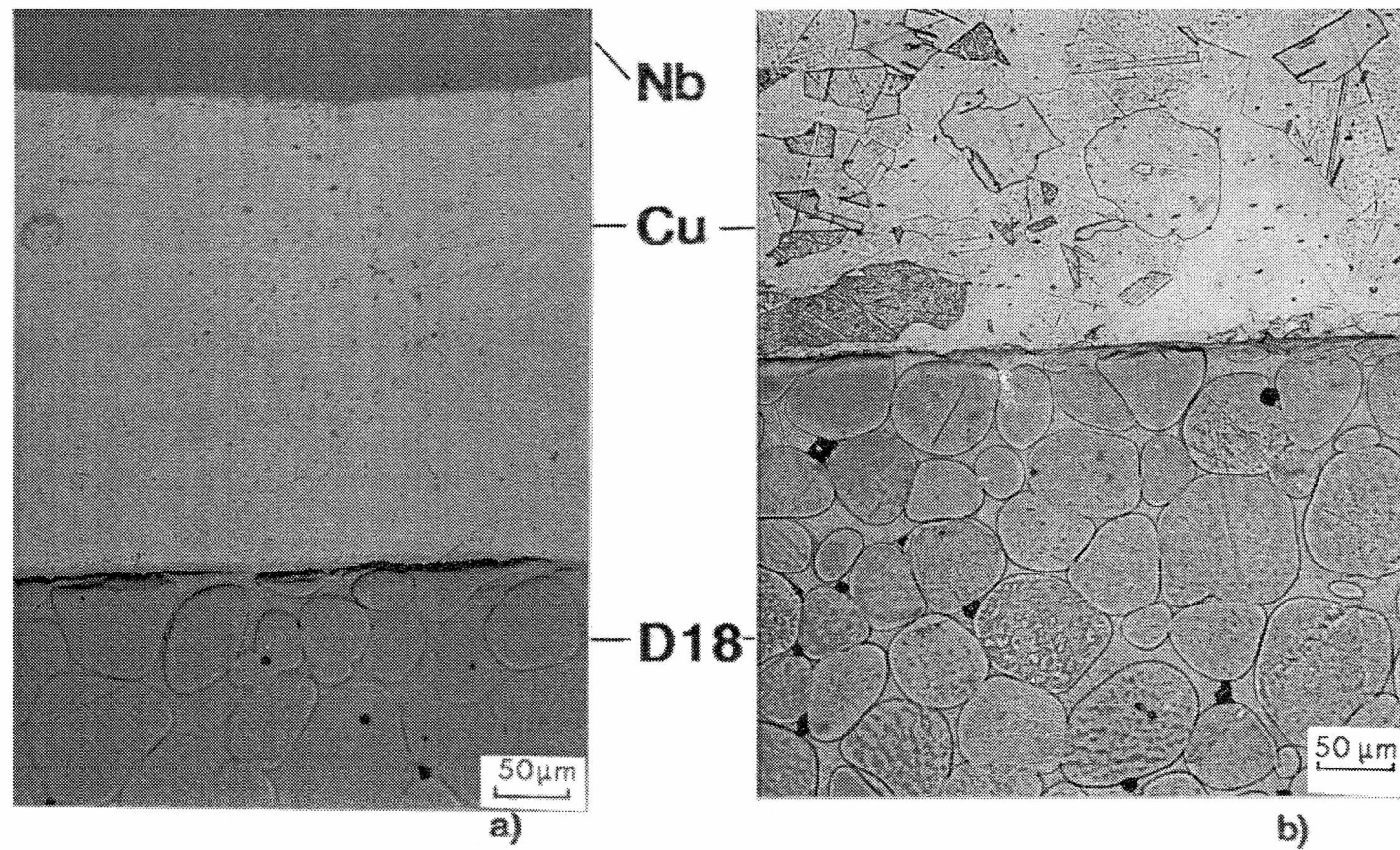
Niob–pseudostop wolframu D18 z międzywarstwą miedzi. Z powodu niepowodzeń w łączeniu pseudostopu wolframu D18 z niobem postanowiono, korzystając z analiz układów podwójnych, zastosować warstwę pośrednią z miedzi. Miedź nie tworzy faz międzymetalicznych ze składnikami fazy wiążącej (Ni, Fe) i wcale nie rozpuszcza się w wolframie. W układzie miedź–niob nie występują fazy międzymetaliczne, a w temperaturach poniżej 1080 °C istnieje mieszanina roztworów stałych α i β . Rozpuszczalność niobu w miedzi w temperaturze 1080 °C wynosi 0,1% at., natomiast miedzi w niobie – 1,2% at. [102].

Gdy jako międzywarstwę stosuje się miedź, powinna to być miedź beztlenna, gdyż już ta ilość ciepła, jaka wydzieliła się podczas wykonywania drugiego połączenia, może wystarczyć, aby powstały mikropęknięcia po stronie miedzi w strefie pierwszego połączenia [10]. Dlatego dla połączeń D18–niob stosowano na przykładki miedź odtlenioną fosforem (SF-Cu) w postaci płytek o wymiarach 35 x 35 x 15 mm. Po wykonaniu połączenia pseudostop wolframu D18–miedź usunięto przez toczenie wypływkę i pozostawiono warstwę miedzi o grubości około 8 mm. Następnie wykonano kolejne po-



Rys. 10.23. Liniowy rozkład pierwiastków (Fe, Ni, W, Nb) w zgrzanym tarciovo złączu niob–pseudostop wolframu D18

Fig. 10.23. Linear concentration profiles of Fe, Ni, W, Nb in a friction welded niobium–tungsten pseudoalloy D18 joint



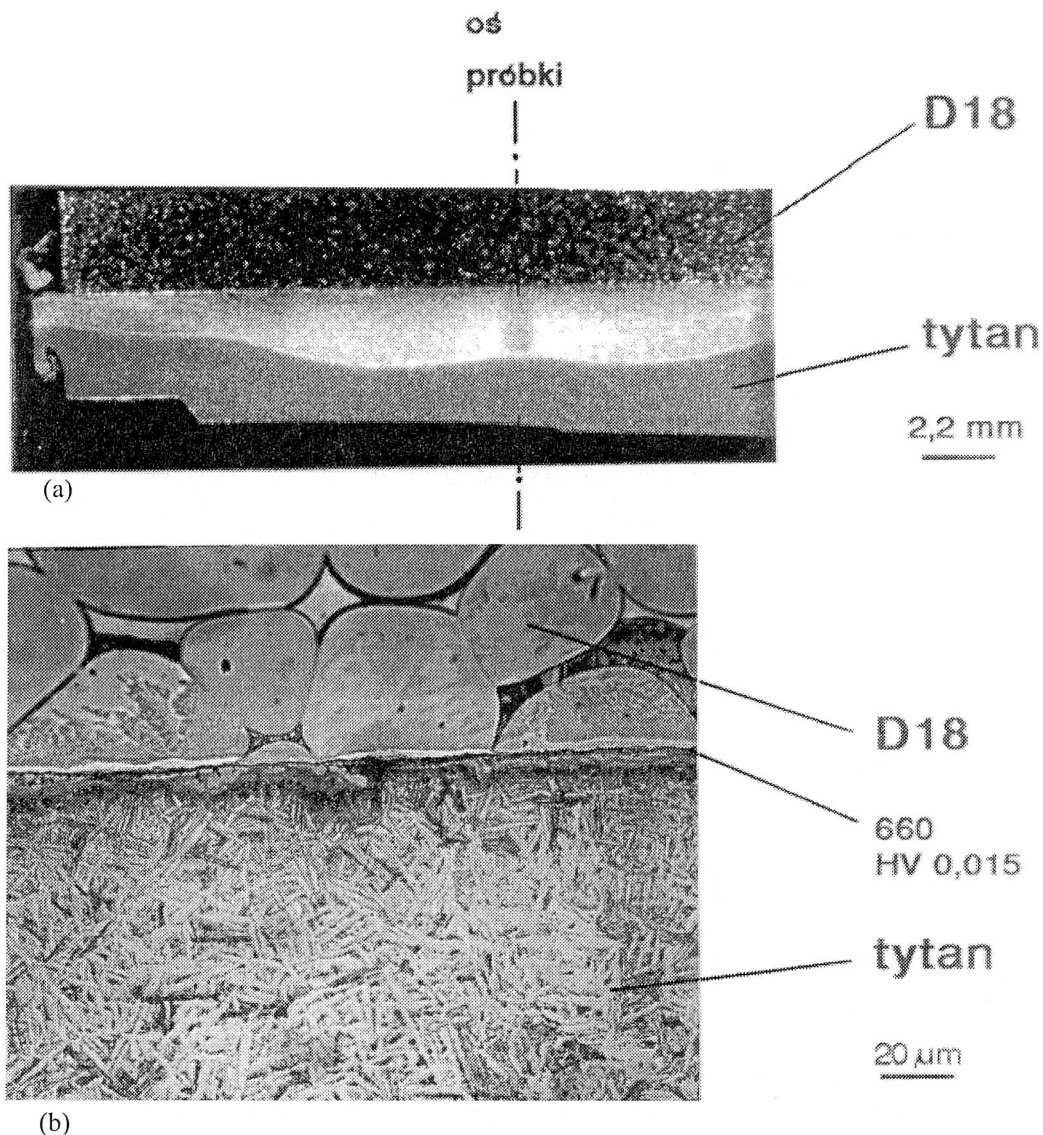


(c)

Rys. 10.24. Mikrostruktury złącza niob–pseudostop wolframu D18 z przekładką z miedzi: całość połączenia (mikroskop optyczny) (a), złącze miedź–pseudostop wolframu D18 (mikroskop optyczny) (b) i mikroskop skaningowy (c)

Fig. 10.24. Microstructures of a friction welded niobium–tungsten pseudoalloy D18 joint with copper inserts: the global joint under optical microscope (a), copper–tungsten pseudoalloy D18 under optical microscope (b) and scanning microscope (c)

łączenie, to jest niob–miedź/D18. Mikrostrukturę tak wytworzonego połączenia pseudostop wolframu D18–niob z międzywarstwą miedzi o końcowej grubości warstwy 1,7 mm pokazano na rys. 10.24. Wytrzymałość połączeń na rozciąganie przy 1 mm w warstwie miedzi wynosiła 325 MPa (tabela 10.3), a przy 1,5 mm – 317 MPa. Próbkę rozrywały się w miedzi, a także częściowo na granicy D18/Cu. Badania wytrzymałości połączeń D18–miedź na rozciąganie wykazały, że ich wytrzymałość wynosi około 217 MPa (tabela 10.3), a próbki rozrywały się na granicy połączenia, ale po stronie miedzi były już widoczne ślady przewężenia. Uzyskiwanie przez innych autorów wytrzymałości zgrzewanych tarciovo pseudostopów wolframu o zawartości 90% W z miedzią równych około 240 MPa [113] można wyjaśnić tym, że większa ilość fazy wiążącej (stop Fe–Ni) zwiększa wytrzymałość złącza, ale pomimo tego próbki rozrywały się również na granicy połączenia. Gdy zawartość wolframu w pseudostopie D18 wynosi 95%, istnieje mniejsza powierzchnia połączenia między stopem Fe–Ni a miedzią, która to głównie odpowiada za wytrzymałość złącza (w układzie Cu–W brak jest wzajemnej rozpuszczalności).



Rys. 10.25. Struktura złącza tytan–pseudostop wolframu D18: makrostruktura (a) i mikrostruktura (b)
 Fig. 10.25. Structure of a titanium–D18 tungsten pseudoalloy joint: macrostructure (a) and microstructure (b)

Zgrzewane tarciowo złącza D18–Cu–D18 przy grubości warstwy miedzi 0,3 mm mają wytrzymałość około 344 MPa, a próbki rozrywały się wzdłuż pierwszego połączenia Cu–D18 (tabela 10.3).

Tytan–pseudostop wolframu D18. Wykonanie zgrzewanych tarciowo połączeń wolfram–tytan nie stwarza większych problemów. Nieco inaczej wygląda zgrzewanie

Tabela 10.4. Wyniki obliczonych na podstawie dyfraktogramów odległości międzypłaszczyznowych dla powierzchni przełomów niobu i tytanu z pseudostopem wolframu D18

Table 10.4. Interplanar distances (calculated basing on diffraction patterns) for fracture areas of niobium and titanium with tungsten pseudoalloy D18

Złącze tytan–pseudostop wolframu D18			Złącze niob–pseudostop wolframu D18		
Strona tytanu <i>d</i>	Strona wolframu D18 <i>d</i>	Faza	Strona niobu <i>d</i>	Strona wolframu D18 <i>d</i>	Faza
2,544		Ti (2,557)	3,031 2,642	2,605 2,459	
2,334		Ti (2,342)	2,334		Nb (2,33)
2,272		W(Ti) (2,278)			
2,229	2, 231	W(2,24)	2,234	2, 234	W(2,24)
2,177			2,154		
	2,138		2,113		
	2,066		2,039	2,044 2,003	
	1,790				
1,724		Ti (1,726)			
1,605		W(Ti)(1,61)			
1,580	1,578	W(1,158)	1,582	1,580	W (1,158)

W(Ti) – roztwór stały tytanu w wolframie o parametrze sieciowym $a = 3,222$, typ struktury jak wolframu zawierający około 40% wag. tytanu.

$$d = \lambda / \sin 2\Theta.$$

pseudostopu wolframu D18 z tytanem. Podczas wykonywania tych złączy po stronie tytanu tworzy się strefa wpływu ciepła, znacznie szersza w środku próbki (rys. 10.25a), odwrotnie niż podczas zgrzewania tarcowego wolframu z tytanem. Przyczyną takiego kształtu SWC jest znacznie mniejsza ilość ciepła wydzielana w czasie zgrzewania D18–titan niż podczas zgrzewania połączenia wolfram–titan. Dla uzyskania połączeń bez wad musiano zmniejszyć prędkość obrotową podczas zgrzewania ze zwykle stosowa-

nej 1500 do 750 min⁻¹. Podobnie jak w złączach D18–niob skrócenie próbek jest bardzo niewielkie (1,8 mm), podczas gdy dla złączy wolfram–tytan, przy zbliżonych parametrach, przekracza ono 30 mm (tabela 10.1).

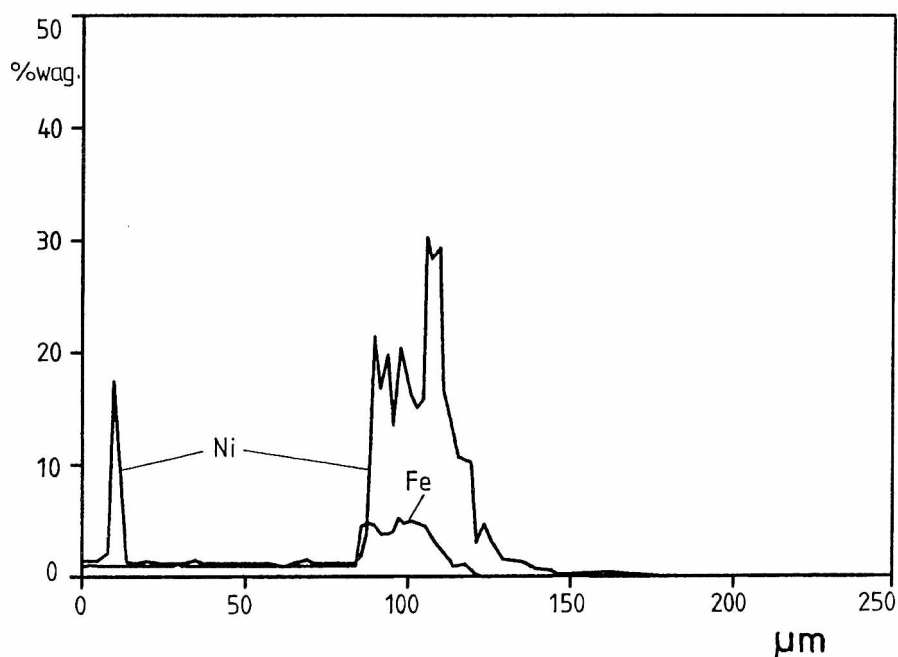
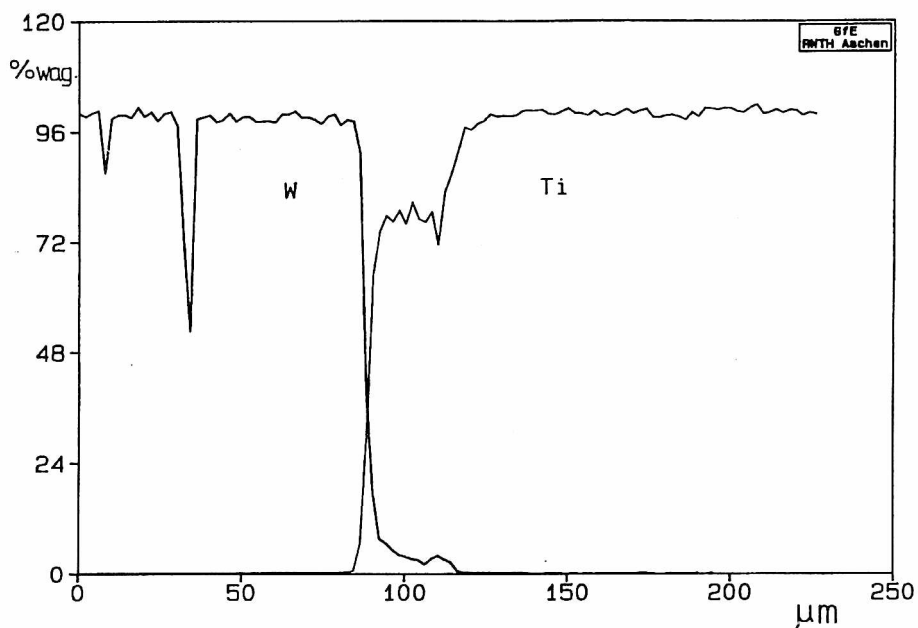
Podczas zgrzewania na powierzchni łączenia powstaje wąska, ciągła strefa z fazami międzymetalicznymi o szerokości do około 3 μm. Strefa ta ulega rozszerzeniu po stronie pseudostopu wolframu D18, gdzie między ziarnami wolframu sięga na głębokość do 60 μm (rys. 10.25b). Jej mikrotwardość wynosi 660 HV_{0,015}. Otrzymane połączenie jest bardzo kruche i ulega zniszczeniu już wtedy, gdy próbka spadnie z wysokości 1 m na betonowe podłoże. Przeprowadzone badania rentgenograficzne przełomów ze złączy tytan–D18 wskazują na występowanie w nich głównie refleksów wolframu, roztworu stałego tytanu w wolframie, tytanu oraz kilku małych, trudnych do zidentyfikowania refleksów, których intensywność była większa dla próbek o szerszej strefie faz międzymetalicznych (tabela 10.4). Nie zidentyfikowane refleksy pochodzą zapewne od faz międzymetalicznych z układów Fe–Ni–W–Ti.

Liniovne rozkłady wolframu, tytanu, niklu i żelaza w strefie połączenia tytan–pseudostop wolframu D18 wykazują, że na granicy połączenia powstaje faza Ti–Ni–W–Fe (rys. 10.26). Punktowa analiza twardej fazy z granicy połączenia ma następujący skład: 64% wag. Ti, 26% wag. Ni, 5% wag. W i 5% wag. Fe.

Tytan–pseudostop wolframu D18 z przekładką z miedzi i wanadu. Aby uzyskać połączenie pseudostopu wolframu D18 z tytanem, postanowiono wykonać połączenie z przekładkami z miedzi (od strony stopu wolframu) oraz wanadu (od strony tytanu). Zastosowanie przekładki tylko z miedzi, jak to miało miejsce w przypadku połączeń z niobem, jest tutaj niemożliwe, gdyż miedź tworzy szereg faz międzymetalicznych z tytanem. Na przekładkę od strony tytanu użyto więc wanadu w postaci płytek o wymiarach 35 x 35 x 5 mm, a parametry zgrzewania podano w tabeli 10.1. Tak wykonane złącze pokazano na rys. 10.27.

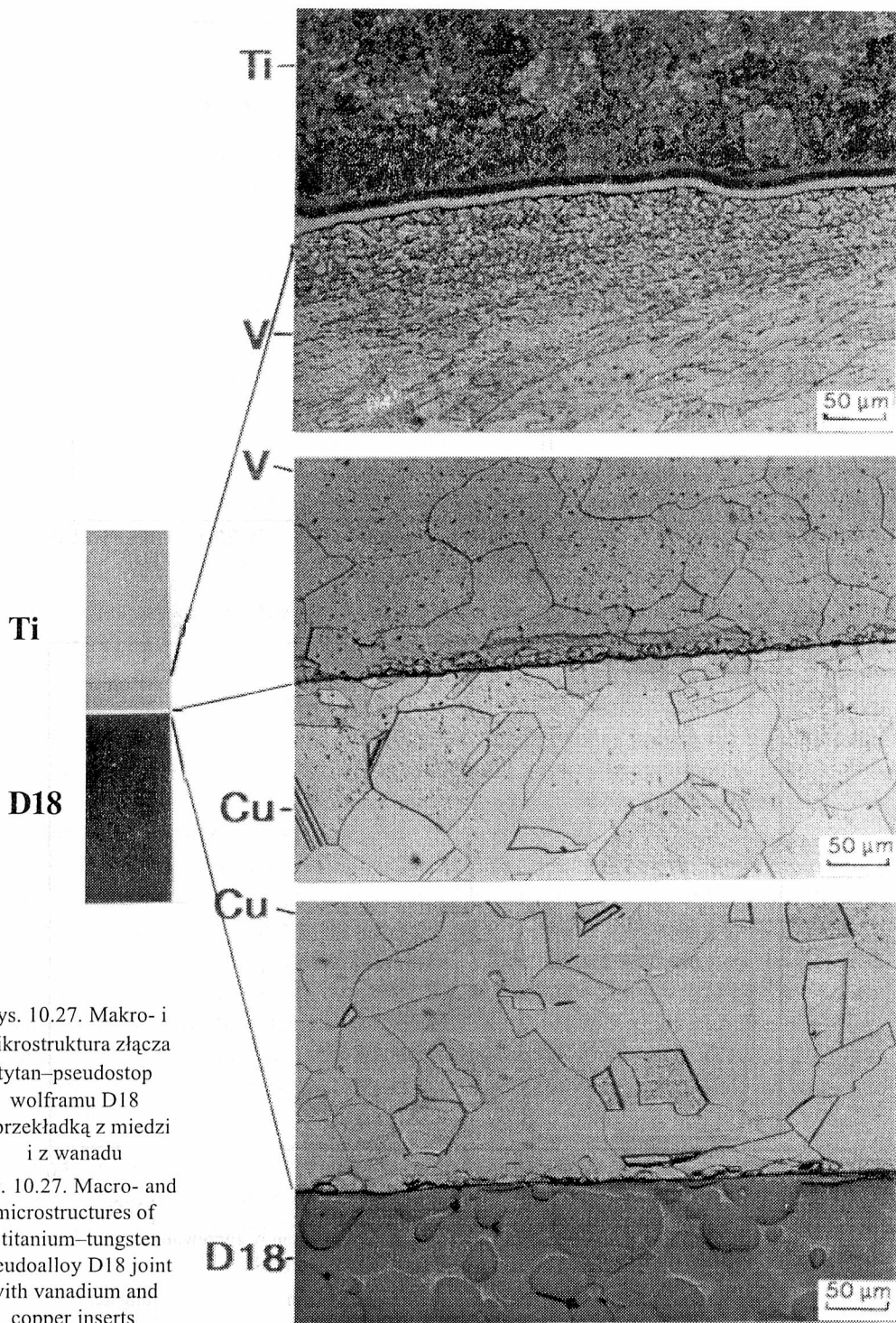
Złącza D18–miedź wykonywano identycznie jak w omówionych poprzednio połączeniach z niobem, używając jednak miedzi w postaci pręta o średnicy 30 mm. Po usunięciu wypływek jako ostatnie wykonano połączenie między prętami z D18 z warstwą miedzi o grubości 10 mm a prętami z tytanu z 5 mm warstwą wanadu (rys. 10.27). Tak więc w efekcie końcowym w złączu pomiędzy pseudostopem wolframu D18 a tytanem uzyskano warstwę miedzi o szerokości 0,3–0,8 mm i warstwę wanadu o szerokości 4–4,8 mm. Bardziej szczegółowy opis złączy tytan–wanad podano już wcześniej. Otrzymane połączenia miały wytrzymałość 410 MPa, a próbki rozrywały się w warstwie miedzi (tabela 10.3).

Niob–stal austenityczna X10CrNiTi189 z przekładką z miedzi. Korzystając z doświadczeń dotyczących łączenia metodą zgrzewania dyfuzyjnego opisanych w [94], postanowiono w zgrzewaniu tarciovym niobu ze stalą austenityczną X10CrNiTi189 również zastosować przekładkę z miedzi (rys. 10.28a). Jako pierwsze złącze wykonywano połączenie miedź–stal austenityczna X10CrNiTi189, nie stosując osłony cieczy. Podczas zgrzewania tarciovego miedzi ze stalą austenityczną chromowo-niklową po-



Rys. 10.26. Liniowy rozkład niklu, żelaza, tytanu i wolframu w zgrzewanym tarciovo złączu tytan-pseudostop wolframu D18

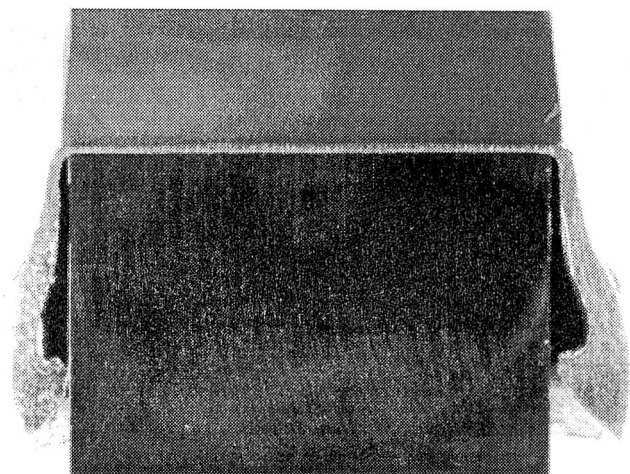
Fig. 10.26. Linear concentration profiles of nickel, iron, titanium and tungsten in a friction welded titanium-tungsten pseudoalloy D18 joint



Rys. 10.27. Makro- i mikrostruktura złącza tytan-pseudostop wolframu D18 z przekładką z miedzi i z wanadu

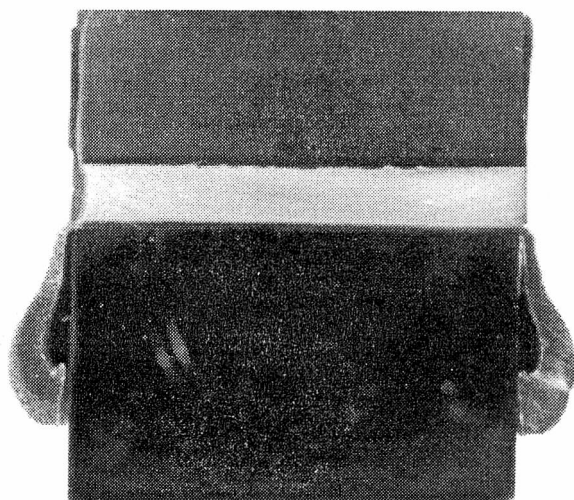
Fig. 10.27. Macro- and microstructures of a titanium-tungsten pseudoalloy D18 joint with vanadium and copper inserts

niob
miedź
stal X10CrNiTi189



(a)

tytan
wanad
miedź
stal X10CrNiTi189

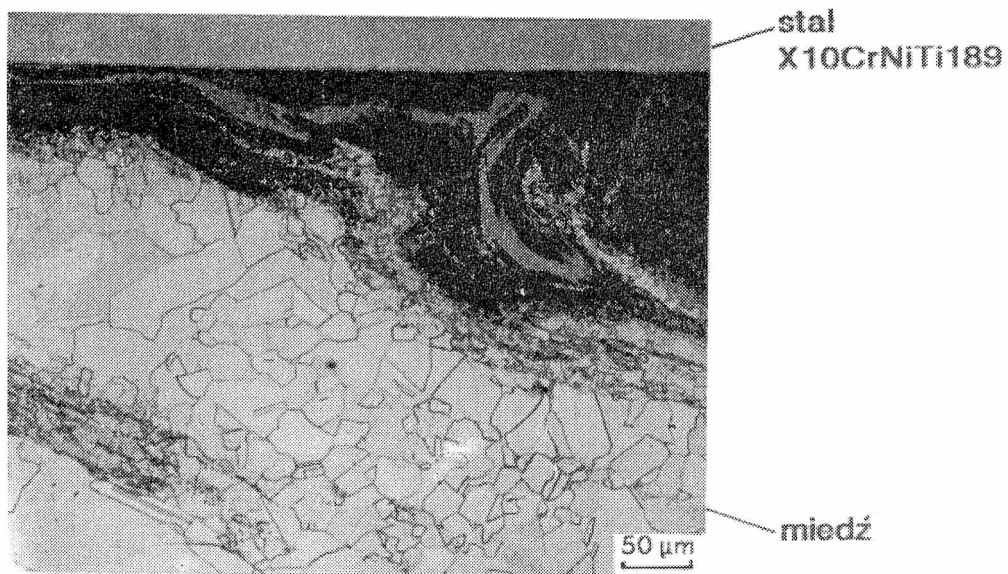


(b)

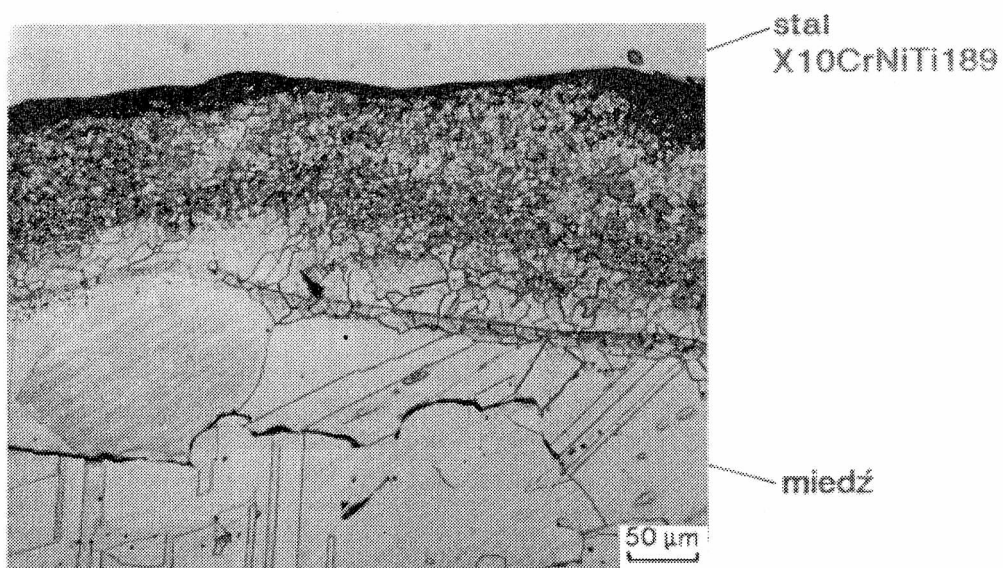
Rys. 10.28. Makrostruktury zgrzewanych tarciovo połączeń: niob–stal austenityczna X10CrNiTi189 (a) i tytan–stal austenityczna X10CrNiTi189 (b)

Fig. 10.28. Macrostructures of friction welded joints of niobium–austenitic steel X10CrNiTi189 (a) and titanium–austenitic steel X10CrNiTi189 (b)

wstaje wypływka tylko po stronie miedzi. Badania metalograficzne złączy wykazały, że w strefie połączenia po stronie miedzi występują liczne pasma i drobne wtrącenia ze stali (rys. 10.29a). Wyżarzając złącza miedź elektrolityczna–stal, obserwuje się tendencję do powstawania mikropęknięć, ale tylko na granicy strefa wymieszania–materiał rodzimy (rys. 10.29b). Badania wykazały bardzo duży wpływ rodzaju miedzi na



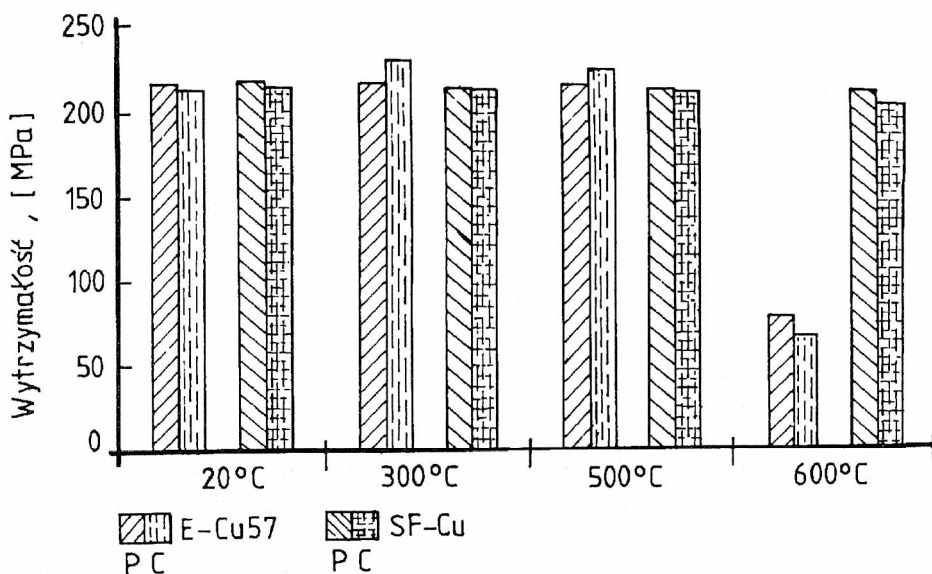
(a)



(b)

Rys. 10.29. Mikrostruktura zgrzewanego tarciowo złącza stal austenityczna X10CrNiTi189–miedź E-Cu57 (a) oraz jego mikrostruktura po dodatkowej obróbce cieplnej (b)

Fig. 10.29. Original microstructure of a friction welded X10CrNiTi189 austenitic steel–E-Cu57 joint (a) and its microstructure after additional heat treatment (b)



Rys. 10.30. Wytrzymałość na rozciąganie złączy miedź–stal X10CrNiTi189, wykonanych w osłonie cieczy (C) i w powietrzu (P), dla dwóch rodzajów miedzi (E-Cu57 i SF-Cu) oraz po dodatkowej obróbce cieplnej w temperaturach 300, 500 i 600 °C

Fig. 10.30. Tensile strength for copper–X10CrNiTi189 steel joints for two grades of copper (E-Cu57 and SF-Cu), the joints being welded either under fluid (C) or in air (P), and after additional heat treatment at 300, 500 and 600 °C

własności wytrzymałościowe połączeń. Złącza zgrzewane tarciovo i nie poddane dodatkowej obróbce cieplnej, a także wyżarzane w temperaturze 300 lub 500 °C mają wytrzymałość na rozciąganie około 215 MPa, a próbka rozrywa się poza strefą połączenia, w materiale rodzimym po stronie miedzi (rys. 10.30). Natomiast złącza X10CrNiTi189/E-Cu57 po wyżarzaniu w temperaturze 600 °C mają wytrzymałość około 66–78 MPa, a próbka rozrywa się bezpośrednio w strefie połączenia. Charakter przełomu jest identyczny z przełomem dla złączy E-Cu57/TZM. Natomiast połączenia X10CrNiTi189/SF-Cu po wyżarzaniu w temperaturze 600 °C mają wytrzymałość na rozciąganie 205–212 MPa, a próbki rozrywały się w miedzi, poza strefą połączenia, podobnie jak dla złączy nie wyżarzanych (niewielkie zmniejszenie wytrzymałości wywołane jest wyżarzaniem zmękczejacym miedzi). W mikrostrukturze tych połączeń po stronie miedzi są widoczne warstwy wymieszania. Badania wytrzymałości na rozciąganie zgrzewanych tarciovo połączeń stal austenityczna–miedź–stal austenityczna wykazały, że ich wytrzymałość zależy od zastosowanych nacisków jednostkowych i szerokości warstwy miedzi. Próbkę rozrywały się zawsze w warstwie miedzi, ale dla małych nacisków jednostkowych ($p_s = 50$ MPa) i grubości warstwy około 1 mm wytrzymałość wynosiła 226 MPa, a dla dużych nacisków ($p_s = 152$ MPa) i grubości war-

stwy około 0,5 mm – 479 MPa. Im mniejsza jest grubość warstwy miedzi, tym większa wytrzymałość połączenia.

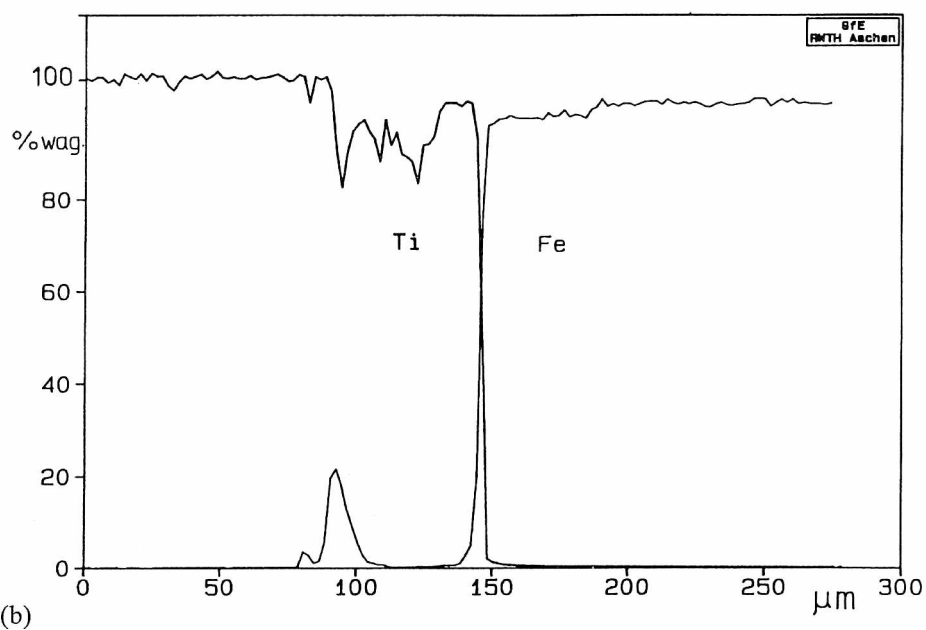
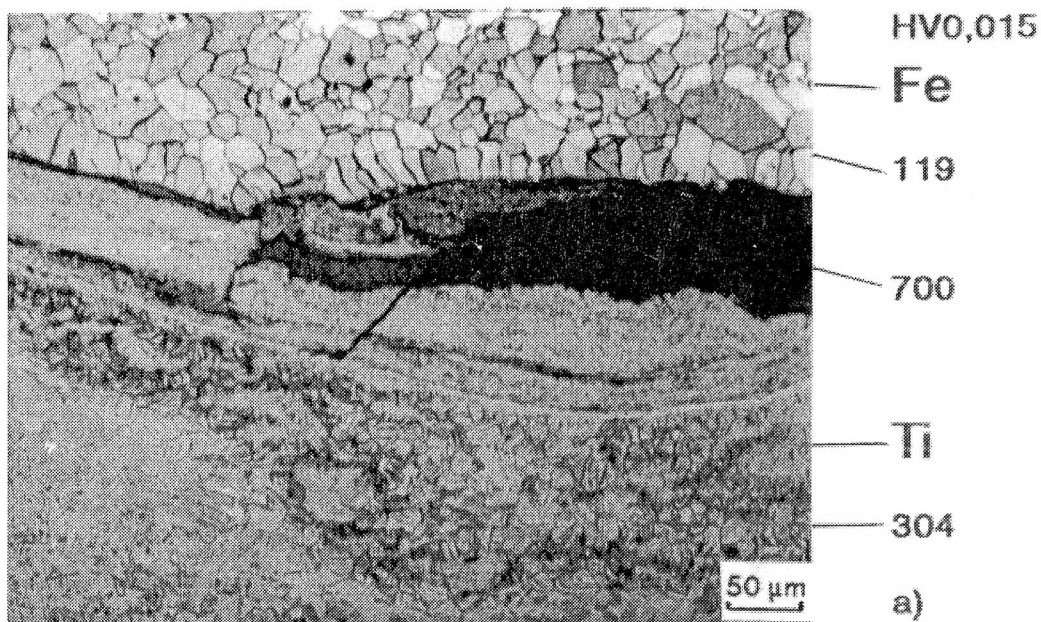
Podczas wykonywania połączenia niob–miedź/stal austenityczna stosowano warstwę miedzi o grubości 10 mm, która po zakończeniu spęczania malała do 0,5 mm. Makrostrukturę całego połączenia przedstawiono na rys. 10.28a. Jego wytrzymałość na rozciąganie wynosiła 470 MPa, a próbki rozrywały się w warstwie miedzi (tabela 10.3).

Tytan–stal austenityczna X10CrNiTi189 z przekładką z wanadu i miedzi. Wykonywaniu zgrzewanych dyfuzyjnie złączy tytan–stal czy tytan–żelazo armco poświęcono szereg prac [159], [165], których wspólną cechą było poszukiwanie sposobów, często bardzo skomplikowanych, jak przeciwdziałać tworzeniu się faz międzymetalicznych. W praktyce jednak nie spotyka się połączeń tytan–stal wykonywanych w tych technologiach. Dotychczasowe własne próby bezpośredniego zgrzewania tytanu z żelazem armco wykazały, że nie da się uniknąć tworzenia się faz międzymetalicznych na całym połączeniu. Ilość wydzielającego się ciepła w poszczególnych punktach trących się powierzchni, będąca złożoną funkcją odległości od osi obrotu, prowadzi do tworzenia się obszarów z fazami międzymetalicznymi, zwłaszcza w odległości około 2/3 promienia od środka próbki. Zastosowanie natomiast krótszych czasów zgrzewania nie zapewnia uzyskania połączeń wzdłuż całego przekroju próbki.

Na rysunku 10.31a przedstawiono wygląd mikrostruktury w złączy tytan–żelazo armco. W miejscu, gdzie utworzyły się fazy międzymetaliczne, mikrotwardość dochodzi do 700 HV_{0,015} i pojawiają się mikropęknięcia. Rozkład liniowy tytanu i żelaza (rys. 10.31b) poprowadzony w poprzek takiego połączenia wykazuje występowanie faz z układu Fe–Ti.

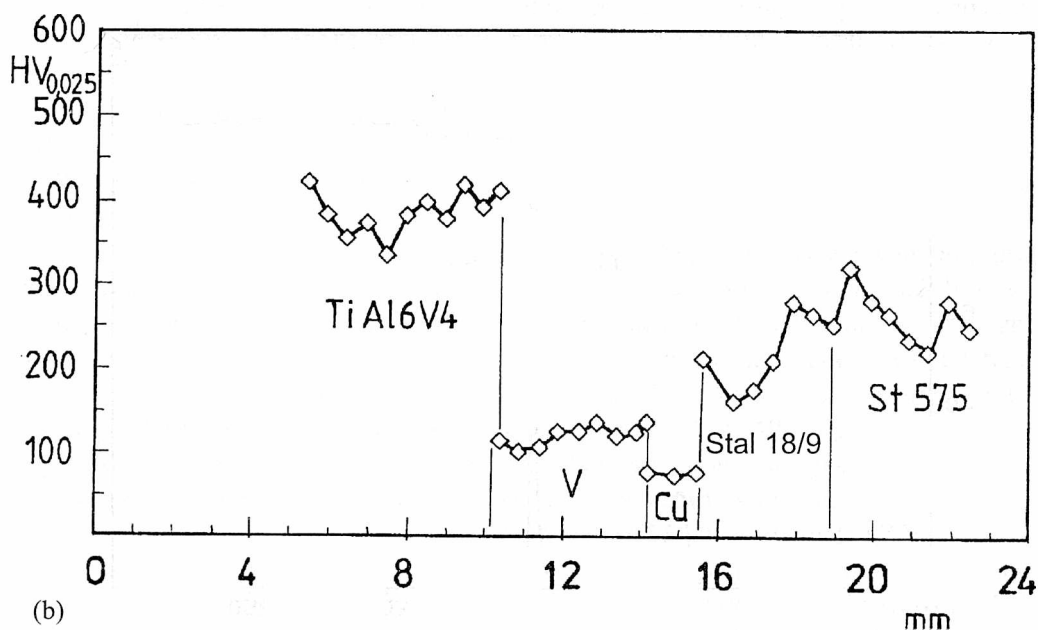
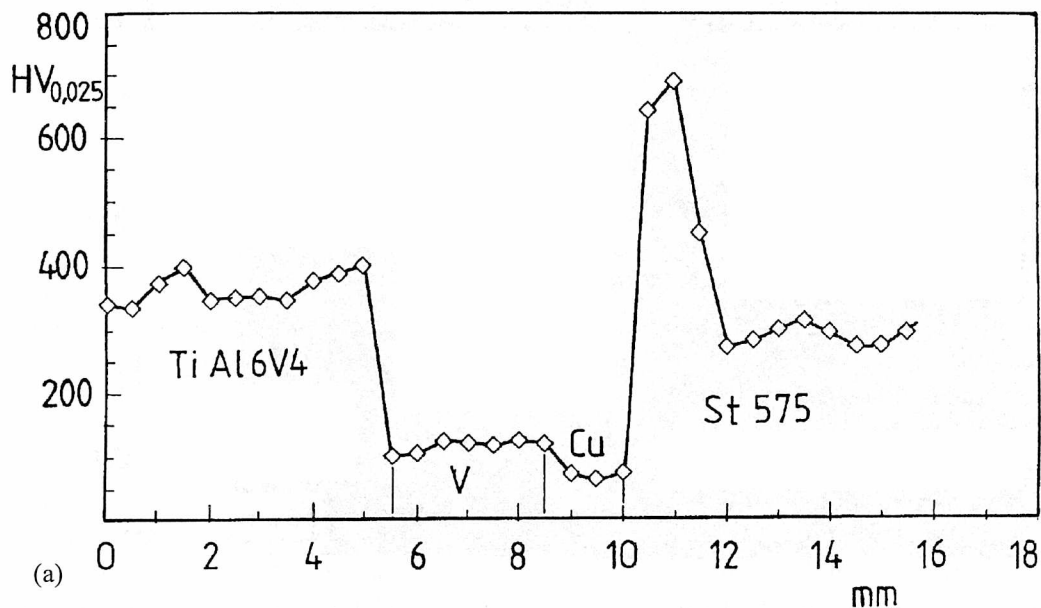
Wobec niepowodzeń w bezpośrednim łączeniu tytanu z żelazem, dla znajdujących częste zastosowanie w praktyce połączeń tytan–stal austenityczna X10CrNiTi189 przyjęto, podobnie jak w zgrzewaniu dyfuzyjnym w [94], międzywarstwy z wanadu i miedzi. Makrostrukturę tak otrzymanego połączenia przedstawiono na rys. 10.28b. Połączenie wykonano w trzech etapach tj. zgrzewano takie złącza, jak: stal austenityczna X10CrNiTi189–miedź, tytan–wanad oraz tytan/wanad–miedź/stal austenityczna. Otrzymane połączenie miało około 3,5 mm warstwę wanadu i około 0,3 mm warstwę miedzi. Jego średnia wytrzymałość na rozciąganie wynosiła 404 MPa, a próbki rozrywały się w międzywarstwie miedzi. Obliczone rozkłady temperatur w zgrzewanych tarcio-wo złączach miedź–stal X10CrNiTi189 posłużyły do zaprojektowania międzywarstwy ze stali austenitycznej typu 18/9 dla połączeń stal St575–stop tytanu TiAl6V4.

Jak podano wcześniej, połączenia stal–tytan o zadowalających własnościach wytrzymałościowych można wykonać, stosując międzywarstwy z miedzi i wanadu. Jednak podczas wykonywania złączy stal węglowa St575–miedź cykl cieplny powoduje powstanie po stronie stali, przy powierzchni łączenia, struktur hartowania o mikrotwardości około 700 HV_{0,025}, które nie zanikają w czasie zgrzewania dalszych elementów (rys. 10.32a). Obróbka cieplna, która usunęłaby zmiany, jakie zaszły w stali, powodo-



Rys. 10.31. Mikrostruktura (a) oraz liniowy rozkład żelaza i tytanu w złączy tytan-żelazo armco (b)

Fig. 10.31. Microstructure (a) and linear concentration profiles of iron and titanium in a titanium-Armco iron joint (b)



Rys. 10.32. Rozkład mikrotwardości w zgrzewanym tarciovo złączu stal St575–stop tytanu TiAl6V4: złącze z przekładkami wanad–miedź (a) i złącze z przekładkami wanad–miedź–stal X10CrNiTi189 (b)

Fig. 10.32. Distribution of microhardness in a friction welded St 575 steel–TiAl6V4 titanium alloy joint with vanadium–copper (a) and vanadium–copper–X10CrNiTi189 steel (b) inserts

wałaby wyżarzenie zmiękczające międzywarstwy miedzi, co w znaczący sposób przyczyniłoby się do zmniejszenia wytrzymałości całego połączenia. Aby zapobiec takiej sytuacji, postanowiono wprowadzić drugą międzywarstwę ze stali austenitycznej typu 18/9. Ma ona nie dopuścić do nagrzania się stali St575 do temperatur austenizacji (850 °C) podczas wykonywania połączenia z miedzią, a także podczas późniejszego połączenia ze złączem wanad–stop tytanu. Na podstawie wyników z rys. 9.4c dobrano minimalną grubość warstwy ze stali X10CrNiTi189 równą 3,5 mm.

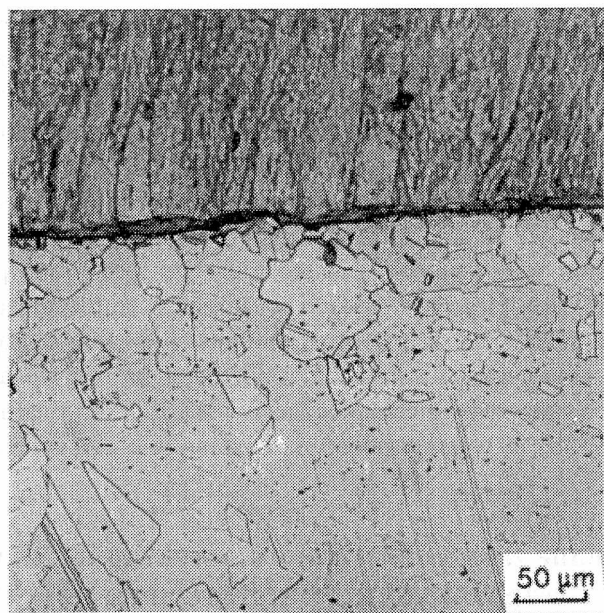
Złącza wykonywano w ten sposób, że jako pierwsze zgrzewano połączenie stal St575–stal X10CrNiTi189, które poddawano wyżarzaniu zmiękczającemu (680 °C, 1 godz.), a następnie, zostawiając warstwę ze stali austenitycznej o grubości 3,5 mm, najpierw wykonywano połączenie z miedzią, a później z próbką wanad–stop tytanu. Takie połączenia nie wykazywały niebezpiecznego wzrostu mikrotwardości po stronie stali St575 (rys. 10.32b), a wytrzymałość na rozciąganie całego złącza wynosiła 454 MPa.

10.5. Różnoimienne złącza materiałów nie wykazujących wzajemnej rozpuszczalności w stanie stałym

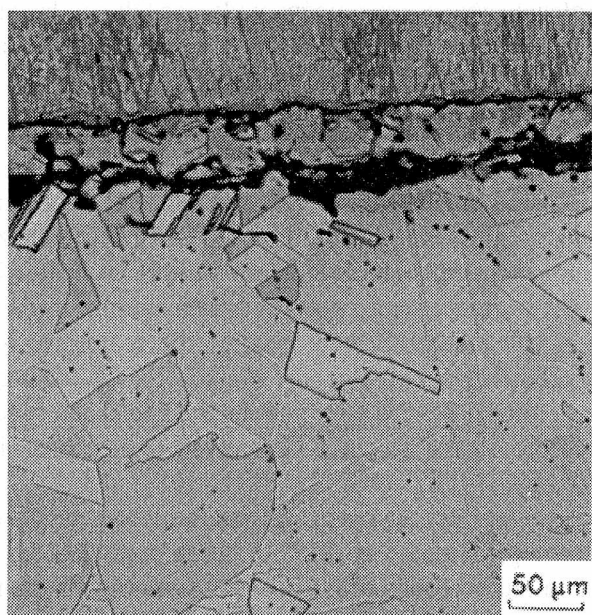
W przypadku materiałów nie wykazujących wzajemnej rozpuszczalności połączenie jest możliwe tylko dzięki wiązaniom metalicznym, które są słabsze niż wiązania chemiczne. Dlatego należało zbadać, czy można wykonać takie połączenia i jakie mają one własności wytrzymałościowe. Jako przykłady przyjęto następujące pary materiałów: miedź–stop molibdenu TZM oraz miedź–wolfram.

Miedź–TZM. Podczas zgrzewania tarcowego TZM z miedzią cała wypływka tworzy się po stronie miedzi. Na głębokości około 50–150 µm po stronie miedzi jest widoczna strefa wcześniejszego płynięcia materiału (rys. 10.33a) z zauważalnymi niekiedy cząstkami TZM. Połączenia, których parametry wykonania można znaleźć w tabeli 10.1, nie miały ani widocznej strefy dyfuzyjnej, ani nie wykazywały widocznych wad. Mikrotwardość dla TZM wynosiła około 400 HV0,015, natomiast dla miedzi E-Cu57 w strefie połączenia – 109 HV0,015, podczas gdy dla materiału rodzimego – 86 HV0,015. Podobnie wyglądają złącza wykonane z miedzi SF-Cu. Ze względu na mniejszą twardość wyjściową miedzi SF-Cu, przy podobnych naciskach spęczania powstaje większa wypływka. W przypadku złączy wykonanych pod osłoną cieczy skrócenie próbek jest mniejsze (tabela 10.1).

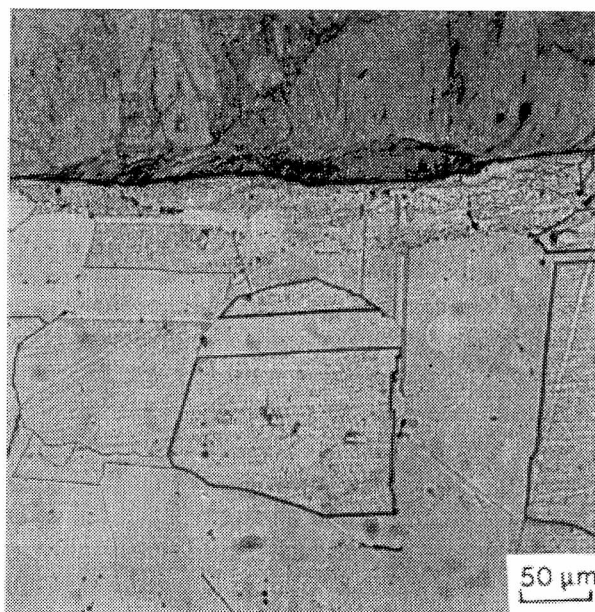
W wyniku obróbki cieplnej we wcześniejszej strefie połączenia, po stronie miedzi E-Cu57, tworzą się liczne pęknięcia (rys. 10.33b), które pojawiają się już po wygrzewaniu złączy przez 10 minut w temperaturze 500 °C. Stwierdzono, że mikropęknięcia po obróbce cieplnej występują zarówno w przypadku wykonywania złączy pod osłoną cieczy, jak i w powietrzu. Gdy zastosowano odtlenioną miedź SF-Cu, nie obserwowano tego zjawiska (rys. 10.33c). Jak wykazały szczegółowe badania opisane w [9], mamy tu do czynienia z tzw. chorobą wodorową miedzi. Gdy tlenki w rejonie



(a)



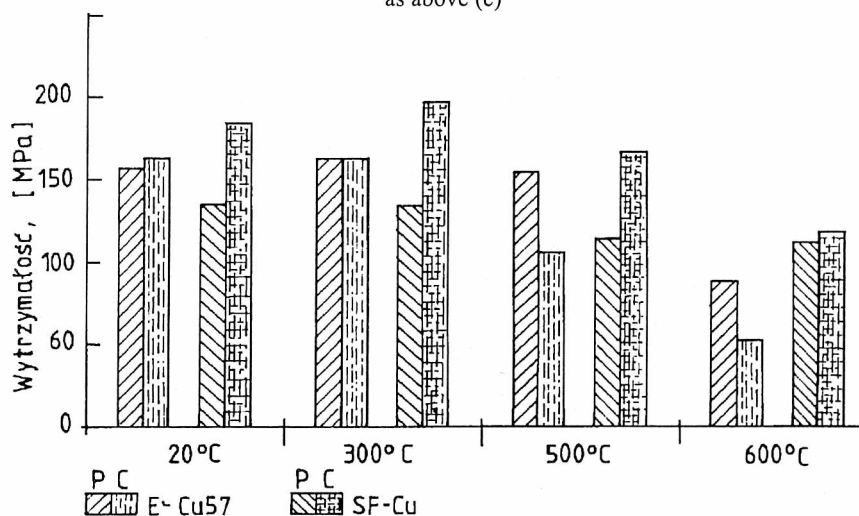
(b)



(c)

Rys. 10.33. Mikrostruktura zgrzewanych tarciowo złączy: E-Cu57-TZM (a), E-Cu57-TZM po dodatkowej obróbce cieplnej (900 °C, 30 min, piec próżniowy) (b) i SF-Cu-TZM po dodatkowej obróbce cieplnej jak wyżej (c)

Fig. 10.33. Microstructure of friction welded joints: E-Cu57-TZM(a), E-Cu57-TZM after additional heat treatment (900 °C, 30 min, vacuum furnace) (b) and SF-Cu-TZM after additional heat treatment as above (c)



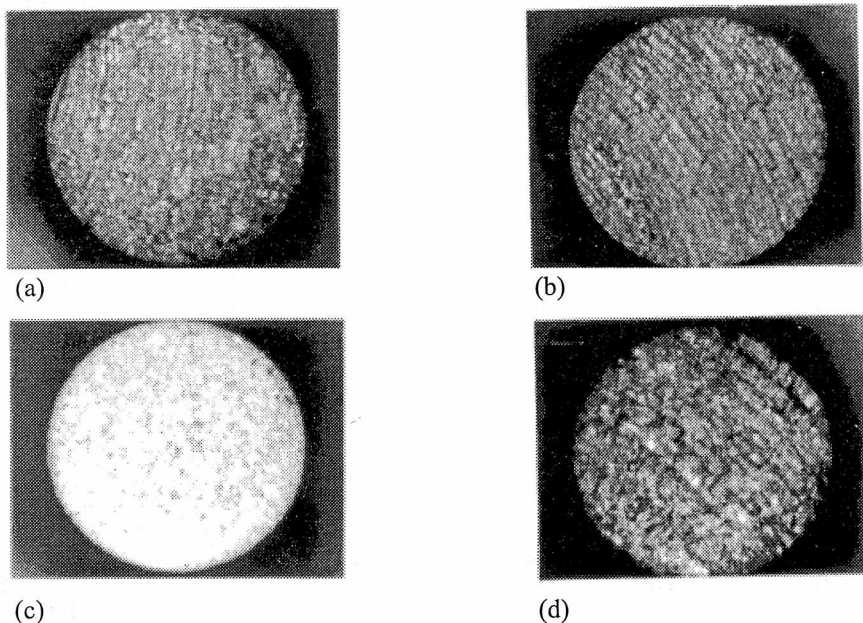
Rys. 10.34. Wytrzymałość na rozciągania złączy miedzi-TZM dla miedzi E-Cu57 i SF-Cu po obróbce cieplnej w różnych temperaturach wykonanych w osłonie cieczy (C) i w powietrzu (P)

Fig. 10.34. Tensile strength of copper-TZM joints for two grades of copper (E-Cu57 and SF-Cu) after additional heat treatment at various temperatures, the joints being welded either under fluid (C) or in air (P)

powierzchni łączenia są rozdrobnione, wówczas wystarcza już ten wodór, który znajduje się w stanie rozpuszczonym w miedzi aby choroba wodorowa się ujawniła niezależnie od tego, czy dodatkowa ilość wodoru dostanie się do miedzi z cieczy ochronnej.

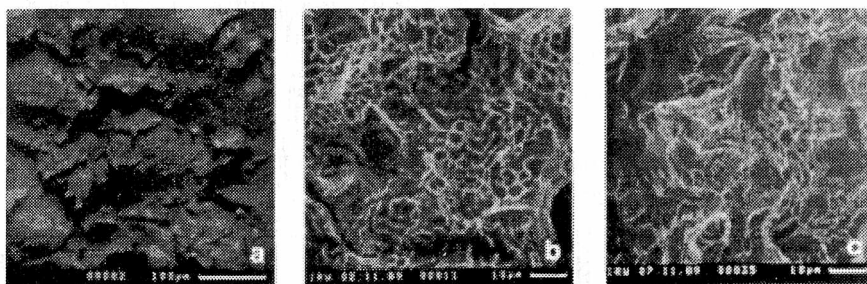
Zachodzi pytanie, jaki jest wpływ powstałych mikropęknięć na wytrzymałość złączy? Na rys. 10.34 przedstawiono wyniki badań nad wytrzymałością próbek ze złączy TZM–miedź (E-Cu57 i SF-Cu) na rozciąganie. Część tych próbek wcześniej wyżarzono w temperaturze 300, 500 i 600 °C (60 min. w piecu próżniowym). W złączach TZM/E-Cu57, których nie poddano obróbce cieplnej, wytrzymałość na rozciąganie wynosiła około 152–159 MPa, natomiast po wyżarzeniu w temperaturze 600 °C zmniejszyła się do wartości 50–87 MPa, przy czym dolna wartość dotyczy próbek zgrzewanych pod warstwą cieczy. Gdy zastosowano miedź odtlenioną, wówczas po wyżarzaniu złącza w temperaturze 600 °C jego wytrzymałość przekraczała 110 MPa. We wszystkich przypadkach rozciągania rozerwanie próbek następowało w strefie połączenia. W próbkach nie poddanych obróbce cieplnej przełom od strony TZM nie wykazuje śladów osadu miedzi (rys. 10.35a,b). Natomiast w złączach z miedzi elektrolitycznej, poddanych wyżarzaniu w temperaturze 600 °C, na przełomie od strony TZM widoczny jest gruby osad miedzi (rys. 10.35c), który często całkowicie pokrywa przełom. Na przełomach próbek złączy TZM/SF-Cu po obróbce cieplnej występuje niewielki osad miedzi (rys. 10.35d). Obserwacja pod mikroskopem skaningowym wykazała, że jeśli próbki nie przechodziły uprzedniej obróbki cieplnej, to po poddaniu ich rozciąganiu powstawał przełom transkrystaliczny typu szpaltowego (rys. 10.36a). Rozerwanie złączy TZM–miedź E-Cu57, które były uprzednio wyżarzane, następowało w miedzi, a na przełomach obserwowano bardzo dużą liczbę wgłębień (rys. 10.36b). Wgłębienia te nie pokrywają się z kierunkiem odkształcenia plastycznego, co świadczy o tym, że istniały już przed powstaniem przełomu. W złączach zgrzewanych z użyciem miedzi SF-Cu, również poddanych obróbce cieplnej, rozerwanie próbek następowało w stopie TZM. W tych miejscach, gdzie istnieje nalot z miedzi, znajdujące się na przełomie wgłębienia powstają w wyniku transkrystalicznego odkształcenia plastycznego (rys. 10.36c) i wyraźnie różnią się od tych widocznych na przełomach z miedzi E-Cu57.

Badania połączeń TZM–E-Cu57 za pomocą mikrosondy nie wykazały zauważalnej strefy wzajemnej dyfuzji (rys. 10.37). Wynika to z braku wzajemnej rozpuszczalności w układzie Cu–Mo. Wydzielenia węgla wystąpiły tylko w wąskiej 50 µm strefie łączenia po stronie TZM. Dla zgrzewanych tarciovio złączy E-Cu57–TZM w powietrzu i pod osłoną cieczy wykonano analizę zawartości wodoru i tlenu metodą jakościową (rys. 10.38). Każdorazowo analizowano po stronie miedzi powierzchnię o kształcie kwadratu o boku 60 µm, położoną bezpośrednio przy granicach połączenia (G.P.) i w odległości 2 mm od granicy połączenia, w materiale rodzimym (M.R.) dla złączy wykonanych w osłonie cieczy (C) i w powietrzu (P). Nie stwierdzono zasadniczych różnic w zawartości tlenu, natomiast ilość wodoru jest nieco większa w strefie połączenia zgrzewanego w osłonie cieczy.



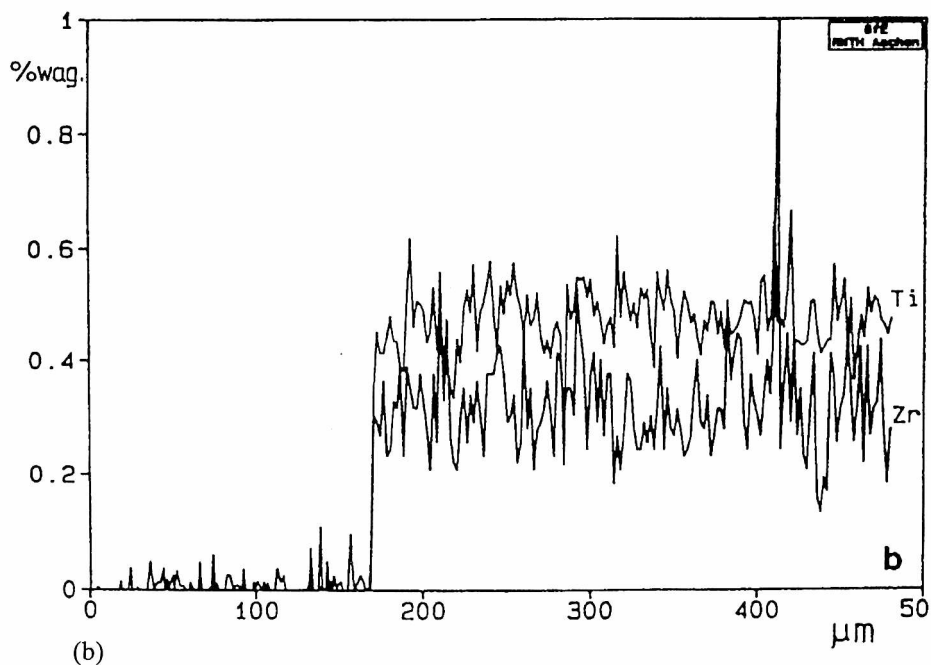
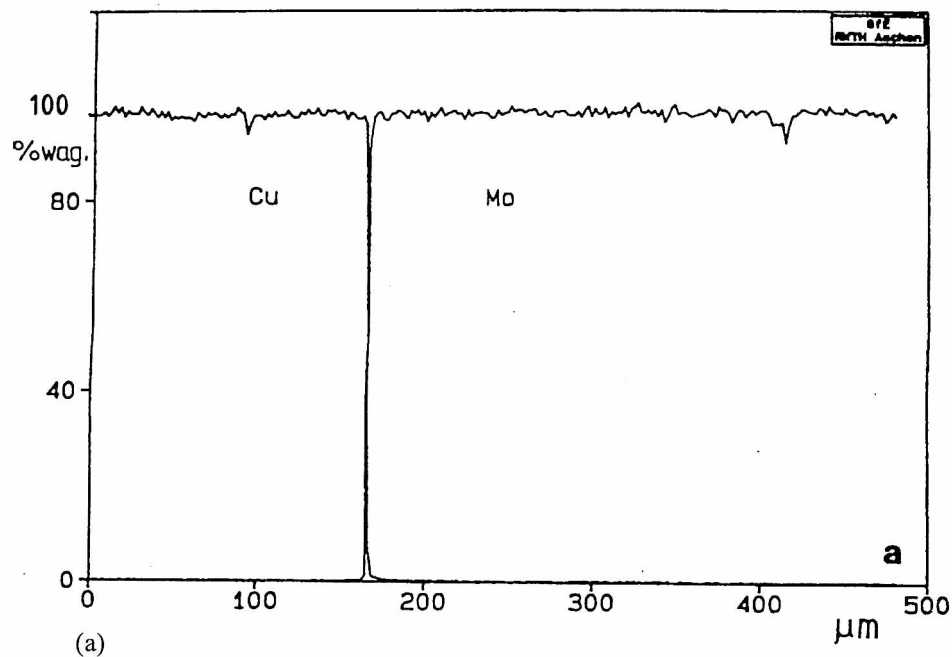
Rys. 10.35. Wygląd przełomów po próbie rozciągania złączy miedź-TZM od strony TZM (obraz makroskopowy): E-Cu57-TZM (a), SF-Cu-TZM (b) i po wyżarzaniu w temperaturze 600 °C, 60 min (c), (d)

Fig. 10.35. Fracture surfaces obtained after tensile strength tests on copper-TZM joints, the TZM side (macroscopic image): E-Cu57-TZM (a) and SF-Cu-TZM (b) and after annealing for 60 min at 600 °C (c), (d)



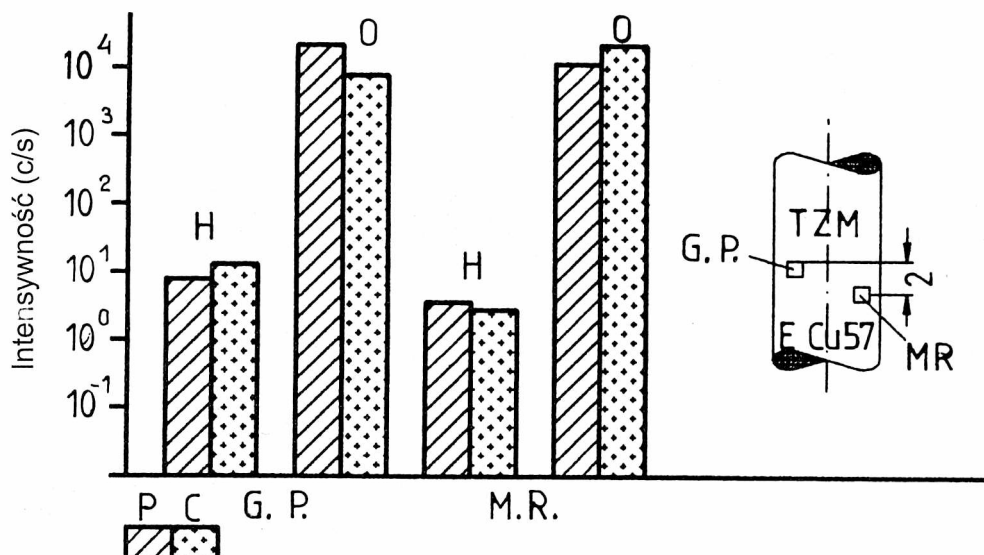
Rys. 10.36. Wygląd przełomów po próbie rozciągania złączy miedź-TZM, od strony TZM (mikroskop skaningowy): E-Cu57-TZM bez dodatkowej obróbki cieplnej (a) i po wyżarzaniu w temperaturze 600 °C, 60 min (b), SF-Cu-TZM po wyżarzaniu (c)

Fig. 10.36. Fracture surfaces obtained after tensile strength tests on copper-TZM joints, the TZM side (scanning microscopy image): E-Cu57-TZM not subjected to additional heat treatment (a) and after annealing for 60 min at 600 °C (b), SF-Cu-TZM after annealing (c)



Rys. 10.37. Liniowy rozkład pierwiastków w zgrzewanym tarciovo złączu E-Cu57-TZM: miedzi i molibdenu (a) oraz tytanu i cyrkonu (b)

Fig. 10.37. Linear concentration profiles of selected elements in a friction welded E-Cu57-TZM joint: copper and molybdenum (a), titanium and zirconium (b)



Rys. 10.38. Jakościowa analiza zawartości wodoru i tlenu w złączu E-Cu57-TZM

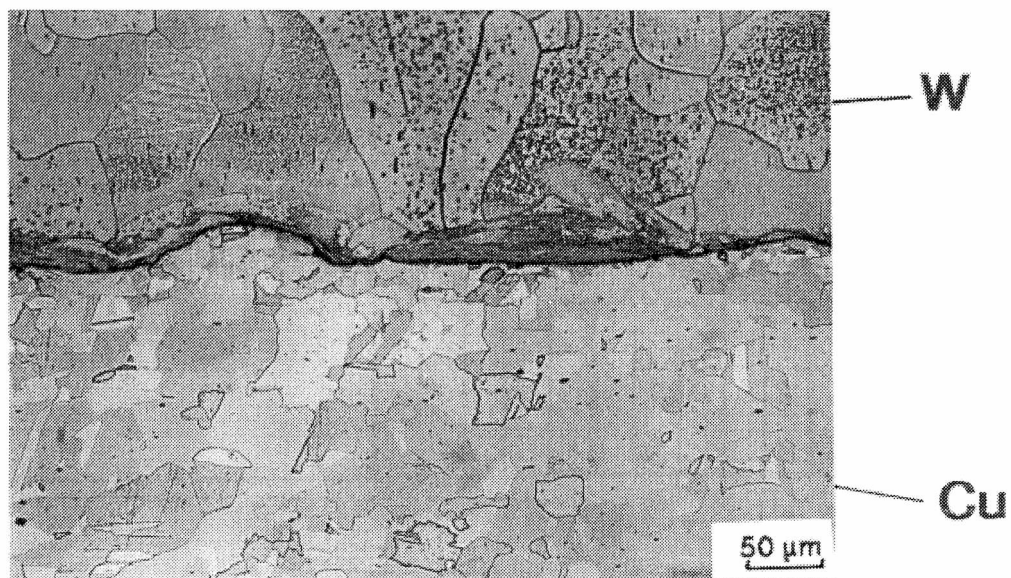
Fig. 10.38. Qualitative determination of hydrogen and oxygen content in a E-Cu57-TZM joint

Wykonane połączenie TZM–miedź (SF-Cu)–stal austenityczna X10CrNiTi189 z międzywarstwą miedzi o grubości 1,0 mm miało wytrzymałość 234 MPa, a rozerwanie próbek następowało na granicy połączenia TZM–miedź (tabela 10.3).

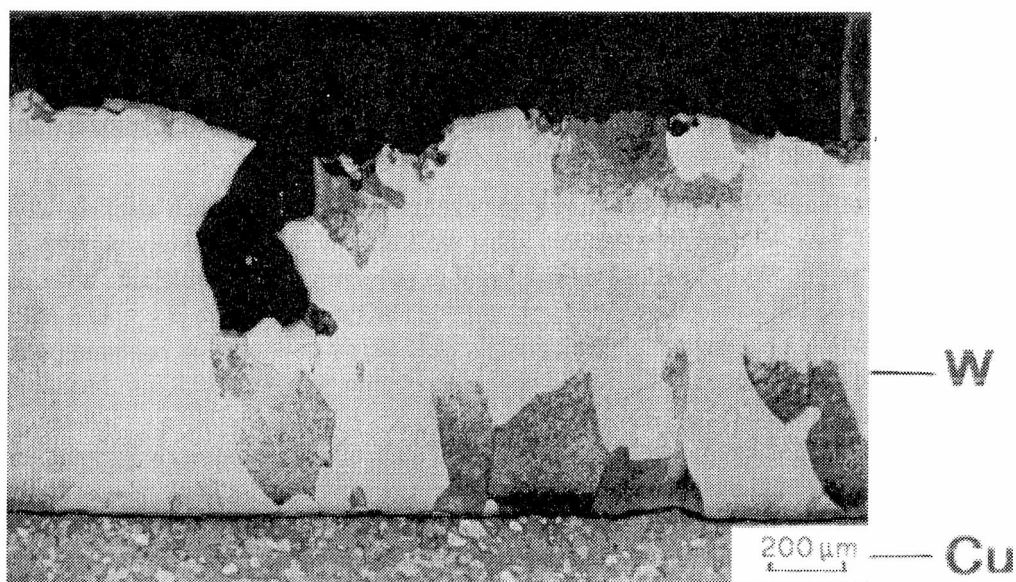
Miedź–wolfram. W mikrostrukturze połączenia nie widać żadnych stref dyfuzyjnych (rys. 10.39a). Widoczne wtrącenia ziarn wolframu w miedzi zostały wyrwane z powierzchni tarcia. Wytrzymałość na rozciąganie połączeń miedź–wolfram, wykonanych przy naciskach jednostkowych tarcia $p_{t2} = 51$ MPa i spęczania $p_{s2} = 123$ MPa, wynosiła 63 MPa, a rozerwanie próbek dokonywało się po powierzchni łączenia (tabela 10.3). Całkowite skrócenie złącza w czasie zgrzewania wynosiło 30,8 mm i następowało po stronie miedzi.

Aby wykonać połączenie wolfram–miedź–stal austenityczna, najpierw zgrzano tarciowo parę miedź–stal austenityczna, a następnie – zostawiając odcinek miedzi o długości 10 mm – wykonano złącze z wolframem dla takich samych nacisków jednostkowych tarcia i spęczania jak podczas bezpośredniego łączenia miedzi z wolframem. Całkowite skrócenie złącza było równe 10,5 mm, jego wytrzymałość wynosiła 183 MPa, a rozerwanie przebiegało po powierzchni łączenia i częściowo przez ziarna wolframu (rys. 10.39b).

Zgrzewane tarciowo połączenia pseudostop wolframu D18–miedź–stal X10CrNiTi189 miały wytrzymałość 311 MPa, co jest wynikiem silniejszych więzi jonowych stopu Fe–Ni, który jest osnową w pseudostopie wolframu z miedzią (tabela 10.3).



(a)



(b)

Rys. 10.39. Mikrostruktura złącza miedź-wolfram po próbie rozciągania (a) oraz mikrostruktura połączenia miedź-wolfram ze złącza wolfram-miedź-stal X10CrNiTi189 (b)

Fig. 10.39. Microstructure of a copper-tungsten joint after a tensile test (a) and copper-tungsten joint in a friction welded tungsten-copper-X10CrNiTi189 steel joint (b)

11. Omówienie i uogólnienie wyników badań

Celem pracy było stworzenie podstaw technologii *zgrzewania tarcowego w cieczy* jako alternatywnej metody spajania *metali trudno topliwych*, a zwłaszcza zgrzewania dyfuzyjnego. W tym celu przeprowadzono rozważania teoretyczne i badania doświadczalne, które pozwoliły ustalić podstawy teoretyczne metody oraz zasady jej realizacji technologicznej.

Omówienie wyników badań podzielono na dwie części. W pierwszej, bardziej szczegółowej, omówiono zastosowany w pracy teoretyczny model obliczania temperatur i uzyskane wyniki eksperymentów. Krytycznie przeanalizowano zarówno wyniki z badań własnych, jak i opisane w literaturze. W drugiej części podano uogólnienia, które połączyły w jedną całość wyniki i rozwiązania zagadnień cząstkowych.

11.1. Omówienie wyników

Spajanie metali trudno topliwych i stopów otrzymanych na ich podstawie stwarza wiele trudności metalurgicznych i technologicznych ze względu na ich specyficzne własności fizykochemiczne. Z przedstawionego w rozdziale 3 przeglądu metod spajania wynika, że szczególnie ważne jest spawanie wiązką elektronową w próżni oraz zgrzewanie dyfuzyjne. Jednak łączenie tymi metodami ma szereg ograniczeń, wynikających z zasad ich działania. I tak główne ograniczenia w stosowaniu wiązki elektronowej do spawania wynikają z nadtopiania brzegów spawanych elementów, co utrudnia lub wręcz uniemożliwia łączenie niektórych par materiałów różnoimiennych. Zgrzewanie dyfuzyjne natomiast, chociaż bardzo uniwersalne, jest jednak technologią niezwykle pracochłonną. Obie metody wymagają stosowania komór próżniowych.

Podstawowa teza pracy mówiąca o tym, że *ilość ciepła wydzielająca się na powierzchniach trących w czasie procesu zgrzewania wystarcza do zbliżenia łączonych powierzchni na odległość działania sił atomowych*, miała wykazać, że można łączyć metale z IV, V i VI grupy układu okresowego metodą zgrzewania tarcowego. Przez analogię do metody zgrzewania dyfuzyjnego założono, że warunki umożliwiające proces spajania przez zgrzewanie tarcowe powstaną wtedy, gdy temperatura na powierzchni łączenia osiągnie wartość większą od $0,53T_s$.

Teza obejmuje dwa oddzielne zagadnienia kolejno rozwiązywane:

- obliczeniowe określenie temperatur w różnoimiennych, zgrzewanych tarciowo złączach metali trudno topliwych, a następnie ich eksperymentalną weryfikację,
- metalograficzną ocenę złączy zgrzewanych tarciowo połączoną z określeniem ich wytrzymałości na rozciąganie.

Ogólnie przyjmuje się, że przebieg zmian momentu obrotowego podczas zgrzewania tarcioowego jest jednoznacznym identyfikatorem procesów tribologicznych, energetycznych i odkształceń plastycznych, jakie zachodzą na powierzchniach łączenia. Wielu autorów zajmuje się podziałem przebiegu momentu obrotowego w okresie tarcia. Dzielią go na 3, 4, a nawet 6 okresów. W rozdziale 4 zostały one omówione i porównane. Ze wszystkich modeli procesu zgrzewania tarcioowego model z podziałem przebiegu momentu na 4 okresy ma największe znaczenie. Przyjęte w nim okresy są dokładnie mierzalnymi odcinkami czasu, na które można celowo wpływać, zmieniając parametry zgrzewania. Gdy dobrze zna się zależności między każdorazowym, nastawionym przebiegiem momentu tarcia a zjawiskami mechaniczno-trybologicznymi zachodzącymi w tym odcinku czasowym w strefie łączenia, można wówczas dla danej pary materiałów szybciej dobrać optymalne parametry procesu lub nawet określić je wcześniej. Istnieje więc teoretyczna możliwość wykorzystania mierzonego sygnału momentu tarcia do regulowania i prowadzenia procesu, co potwierdzają również prace przedstawione w [135], [136], [157].

Dlatego więc modelowanie zgrzewania tarcioowego musi rozpoczynać się od określenia momentu tarcia dla danej pary materiałów. Jak wynika z podanych w literaturze przykładów i z własnych doświadczeń, nie jest istotne, do którego z elementów zostanie przyłożony moment obrotowy – czy do metalu plastycznego, czy do metalu o dużej twardości w porówniu z metalem plastycznym.

Podczas prób zgrzewania tarcioowego, opisanych w monografii, każdorazowo rejestrowano nie tylko przebiegi prędkości obrotowej, nacisków i skrócenia próbek, ale zapisywano także przebieg zmian mocy pobieranej przez silnik zgrzewarki. Analiza wcześniejszych prac [73], [133] wykazała zasadniczą zgodność przebiegu momentu tarcia i zmian mocy pobieranej przez silnik zgrzewarki aż do momentu wystąpienia hamowania. Stąd w badaniach zmiany tej mocy utożsamiano z przebiegiem momentu tarcia, uwzględniając każdorazowo straty biegu jałowego.

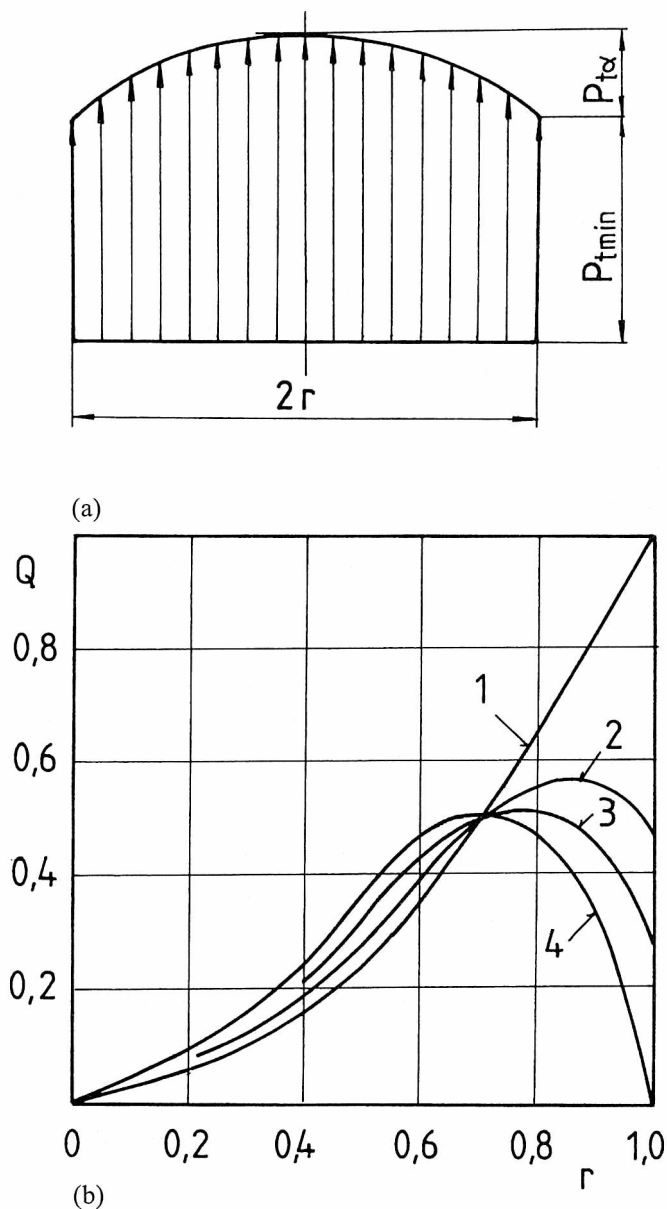
Warunkiem uzyskania połączenia w stanie stałym metodą zgrzewania dyfuzyjnego jest odpowiednia temperatura na powierzchni złącza. Pojawia się więc pytanie, czy podczas zgrzewania tarcioowego, kiedy to występują naciski jednostkowe zbliżone do nacisków w zgrzewaniu dyfuzyjnym, zostaną osiągnięte wymagane temperatury? Dlatego postanowiono określić, najpierw w sposób obliczeniowy, a następnie sprawdzić eksperymentalnie, pole temperatur w strefie zgrzewania. Rozważania w rozdziale 5 i 6 odnoszą się właśnie do procesów termicznych zachodzących podczas zgrzewania na powierzchniach łączenia i w materiale rodzimym. Aby teoretycznie określić tempera-

tury osiągane w strefie zgrzewania, należy szczegółowo zbadać ilość dostarczanej energii, jej transformacje i dyspersje.

Za pomocą wyprowadzonych w pracach [73], [133], [134] równań zamiany mocy tarcia na ciepło określono rozkład dostarczonego strumienia ciepłego na powierzchniach łączonych. Rozkład ten dla danej pary materiałów i danych parametrów zgrzewania zależy od czasu i odległości od osi obrotu. Stwierdzono, że do określenia temperatur występujących w złączach zgrzewanych tarciovo, w zależności od parametrów zgrzewania i własności łączonych materiałów, najlepiej nadaje się metoda obliczania temperatur dla układu dwuosiowego, zaproponowana przez Na dla materiałów konwencjonalnych [111]. Taki model, uwzględniający dodatkowo odprowadzanie ciepła przez ciecz, zastosowano w monografii, co umożliwiło obliczenie rozkładu temperatur dla 9 różnoimiennych par materiałów, głównie metali trudno topliwych. Niewątpliwym ułatwieniem w wyborze takiego schematu obliczeniowego był obecny poziom komputeryzacji metod obliczeniowych. Wcześniej wielu autorów musiało poprzestać na ustaleniu analitycznego wzoru określającego temperaturę na powierzchni tarcia [53], [161], [172].

W wyniku obliczeń stwierdzono, że dla wszystkich złączy temperatury osiągane na powierzchni łączenia są zbliżone do temperatury topnienia łatwiej topliwego metalu. Wyniki obliczeń zweryfikowano eksperymentalnie. W pomiarach temperatur w odległości 2 mm od powierzchni tarcia, po czasie tarcia 4–25 s zależnym od własności tribologicznych trących się metali, i w zależności od parametrów zgrzewania, osiągnęto temperaturę równą $0,58\text{--}0,90T_s$ (tabela 9.2). Największą wartość zmierzonej temperatury równą $1855\text{ }^{\circ}\text{C}$ uzyskano dla złącza tantal–wolfram. Pomiar przeprowadzano w odległości 2 mm od powierzchni tarcia. Jest to najwyższa temperatura, poza wzmiankową w publikacji [20], jaką zmierzono bezpośrednio w złączach zgrzewanych tarciovo. Tak więc na powierzchni tarcia w okresie stacjonarnego przebiegu mocy tarcia występują jeszcze wyższe temperatury, jest więc niewątpliwie spełniony podstawowy warunek cieplny zgrzewania dyfuzyjnego ($T > 0,53 T_s$) i może powstać połączenie w stanie stałym. Przytoczone wyniki badań *potwierdzają więc* wysuniętą w rozdz. 7.1 *tezę pracy*.

Porównanie wartości temperatur określonych eksperymentalnie i w sposób teoretyczny wskazuje na pewne różnice tych wartości. Główną przyczyną tych różnic wydaje się przyjęte w modelu obliczeniowym założenie, że na całym przekroju zgrzewanej próbki występują jednakowe naciski jednostkowe. W rzeczywistym rozkładzie nacisków wzdłuż promienia próbki maksymalna wartość nacisku występuje w osi próbki, na co zwrócił uwagę Vill [161] (rys. 11.1a). Rozkład wytwarzanego strumienia ciepłego na powierzchni próbki, w zależności od przyjętego stosunku różnicy między maksymalnym naciskiem w środku próbki a minimalnym naciskiem na zewnątrz próbki do minimalnego nacisku, przedstawiono na (rys. 11.1b). Szczególnie interesujący jest fakt, że w zewnętrznych obszarach próbki jest wytwarzany mniejszy strumień cieplny. Wyjaśnia to, dlaczego w większości pomiarów temperatury przeprowadzonych



Rys. 11.1. Schemat rzeczywistego rozkładu nacisków jednostkowych na powierzchni tarcia (a) oraz rozkład wytwarzanego strumienia ciepłego w zależności od przyjętego stosunku $p_{t\alpha}/p_{tmin}$ (1-0, 2-2, 3-6, 4- ∞) (b) [161]

Fig. 11.1. Schematic representation of the actual specific pressure distribution on the friction surface (a) and the distribution of generated heat flux as a function of the assumed $p_{t\alpha}/p_{tmin}$ ratio (1-0, 2-2, 3-6, 4- ∞) (b) [161]

w pracy uzyskano w zewnętrznych obszarach próbek niższą temperaturę niż w obszarach wewnętrznych.

Powodem niezgodności temperatur modelowych z rzeczywistymi jest też nieuwzględnienie strat ciepła na odkształcenie plastyczne. Prowadzi to niewątpliwie do zawyżenia obliczonych temperatur, zwłaszcza na powierzchni tarcia, w miarę przedłużania się procesu. Niemniej jednak w początkowej fazie procesu zgrzewania tarcowego istnieje duża zgodność wyników teoretycznych z eksperymentalnymi.

Wstępne próby zgrzewania tarcowego *w powietrzu*, to jest bez dodatkowej osłony, metali z IV, V i VI grupy układu okresowego pierwiastków wykazały, że proces przebiega w sposób bardzo niestabilny, ze znacznymi stratami materiału na wypływki i utlenianie. Dlatego połączenia metali z IV, V i VI grupy układu okresowego wykonywano *w cieczy* (olej mineralny stosowany do obróbki erozyjnej). Jak potwierdziły to badania opisane częściowo w rozdziale 8, stanowi on najlepszą osłonę procesu zgrzewania spośród badanych cieczy (roztwory wodne, glikol).

Produkty rozpadu oleju (wodór i węgiel), wydzielające się po jego zetknięciu z gorącym metalem, w większości wypadków oddziałują głównie na powierzchnię wypływkę oraz na zewnętrzne obszary złącza. Jedynie w złączach wanad–wanad oraz wanad–tantal, wanad–niob i wanad–molibden, po stronie wanadu, oraz w złączach tantal–wolfram widoczne są wydzielения węglików przy powierzchni łączenia w wąskiej strefie o szerokości około 150–250 μm , sięgające od brzegu próbek w głąb złącza. Liniowa analiza zawartości węgla wykazała, że także w różnoimiennych złączach tytanu z metalami o wyższej temperaturze topnienia (np. z wanadem), na uprzedniej powierzchni tarcia występuje wąska strefa wzbogacona w węgiel. Jest to wywołane szczególnie korzystnymi warunkami, w jakich zachodzi to zjawisko, a mianowicie dużym współczynnikiem dyfuzji węgla w wanadzie i tytanie (rys. 2.3) oraz gwałtowną zmianą rozpuszczalności węgla w wanadzie wraz z obniżaniem się temperatury (rys. 2.2).

Aby uniknąć tzw. choroby wodorowej w próbkach miedzi zgrzewanych tarcowo w cieczy, zaproponowano użycie miedzi nie zawierającej tlenu. Należy tu nadmienić, że w zgrzewanych tarcowo różnoimiennych złączach z miedzią elektrolityczną stwierdzono chorobę wodorowa i to zarówno wtedy, gdy zgrzewanie odbywało się w cieczy, jak i w powietrzu. Wynika stąd, że w procesach zgrzewania tarcowego elementów miedzianych należy stosować miedź odtlenioną, na co dotychczas nie zwracano uwagi [83], [84], [111], [113].

Badania porównawcze przebiegu zgrzewania tarcowego w powietrzu i w cieczy dla zbliżonych parametrów prowadzenia procesu wykazały, że podczas zgrzewania w cieczy skrócenie materiałów jest mniejsze zarówno podczas tarcia, jak i spęczania (tabela 11.1). I tak przykładowo w czasie zgrzewania jednoimiennych złączy tytanu w cieczy skrócenie podczas tarcia wynosiło 3,0 mm, a w powietrzu – 4,4 mm (całkowite skrócenie elementów w cieczy – 4,6 mm, w powietrzu – 7,0 mm). Dla złączy niobu różnice te były jeszcze bardziej wyraźne, gdyż skrócenie całkowite podczas zgrzewania w cieczy wynosiło 1,5 mm, a w powietrzu – 4,6 mm. Znacznie większe różnice w

wielkości skrócenie zaobserwowano, wykonując różnoimienne połączenia materiałów o różnej plastyczności. Podczas zgrzewania w cieczy złącze TZM–miedź w czasie tarcia skracало się o 1 mm, a w powietrzu – o 20,3 mm (tabela 11.1).

Zgrzewając w powietrzu złącza tytanu i stopu cyrkonu, obserwowano bardzo intensywne iskrzenie. Badania metalograficzne wykazały, że złącza wykonywane w cieczy mają węższą strefę zmian strukturalnych. W warstwach zewnętrznych zgrzewanych w powietrzu jednoimiennych złączy tytanu, zircaloy 2, niobu i tantalu stwierdzono zwiększoną mikrotwardość. Jednocześnie zaobserwowano różnicę w przebiegu mocy tarcia dla badanych wariantów zgrzewania tarcowego. Na krzywej zmian mocy tarcia dla złączy miedź–stal X10CrNiTi 189 wykonywanych w cieczy, pierwsze maksimum (42 kW) jest widoczne po czasie 0,8 s, a dalszy jej przebieg do około 20 s wykazuje dużą stabilność, ale po upływie 20 s występują kolejne lokalne maksima (rys. 8.4c). Podobnie wygląda przebieg mocy tarcia dla innych złączy wykonywanych dla porównania w powietrzu i w cieczy, na przykład miedź–TZM oraz żelazo armco–titan. W opisanych próbach zgrzewania naniesienie oleju na powierzchnie tarcia lub zgrzewanie w oleju powodują zmianę warunków tribologicznych procesu zgrzewania, co oddziałuje na całość procesu. Jak należało przypuszczać, następuje zmniejszenie wydzielania ciepła na powierzchniach tarcia.

Tabela 11.1. Parametry porównawczego zgrzewania tarcowego materiałów w powietrzu (P) i w cieczy (C), ($n = 1500 \text{ min}^{-1}$) [8]

Table 11.1. Parameters of the materials subjected to friction welding in air (P) and in fluid (C) ($n = 1500 \text{ min}^{-1}$) [8]

Para materiałów		P_{t1} MPa	P_{t2} MPa	P_{s1} MPa	P_{s2} MPa	t_{t1} s	t_{t2} s	t_{s1} s	t_{s2} s	s_t mm	s mm	N_{maks} kW
tytan–titan	P	15	23	23	30	0,8	1,5	1,0	1,0	4,4	7,0	23,6
	C	14	23	23	30	0,8	1,5	1,0	1,0	3,0	4,6	19,1
zircaloy 2 –zircaloy 2	P	21	19	37	42	0,7	1,5	3,0	3,0	3,8	9,7	25,2
	C	20	19	36	41	0,7	1,5	3,0	3,0	2,2	7,8	21,3
wanad–wanad	P	21	25	33	47	2,0	1,5	6,0	12,0	3,2	5,7	43,3
	C	21	26	34	47	2,0	1,45	6,0	12,0	2,2	3,8	27,2
niob–niob	P	14	23	30	32	1,0	2,0	6,0	8,0	1,2	4,6	29,5
	C	15	22	32	35	1,0	2,0	6,0	8,0	0,5	1,5	20,6
tantal–tantal	P	22	23	32	47	1,5	1,5	6,0	12,0	12,0	15,2	36,2
	C	22	23	32	47	1,5	1,5	6,0	12,0	12,2	15,5	25,1
miedź–TZM	P	30	30	50	80	12,5	7,5	5,0	12,0	20,3	26,0	23,0
	C	30	30	50	80	12,5	7,5	5,0	12,0	1,0	3,3	18,9
żelazo armco –titan	P	34	34	80	80	2,5	53,5	2,0	10,0	7,9	16,5	15,5
	C	34	34	80	80	2,5	71,6	2,0	10,0	0,6	1,1	12,5

Tak więc porównując zgrzewanie tarciove z zastosowaniem oleju do ochrony powierzchni zgrzewanych elementów przed oddziaływaniem gazów atmosferycznych z procesem przeprowadzanym w powietrzu, stwierdzono, że olej oprócz samego efektu osłony wywołuje pewne zmiany w przebiegu procesu, a mianowicie:

- zmniejszenie ilości materiału przesuwanego do wypływk i jej bardziej równomierne ukształtowanie,
- zmniejszenie początkowego momentu tarcia, co jest szczególnie istotne w zgrzewaniu elementów o znacznej średnicy i materiałów odznaczających się dużym współczynnikiem tarcia,
- zmniejszenie szerokości strefy oddziaływania cyklu cieplnego.

Aby lepiej poznać mechanizmy rządzące zgrzewaniem tarciowym, wykonano szereg jedno- i różnoimiennych złączy metali trudno topliwych, które poddano badaniom metalograficznym i wytrzymałościowym. Jak wykazały badania, podobieństwo parametrów sieci krystalograficznej łączonych powierzchni jest dodatkowym czynnikiem ułatwiającym uzyskanie złącza. Wynika to z małego zapotrzebowania energetycznego łączonej objętości metalu w porównaniu z przypadkiem, gdy łączymy metale różnoimienne o różnorodnych sieciach krystalograficznych, które muszą być dopasowane dzięki energii dostarczonej wskutek niszczenia mostków połączenia i plastycznego odkształcenia. Wynika stąd, że gdy łączy się metale jednoimienne, naciski jednostkowe mogą być mniejsze niż w przypadku łączenia dwóch różnych metali. Tak więc zgrzewanie tarciove metali różnoimiennych różni się od zgrzewania metali jednoimiennych. Różnice te są widoczne w mechanizmie tworzenia złączy, nie zaś w sposobie technologicznego ich uzyskiwania. Jednym z głównych kryteriów oceny możliwości łączenia w stanie stałym różnoimiennych metali jest ich wzajemna rozpuszczalność oraz możliwość tworzenia wiązania chemicznego. Mniej istotna jest krystaliczna budowa metalu, która ma większe znaczenie w czasie wykonywania złączy w procesach obróbki plastycznej. Podczas zgrzewania tarciowego łączenie przebiega w podwyższonych temperaturach i o wielkości odkształcenia plastycznego nie decyduje budowa krystaliczna metalu. Bardzo istotnym problemem, związanym z uzyskiwaniem złączy różnoimiennych metali, jest ich nierównomierne odkształcanie. Nierównomierne odkształcenie prowadzi do nierównomiernego plastycznego płynięcia łączonych warstw wierzchnich metali, co w konsekwencji może powodować rozerwanie powstałych na powierzchni warstw dyfuzyjnych i usunięcie ich do wypływk.

Celem użytecznym pracy jest zbadanie, czy istnieje możliwość wykonania metodą zgrzewania tarciowego połączeń jednoimiennych metali z IV, V i VI grupy układu okresowego oraz połączeń różnoimiennych między tymi metalami, a także ich złączy ze stałą austenityczną chromowo-niklową. Stwierdzono, że można wykonać połączenia różnoimienne niektórych par materiałów trudno topliwych, tworzących w stanie stałym układy bez faz międzymetalicznych, a otrzymane złącza odznaczają się zadowalającymi własnościami wytrzymałościowymi (tabela 10.3). Szczególnie trudne jest otrzymanie prawidłowego połączenia w przypadku występowania układów z fazami międzymetalicznymi.

dzymetalicznymi, które często mają wysokie temperatury topnienia oraz dużą twardość, przez co pogarszają własności technologiczne złączy. Dobierając odpowiednio parametry zgrzewania, można regulować grubość warstw dyfuzyjnych powstających na granicy połączenia [79], [81], [82], [127], [128], co w przypadku zgrzewania tarcio-owego jest jednak bardzo utrudnione przez nierównomierny rozkład ciepła wzdłuż promienia próbki oraz przez przemieszczanie się materiału do wypłytki. W niektórych połączeniach stosuje się celowo bardzo duże naciski spęczania, aby usunąć powstałe fazy międzymetaliczne do wypłytki [104], [122], [123], [126].

W badanych złączach niobu i tytanu z pseudostopem wolframu D18 oraz złączach tytan–żelazo armco nie udało się uniknąć powstania faz międzymetalicznych na całej powierzchni łączenia. Przyczyną tego jest nierównomierny rozkład ciepła na powierzchni łączenia, a przez to różna głębokość wzajemnej dyfuzji stykających się metali. Wprawdzie istnieją doniesienia o uzyskaniu bezpośrednich połączeń tytan–miedź, cechujących się wytrzymałością przekraczającą wytrzymałość miedzi [127], ale wymaga to specyficznych parametrów zgrzewania (bardzo wysokie naciski podczas spęczania, krótkie czasy tarcia), co udaje się zrealizować w przypadku próbek o stosunkowo małych średnicach. Przy jednostkowych naciskach spęczania, stosowanych podczas łączenia prętów z materiałów o średnicy 30 mm i opisanych w tej monografii, nie zdołano usunąć do wypłytki powstających faz międzymetalicznych z całej powierzchni łączenia. Aby otrzymać takie połączenia, ale o zadowalających i powtarzalnych własnościach wytrzymałościowych, zastosowano *przekładki z metalu*, który nie tworzył w stanie stałym faz międzymetalicznych z metalami wchodzącymi w skład złącza. Dla badanych złączy była to miedź lub wanad. W ten sposób wykonane złącza mają dobre własności wytrzymałościowe (tabela 10.3).

Zgrzewanie tarciove metali nie wykazujących wzajemnej rozpuszczalności, to jest takich, których wytrzymałość połączenia nie zależy od procesu dyfuzji, dowiodło że złącza takie mają również stosunkowo dużą wytrzymałość (np. TZM/miedź – 180 MPa, miedź/wolfram – 63 MPa). Jest to szczególnie interesujące, gdyż na powierzchni tarcia tych par materiałów nie tworzą się mostki adhezyjne (nie obserwuje się bowiem wzrostu współczynnika tarcia wraz ze wzrostem temperatury [39]).

Dla złączy wolfram–miedź/stal austenityczna stwierdzono, że ich wytrzymałość na rozciąganie jest większa od wytrzymałości połączeń wolfram–miedź zgrzewanych tarcio-owo przy takich samych parametrach. Głównym powodem takiego stanu są różnice w rozkładzie ciepła w obu złączach na powierzchni łączenia wolfram–miedź oraz różnice w stopniu odkształcenia plastycznego miedzi. Z przebiegu zmian parametrów zgrzewania można wnioskować, że w obu przypadkach podczas tarcia powstaje zbliżona ilość ciepła. Podczas zgrzewania miedzi z wolframem, gdy długości pręta miedzianego są znaczne, połączenie powstaje w odległości około 31 mm od pierwotnej powierzchni tarcia. Natomiast w zgrzewaniu tarciowym pary materiałów stal austenityczna/miedź–wolfram, miedź stanowi tylko międzywarstwę o grubości 10 mm i podczas tarcia i spęczania jest prawie w całości usunięta do wypłytki. W zgrzeinie zostaje tylko moc-

no odkształcona warstwa o szerokości około 0,8 mm. Wielkość wypływki jest w tym przypadku trzykrotnie mniejsza. Dlatego na powierzchni łączenia muszą panować wyższe temperatury, co przy takich samych naciskach jednostkowych wpływa na polepszenie wytrzymałości złącza.

Obliczone rozkłady temperatur dla zgrzewanych tarciowo złączy miedź–stal X10CrNiTi189 posłużyły do zaprojektowania międzywarstwy ze stali austenitycznej typu 18/9 dla połączeń stal St575–stop tytanu TiAl6V4. Stanowi to częściowo przedmiot patentu [7].

Zaproponowane metody obliczeniowe, z wykorzystaniem współczesnej techniki komputerowej stwarzają nową możliwość *obliczania rozkładu temperatur*, a w rezultacie szybkie i racjonalne *projektowanie międzywarstw* w złączach zgrzewanych tarciowo czy też, w przyszłości, *sterowanie procesem zgrzewania*. Nabiera to szczególnego znaczenia w urządzeniach do zgrzewania tarcioowego, które pracują w elastycznych systemach wytwarzania wyposażonych w mikroprocesory, które mogą wykonać niezbędne obliczenia.

Dotychczas złącza różniamiennych materiałów trudno topliwych głównie zgrzewano dyfuzyjne, co jest jednak technologią kosztowną (zazwyczaj kilkugodzinny proces przebiegający w próżni). Badania prowadzone w ramach monografii miały za cel ustalenie podstaw nowej technologii – zgrzewania tarcioowego w cieczy, alternatywnej do zgrzewania dyfuzyjnego, a stosowanej do łączenia materiałów trudno topliwych. Dlatego interesujące jest porównanie własności wytrzymałościowych złączy otrzymanych w wyniku zgrzewania dyfuzyjnego i zgrzewania tarcioowego. W tabeli 11.2 podano za [94] własności wytrzymałościowe takich złączy zgrzewanych dyfuzyjnie. W tabeli 10.3 zamieszczono wartości uzyskane w niniejszej pracy dla złączy zgrzewanych tarciowo. Widać wyraźnie, że wytrzymałość złączy zgrzewanych tarciowo jest większa. Przyczyną jest większy stopień odkształcenia plastycznego materiału w strefie zgrzewania tarcioowego oraz krótszy czas i mniejsza szerokość strefy oddziaływania cyklu cieplnego.

Na uwagę zasługuje także fakt prostszej budowy niektórych złączy z przekładkami, uzyskanych podczas zgrzewania tarcioowego, w porównaniu ze złączami zgrzewanymi dyfuzyjnie. Dobierając przekładki do złączy zgrzewanych dyfuzyjnie, niekiedy trzeba uwzględniać stopniowanie ich temperatur topnienia. Przykładowo złącze molibden–stal podczas zgrzewania dyfuzyjnego wymaga przekładek tantal–wanad–miedź, a w zgrzewaniu tarciowym wystarcza tylko przekładka z miedzi.

Dzięki rozpoznaniu podstawowych zjawisk, jakie towarzyszą powstawaniu złącza tarcioowego, możliwe było ustalenie zasad technologii tworzenia takich złączy dla metali trudno topliwych (prędkość obrotowa, naciski, czasy, przekładki itp.) (tabela 10.1). Zrealizowano w ten sposób założony cel użytkowy pracy.

Zagadnienia, którym w pracy nie poświęcono specjalnej uwagi i którymi nie zajmowano się zbyt szczegółowo, aby je w pełni wyjaśnić, a które zasługują na wspomnienie, to:

- przebieg uplastycznienia strefy łączenia,

- wpływ grubości przekładek i stopnia ich odkształcenia na wytrzymałość złącza,
- możliwość wykonywania w jednej operacji zgrzewania tarcowego złączy z przekładkami,
- wpływ drgań układu na proces zgrzewania tarcowego.

Materiał uplastyczniony w procesie zgrzewania tarcowego jest wyciskany ze strefy łączenia do wypłytki już podczas okresu dostarczania i zamiany energii, to znaczy w okresie tarcia, a następnie podczas spęczania. Proces wyciskania trwa tak długo, aż wartość naprężenia ścinającego, zależna od temperatury, osiągnie wartość większą od naprężenia zastępczego wywołanego naciskiem spęczania. Jedyny znany dotychczas teoretyczny model przedstawiający podstawy osiowego i promieniowego ruchu materiału podczas zgrzewania tarcowego podali Rich i Roberts [125], [126].

Używając przekładek, które – jak wspomniano – stosuje się głównie ze względów metalurgicznych, stwierdzono, że ich grubość wpływa na wytrzymałość całego złącza. Jest to widoczne np. w zgrzewanych tarcowo połączeniach tytan–wanad–tytan (tabela 10.3). W literaturze znana jest podana w [122] zależność wytrzymałości złącza od grubości przekładki dla zgrzewania dyfuzyjnego. Autor informuje, że stosunek grubości przekładki do jej szerokości powinien być mniejszy od 0,2, gdyż wtedy można uzyskać wytrzymałość złącza 2–3 krotnie przekraczającą wytrzymałość materiału przekładki.

Interesujące są wyniki, chociaż tylko wrywkowe dla złączy stal X10CrNiTi189–przekładka z miedzi–niob, wykonania całego połączenia w jednej operacji zgrzewania tarcowego. Pomiedzy zamocowane w uchwytych zgrzewarki pręty ze stali i niobu włó-

Tabela 11.2. Wyniki statycznej próby rozciągania zgrzewanych dyfuzyjnie różnoimiennych połączeń metali z IV, V i VI grupy układu okresowego [94]

Table 11.2. Static tensile test for friction welded joints of the metals of IV, V, VI groups of periodic system [94]

Para materiałów	Przekładka o grubości	Wytrzymałość R_m , MPa	Miejsce rozerwania się próbki
niob–niob	wanad, 4,5 mm	225	pow. złącza lub niob
tytan–tytan	wanad, 4,5 mm	312–400	pow. złącza
molibden –stal X10CrNiTi189	tantal, 0,125 mm wanad, 1,0 mm miedź, 0,1 mm	191–210	złącze molibden–tantal
niob –stal X10CrNiTi189	wanad, 1,0 mm miedź, 1,0 mm	210–248	niob lub złącze niob–wanad
tytan –stal X10CrNiTi189	wanad, 0,25 mm miedź, 1,0 mm	355	wanad lub złącze stal–miedź
tytan–zircaloy 2		441	tytan lub zircaloy 2

zono przekładkę z miedzi o grubości 10 mm. Przy stosunkowo cienkiej warstwie miedzi w końcowej fazie procesu tarcia (końcowa grubość 0,5 mm) ilość ciepła wytwarzana na trącej się powierzchni miedź–niob spowodowała takie nagrzanie powierzchni łączenia miedź–stal, że otrzymano połączenie o wytrzymałości 470 MPa (tabela 10.3). Bardzo pomocne w uzyskaniu tego połączenia było przypuszczalnie zastosowanie miedzi na międzywarstwę, co zapewniło szybki transport ciepła na nie trące się powierzchnie oraz umożliwiło dobre przygotowanie powierzchni styku wskutek plastycznego płynięcia podczas tarcia i spęczania. O podobnym sposobie wykonywania złączy z przekładkami w jednej operacji zgrzewania wzmiankowano w pracy [131].

W czasie przeprowadzania eksperymentów zgrzewania tarcioowego wielokrotnie stwierdzono, że w okresie tarcia ślizgowego (ustabilizowany przebieg momentu tarcia), a więc wtedy, kiedy na powierzchniach trących panuje tarcie zewnętrzne, wprowadzenie zakłócenia nacisku tarcia, na przykład jego krótkotrwałego, niewielkiego zmniejszenia lub zwiększenia, wywołuje gwałtowną zmianę warunków tarcia, co objawia się wzrostem momentu tarcia (rys. 9.5). To z kolei powoduje wzrost wydzielania ciepła i związany z tym wzrost prędkości odkształcania. Zjawisko to można by wykorzystać, wprowadzając drgania wymuszone do układu trących się próbek (na przykład zastosowanie pulsacji nacisku tarcia). Powinno to ułatwić zgrzewanie tarcioowe materiałów, które w czasie tarcia wytwarzają film smarujący na powierzchniach trących, jak na przykład złącza z pseudostopem wolframu czy złącza żeliwa.

11.2. Uogólnienia

Celem badań przedstawionych w monografii było rozpoznanie podstaw nowej technologii spajania metali trudno topliwych – zgrzewania tarcioowego w cieczy – alternatywnej do innych metod łączenia, a zwłaszcza do zgrzewania dyfuzyjnego. W badaniach szczegółowo scharakteryzowano zamianę energii zachodzącą podczas zgrzewania tarcioowego, a następnie doświadczalnie zweryfikowano założony model, mierząc temperaturę oraz wykonując złącza z metali z IV, V i VI grupy układu okresowego.

Uzyskane wyniki badań pozwalają sformułować następujące uogólnienia:

1. *Ciepło powstające na powierzchniach tarcia podczas zgrzewania tarcioowego metali trudno topliwych w cieczy* wytwarza tam takie pole temperatur, że w okresie tarcia ślizgowego temperatura na powierzchniach trących jest wystarczająco wysoka, aby możliwe było zbliżenie łączonych powierzchni na odległość działania sił atomowych, co zapewnia w tych warunkach powstanie złączy.

Obliczenia teoretyczne potwierdzone eksperymentalnie wykazały, że podczas zgrzewania tarcioowego metali trudno topliwych temperatura na powierzchni tarcia przekracza $0,53T_s$, co jest miarą osiągnięcia warunków procesu spajania. Taka temperatura umożliwia łączenie jednoimiennych metali trudno topliwych metodą zgrzewania tarcioowego. W ten sposób udowodniono podstawową tezę pracy.

Głównym kryterium otrzymania dobrego jakościowego połączenia materiałów różnoimiennych jest ich wzajemna rozpuszczalność oraz możliwość tworzenia wiązania chemicznego. W badanych połączeniach materiałów, tworzących układy równowagi z fazami międzymetalicznymi, nie usunięto twardych faz z całej powierzchni złącza. W tych przypadkach zastosowano przekładki z metalu, które nie tworzą faz międzymetalicznych z metalami wchodzącymi w skład złącza.

2. Zgrzewanie tarciove pod warstwą cieczy stwarza nowe możliwości łączenia materiałów łatwo oddziałujących z gazami z atmosfery. Użyta ciecz – olej mineralny stosowany do obróbki erozyjnej – ulega wprawdzie częściowemu rozpadowi podczas zetknięcia z nagrzanym materiałem, lecz oddziaływanie węgla na zgrzewane metale stwierdzono w przypadku jednoimiennych złączy wanadu (widoczny wzrost mikrotwardości w wąskiej strefie przy powierzchni łączenia), w złączach wolfram–tantal i wanad–metale trudno topliwe (wydzielenia węglików) oraz w złączach z tytanem (wzrost zawartości węgla).

Ciecz zapewnia nie tylko osłonę przed gazami atmosferycznymi, ale powoduje także zmniejszenie ilości materiału przesuwanego do wypływki oraz zmniejszenie maksimum momentu tarcia w pierwszej fazie procesu.

3. Złącza z metali trudno topliwych wykonane metodą zgrzewania tarciovego w cieczy mają *lepsze własności wytrzymałościowe* niż złącza wykonywane metodą zgrzewania dyfuzyjnego.

4. Przedstawiony *model obliczania temperatur* w złączach zgrzewanych tarciove dla dwuosiowego układu współrzędnych umożliwia, z dobrym przybliżeniem, przedstawienie pola temperatur istniejącego w łączonych elementach po określonym czasie trwania procesu tarcia. Model ten może być szczególnie przydatny do:

- określania szybkości narastania gradientu temperatury w początkowym stadium procesu zgrzewania tarciovego,
- określania czasu potrzebnego na ustabilizowanie się procesu,
- określania rozkładu temperatur w głębi zgrzewanych elementów.

Zaproponowane metody obliczeniowe z wykorzystaniem współczesnej techniki komputerowej stwarzają nową możliwość *obliczania rozkładu temperatur*, a w rezultacie szybkiego i racjonalnego *projektowania międzywarstw* w złączach zgrzewanych tarciove oraz sterowania procesem zgrzewania w przyszłości.

LITERATURA

- [1] ADAM P.: *Optimierung von Reibschweisssverbindungen an Luftfahrtwerkstoffen*. Reibschweibkolloquium: Gegenwärtiger Stand des Reibschweisssens, s. 63–78, Aachen, 24. Febr., 1978.
- [2] ADAM P.: *Ablauf der Verbindungsbildung beim Schwengradschweissen von hochwarmfesten Legierungen – Temperaturverlauf und Wulsbildung*. Schweissen u. Schneiden, 1979, nr 7, s. 279–283.
- [3] ADAM P., WILHELM H.: *Reibschweissen von PM-Superlegierungen*, Sondertagung: Abbrennstumpf – u. Reibschweissen. DVS-Band 77, s. 52–55, Braunschweig 1983.
- [4] ADAMS H. G.: *Neue Anwendungsbeispiele für das Reibschweissen in Industrie und Technik*. Reibschweisskolloquium: Gegenwärtiger Stand des Reibschweisssens. s. 1–12, Aachen, 24. Febr. 1978.
- [5] AMBROZIAK A., HORN H., LISON R.: *Reibschweissen von Werkstoffpaarungen mit Sondermetallen*. Schweissen u. Schneiden, 1990, nr 2, s. 67–72.
- [6] AMBROZIAK A., HORN H., LISON R.: *Reibschweissen von Werkstoffpaarungen mit Sondermetallen*. Schweissen u. Schneiden, 1990, nr 5, s. 224–228.
- [7] AMBROZIAK A., LISON R., RUCANEK R.: *Verfahren zum Verbinden von Rohlingen aus Vergütungsstahl mit solchen aus Aluminium – und/oder Titanbasislegierungen*. Patent Europejskiego Urzędu Patentowego nr EP 0513646B1 z dn. 25.09.1996.
- [8] AMBROZIAK A., LISON R., WATERMEYER K.: *Gefügebau in reibgeschweissten Verbindungen von IVa u. Va Metallen, die an Luft und unter Flüssigkeitsschutz geschweisst wurden*, Metallographie-Tagung, Braunschweig, Sept. 1989, s. 371–384.
- [9] AMBROZIAK A., LISON R., WATERMEYER K.: *Gefüge und Eigenschaften von Reibschweisssverbindungen Kupfer/TZM und Kupfer/X10CrNiTi189*, Metallographie-Tagung, Leoben, Okt. 1990, s. 671–680.
- [10] AMBROZIAK A., WATERMEYER K.: *Untersuchung der Neigung verschiedener Kupferqualitäten zur Rissbildung unter Beanspruchungen, die sich beim Reibschweissen ergeben*. Metallographie-Tagung, Garmisch-Partenkirchen, Sept. 1988, s. 451–459.
- [11] AMBROZIAK A.: *Friction welding of dissimilar metal joints in niobium or titanium to steel or tungsten*, Welding International, 1996, 10(4), s. 268–273.
- [12] BAESLACK W. A., HAGEY K.S.: *Inertia Friction Welding of Rapidly Solidified Powder Metallurgy Aluminium*, Welding Journal, Suppl., July 1988, s. 139–149.
- [13] BAKISH R.: *Wiązka elektronów w nauce i technice*, WNT, Warszawa, 1966.

- [14] BAKŠIN O.A. i inni: *Ispolzovanie metoda matematičeskogo planirovanija dla ocenki rezultatov svarki treniem splava V93*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1975, nr 7, s. 28–29.
- [15] BARTLE P. M., ELLIS C.R.G.: *Diffusion Bonding and Friction Welding, Two Newer Processes for the Dissimilar Metal Joint*, Metal Constr. Brit. Weld. J., 1969, Vol.1, nr 12, s. 88–91.
- [16] BELL R. A., LIPPOLD J. C., ADOLPHSON D. R.: *An Evaluation of Copper–Stainless Steel Inertia Friction Welds*, Welding Journal, Suppl., Nov. 1984, s. 225–232.
- [17] BETHLEHEM W.F.: *Geeignet zur Prozebüberwachung: Störungen des Momentenverlaufes lassen fehlerhafte Reibschweissungen erkennen*, Schweißen u. Schneiden, 1984, H. 1, s. 23–28.
- [18] BETHLEHEM W.F.: *Schmelzpunkt wurde nicht erreicht: Untersuchung des Gefüges beim Reibschweißen*, Schweißen u. Schneiden, 1984, H. 10, s. 479–483.
- [19] BOLŠAKOV M.V.: *Parametry režima svarki treniem tugoplavkich metallov*, Avtomatičeskaja Svarka, 1982, nr 12, s. 30–33.
- [20] BOLŠAKOV M.V., MORGUNOVA N.N., VORONTSOVA T.V.: *Struktura i svojstva soedenij molibdenovogo splava CM6, vypolnennyh svarkoj treniem*, Avtomatičeskaja Svarka, 1975, nr 1, s. 18–22.
- [21] BOLŠAKOV M.V., OVSJANKIN V.P., CEPUCHIN S.I.: *Svarka treniem v vakuumie tugoplavkich i žaropročnych splavov*, Avtomatičeskaja Svarka, 1972, nr 6, s. 71–72.
- [22] CERBE G., HOFFMANN H.-J.: *Einführung in die Wärmelehre*, 8. Auflage, München, Carl Hanser Verlag, 1987.
- [23] CHENG C.J.: *Transient Temperature Distribution During Friction Welding of Two Similar Materials in Tubular Form*, Welding Journal, Suppl., Dec. 1962, s. 542–550.
- [24] CHENG C.J.: *Transient Temperature Distribution During Friction Welding of Two Dissimilar Materials in Tubular Form*, Welding Journal, Suppl., May 1963, s. 233–240.
- [25] ČARUCHINA K. E. i inni: *Bimetalicheskie soedinenija*, Moskva, Metallurgija, 1970.
- [26] DETKA A.: *Spawanie metali trudno topliwych wiązką elektronów*, Prace Naukowe Inst. Techn. Elektronowej Politechniki Wrocławskiej, nr 18, Wrocław, 1979, s. 261–265.
- [27] DICKSON G. R., BAHRANI A.S.: *Experiments on the Friction Welding of Non-Ferrous Metals*, Welding a. Metal Fabrication, June 1975, s. 347–352.
- [28] DIES K.: *Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik*, Berlin, Heidelberg, New York, Springer Verlag, 1967.
- [29] DREWS P., MEYER B.: *Vergleichende Betrachtung der Reibschweissverfahren*, Sondertagung: Abbrennstumpf-u. Reibschweiss. DVS-Band 77, s. 46–51, Braunschweig 1983.
- [30] DREWS P., MEYER B.: *Stand der Prozessanalyse beim Reibschweißen*, Reibschweisskolloquium: Gegenwärtiger Stand des Reibschweissens, 24 Febr. 1978, Aachen, s. 25–46.
- [31] DREWS P., SCHMIDT J.: *Steuerung des Reibschweissprozesses zur Erzielung eines vorbestimmten Endmasses*, Sondertagung: Gegenwärtiger Stand des Reibschweissens, 24 Febr. 1978, Aachen, s. 107–131.
- [32] DRZENIEK H., AMBROZIAK A., HINZ L., LUGSCHEIDER E.: *Präparation und Gefügeentwicklung von Diffusionsschichten in Titan- u. Tantal-Proben*, Metallographie-Tagung, Leoben, Okt. 1990, s. 179–188.

- [33] DUFFIN F. D., BAHRANI A. S.: *Friction Welding of Mild Steel: the Effects of Varying the Value of Deceleration*, Metal Constr. a. British Welding Journal, 1973, nr 4, s. 125–132.
- [34] DUFFIN F. D., BAHRANI A. S.: *The Mechanics of Friction Welding Mild Steel*, Metal Constr., 1976, nr 6, s. 267–271.
- [35] DUNKERTON S. B.: *Toughness Properties of Friction Welds in Steels*, Welding Journal, Suppl., Aug. 1986, s. 193–202.
- [36] DUNKERTON S. B., JOHANSEN A., FRICH S.: *Radial Friction Welding for Offshore Pipelines*, Welding Journal, July 1987, s. 40–47.
- [37] ELLIS C.R.G.: *Continuous Drive Friction Welding of Mild Steel*, Welding Journal, Suppl., April 1972, s. 183–197.
- [38] ELLIS C.R.G.: *Metallverbindungen durch Reibschweißen*, Reibschweissskolloquium: Gegenwärtiger Stand des Reibschweißens, Febr. 1978, Aachen, s. 47–62.
- [39] FELLER H.G., MÄLZER K.: *Über den Einfluss des Parameters „Temperatur“ auf das Reibung- und Verschleissverhalten von Metallpaarungen bei Trockengleitreibung*, Zeitschrift für Metallkunde, 1976, H. 8, s. 538–540.
- [40] FRANZ U., TREPTE M.: *Reibschweißen – Darstellung und Interpretation des Reibmomentes*, Schweisstechnik, 1986, nr 6, s. 244–245.
- [41] FRIEDEL K.: *Topienie strefowe za pomocą wiązki elektronów*, Prace Naukowe Inst. Techn. Elektr. Politechniki Wrocławskiej, nr 14, Wrocław 1975, s. 201–209.
- [42] FROMME E., GEBHARDT E.: *Gase und Kohlenstoff in Metallen*, Berlin, Heidelberg, New York, Springer Verlag, 1976.
- [43] FUKUSHIMA S.: *Study on Selection of Welding Conditions in Continuous Drive Friction Welding Process*, Transactions of National Research Institute for Metals, Tokyo, 1976, nr 4, s. 139–151.
- [44] GELMAN A.S.: *O prirode svarki treniem*, Avtomatičeskaja Svarka, 1965, nr 3, s. 5–10.
- [45] GENGEBACH O.: *Reibschweißen – Verfahren und Anwendungsmöglichkeiten*, Schweißen u. Schneiden, 1967, H. 7, s. 305–309.
- [46] GRÜNAUER H.: *Reibschweißen erzeugt sichere Verbindungen hochlegierter Werkstoffe*, Maschinenmarkt, 1985, nr 38/39, s. 728–729.
- [47] GRÜNAUER H.: *Freie Wahl. Kombiniertes Reibschweißen mit flexiblem Stauchzeitpunkt*, Industrieanzeiger, 1990, H. 23, s. 24–28.
- [48] GRÜNAUER H., HORN H., WEISS H.: *Keramik/Metallverbindungen durch Reibschweißen zur industriellen Fertigung geeignet*, Industrieanzeiger, 1988, H. 97, s. 54–56.
- [49] GUREVIČ S. M. i inni: *Metallurgija i tehnologija svarki tugoplavkich metallov i splavov na ich osnove*, Kiev, Naukova Dumka, 1982.
- [50] GUREVIČ S. M. i inni: *Metallurgija i tehnologija svarki titana i jevo splavov*, Kiev, Naukova Dumka, 1979.
- [51] GUREVIČ S. M.: *Spravočnik svarki nečeleznych metallov*, Kiev, Naukova Dumka, 1981.
- [52] HAIMANN R.: *Zagadnienia metaloznawcze spawania wiązką elektronową*, Prace Naukowe Inst. Techn. Elektr. Politechniki Wrocławskiej, nr 14, Wrocław 1975, s. 189–200.
- [53] HASUI A., FUKUSHIMA S.: *On the Torque in Friction Welding*, Transactions of the Japan Welding Society, April 1977, nr 1, s. 26–32.
- [54] HAZLETT T. H.: *Properties of Frictions Welds Between Dissimilar Metals*, Welding Journal, Suppl., Oct. 1962, s. 448–450.

- [55] HEALY J.J., Mc MULLAN D.J., BAHRANI A.S.: *Analysis of Frictional Phenomena in Friction Welding of Mild Steel*, Wear, 1976, Vol. 37, s. 265–278.
- [56] HEBDA M., WACHAL A.: *Trybologia*, Warszawa, WNT, 1980.
- [57] HINZ L.: *Untersuchungen über den Einfluss von Schutzflüssigkeiten auf die IVa, Va und VIa Metalle und ihre Legierungen beim Reibschweißen*, Praca dypl., RWTH Aachen, 1988.
- [58] v. HIRSCH J.: *Neue Erkenntnisse und Ergebnisse zum Konstruktionsschweißen von Sphäroguss mit Baustahl*, Düsseldorf, VDI Berichte, 1989, nr 734, s. 423–429.
- [59] v. HIRSCH J.: *Gute Verbindung. Konstruktionsschweißen von Sphäroguss mit Baustahl*, Maschinenmarkt, 1989, H. 45, s. 36–41.
- [60] v. HIRSCH J., KNOTHE W.: *Beispiele konstruktionsschweißten Bauteile des Grundwerkstoffes Gusseisen mit Kugelgraphit und verschiedenen Stahlqualitäten*, Düsseldorf, VDI Berichte, 1988, nr 698, s. 191–204.
- [61] HORN H.: *Drehenfügen. Metalle und Keramiken verbinden mit der Technik des Reibschweißens*, Maschinenmarkt, 1989, H. 34, s. 120–125.
- [62] HORN H.: *Reibschweißen von Werkzeugstahl mit Wolframcarbid-Hartmetallen. Alternative zum Löten?* Industrie Anzeiger, 1989, nr 63, s. 14–16.
- [63] HORN H., GEWERS R., SCHEER J.: *Untersuchungen zum Bindemechanismus reibgeschweißter Wolframhartmetall-Stahl-Verbindungen*, Schweißen u. Schneiden, 1987, H. 10, s. 513–516.
- [64] HORN H., GRÜNAUER H.: *Herstellung von Metall-Keramik-Verbindungen durch Reibschweißen*, Düsseldorf, VDI Berichte, 1989, nr 734, s. 393–404.
- [65] IMSENNIK K. P., FOMIČEV N. J.: *Charakteristika processa osadki pri svarke treniem bystrorežuščej stali s konstrukcionnoj*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1974, nr 4, s. 35–36.
- [66] IMSENNIK K. P., KRAGELSKIJ I. V.: *O nagrevie pri svarke treniem*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1973, nr 10, s. 44–46.
- [67] JESSOP T. J., DINSDALE W. O.: *Mechanical Testing of Dissimilar Metal Friction Welds*, Welding Research International, 1976, nr 6, s. 1–22.
- [68] JESSOP T. J., NICHOLAS E. D., DINSDALE W. O.: *Friction Welding Dissimilar Metals. Advances in Welding Processes*, Proceedings 4th International Conference, Harrogate, York, England, May 1978, The Welding Institute, paper 49, pp. 23–36.
- [69] JOHNSON C. A.: *Friction Welding of Dissimilar Metals*, Dok. MIS nr III J-086-85.
- [70] KARAKOZOV E. S., MUSTAFAEV R. I., MELNIKOVA N. V.: *Sovremennoe sostojanie svarki treniem (obzor)*, Čast 1, Svaročnoe Proizvodstvo, 1989, nr 8, s. 2–5.
- [71] KARAKOZOV E. S., MUSTAFAEV R. I., MELNIKOVA N. V.: *Sovremennoe sostojanie svarki treniem (obzor)*, Čast 2, Svaročnoe Proizvodstvo, 1989, nr 9, s. 1–4.
- [72] KAZAKOV N. F.: *Diffuzionnaja svarka materialov*, Moskva, Mašinostroenije, 1976.
- [73] KES P.: *Beitrag zum Reibschweißen duktiler Eisengusswerkstoffe*, Praca doktorska, RWTH Aachen, 1989.
- [74] KIEFFER R., JANGG G., ETTMAYER P.: *Sondermetalle. Metallurgie/Herstellung/Anwendung*, Wien, New York, Springer Verlag, 1971.
- [75] KORNEEV N. J. i inni: *Obrabotka davlenijem tugoplavkich metallov i splavov*, Moskva, Metallurgija, 1975.
- [76] KORNILOV I. I., MATVEEVA N. M., PRJACHINA L.I., POLAKOVA R.S.: *Metallo-chimičeskie svojstva elementov periodičeskoj sistemy*, Moskva, Nauka, 1966.

- [77] KOWALCZYK L.: *Łączenie metali w stanie stałym w procesach obróbki plastycznej*, Warszawa, WNT, 1988.
- [78] KRAGELSKI I. V.: *Reibung und Verschleiss*, München, Carl Hanser Verlag, 1971.
- [79] KRASULIN J. L., SORSOROV M.H.: *O mechanizme obrazovanija soedinenija raznorodnych materialov v tverdom sostojanii*, Fizika i Chimija Obrabotki Materialov, nr 1, 1967, s. 89–97.
- [80] KRAWCZYK R.: *Analiza procesu nagrzewania metali podczas zgrzewania tarcowego*, Praca doktorska, Politechnika Częstochowska, Częstochowa, 1993.
- [81] KREYE H., REINERS G.: *Metallurgical Aspects and Application of Friction Welding*, Proceedings of an International Conference on Trends in Welding Research, TWR'86, Gottingburg, Tennessee, USA, May 1986, s. 307–310.
- [82] KREYE H., REINERS G.: *Werkstoffkundliche Aspekte beim Reibschweissen von Werkstoffkombinationen*, 2. Sondertagung Abbrennstumpf- und Reibschweissen, Sept. 1987, Aachen, s. 174–186.
- [83] KREYE H., REINERS G.: *Gefüge und Eigenschaften von Kupfer–Stahl Reibschweisverbindungen*, Schweissen u. Schneiden, 1988, H. 1, s. 32–36.
- [84] KREYE H., WITTKAMP J.: *Gefügeänderungen und Bindemechanismus beim Reibschweissen*. Zeitschrift für Metallkunde, 1977, 68 (4), s. 253–259.
- [85] KULIKOV F. R. i inni: *Niekatoryje problemy elektronnolučevoj svarki vysokopročnych titanovyh splavov*, VII Vsesojuzna konferencija po elektronnolučevoj svarke, Kiev, IES im. E. O. Patona, 1981, s. 58–64.
- [86] KURUZAR D. I.: *Joint Design for the Friction Welding Process*, Welding Journal, 1979, nr 6, s. 31–35.
- [87] LEBEDEV V. K. i inni: *Svarka treniem cilindričeskich zagotovok neravnyh sečenij*, Avtomatičeskaja Svarka, 1989, nr 4, s. 66–69.
- [88] LEBEDEV V. K., ČERNENKO I. A., VILL V. I.: *Svarka treniem. Spravočnik*, Leningrad, Mašinostroenie, 1987.
- [89] LEBEDEV V. K., MIRGOROD J. A., ČERNENKO V. A.: *Vlijanie načalnoj okružnoj skrości pri inercionnoj svarke treniem na kačestvo svarnogo soedinenija raznorodnych stalej*, Avtomatičeskaja Svarka, 1987, nr 7, s. 1–5.
- [90] LEBEDEV V. K., MIRGOROD J. A., GORDONNAJA A. A.: *Pričiny obrazovanija defektov tipa „blestjaščije kolca” pri svarke treniem*, Avtomatičeskaja Svarka, 1988, nr 12, s. 12–15.
- [91] LEBEDEV V. K., MIRGOROD J.A., VAKULENKO S.A.: *Matematičeskoe modelirovanie teplovych processov i vjazkogo tečenia metalla pri svarke treniem*, Avtomatičeskaja Svarka, 1987, nr 1, s. 3–6.
- [92] LEBEDEV V. K., VILL V. J., ČERNENKO I. A.: *O rasčete energetičeskich parametrov processa svarki metallov treniem*, Avtomatičeskaja Svarka, 1981, nr 3, s. 1–4.
- [93] LEVIS R. A.: *Recent Developments in the Friction Welding Industry*, Welding & Metal Fabrication, Aug./Sept. 1989, s. 289–293.
- [94] LISON R.: *Untersuchung der Herstellmöglichkeiten und der Eigenschaften diffusionsgeschweisster Übergänge von den IVa, Va, und VIa Metallen auf einen austenitischen oder ferritischen rost- und säurebeständigen Stahl*, Praca doktorska, RWTH Aachen, 1982.

- [95] LISON R.: *Einsatzmöglichkeiten thermischer Fügeverfahren für Sondermetalle (Be, Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W)*, Radex-Rundschau, 1983, H. 1/2, s. 99–117.
- [96] LISON R.: *Schweißen und Löten von Sondermetallen und ihren Legierungen*, Düsseldorf, DVS-Verl., Bd. 118, 1996.
- [97] LISON R., AMBROZIAK A., HORN H.: *Eignung der Fügeverfahren Diffusions- u. Reibschweißen für den Einsatz an Va- und Vla-Metallen*, Proceedings of 12th Int. Plansee Seminar, 1989, Reutte, vol.1, s. 75–105.
- [98] LISON R., BACHNER E.: *Reibschweißen von Sondermetallen und Werkstoffkombinationen, die ein Sondermetall enthalten*, 2. Sondertagung Abbrennstumpf- und Reibschweißen, Aachen, Sept. 1987, s. 187–202.
- [99] LUGSCHEIDER E., DRZENIEK H., HINZ L.: *Charakterisierung von Schutzflüssigkeiten für das Reibschweißen von Sondermetallen*, Bericht RWTH Aachen, Lehr- u. Forschungsgebiet Werkstoffwissenschaften, 1988.
- [100] LUGSCHEIDER E., ECK R., ETTMAYER P.: *Chrom, Molybdän, Wolfram und ihre Legierungen als Hochtemperatur- und Verschleißschutzwerkstoffe*, Radex-Rundschau, 1983, H. 1/2, s. 52–84.
- [101] MALCEV M. V., SOLOVEV V. J.: *Technologia proizvodstva niobija i ego splavov*, Moskva, Metallurgija, 1966.
- [102] MASSALSKI B.: *Binary Alloy Phase Diagrams*, American Society for Metals, Ohio, Metals Park, 1986.
- [103] MC MILLAN D. W., BRADLEY B. F., WADDINGTON J.: *Friction Welding*, Patent nr 1 462 772, Nov. 1974, England.
- [104] MECHSNER K., KLOCK H.: *Grenzflächengefüge von Reibschweißverbindungen aus Aluminium und Stahl*, Aluminium, **59**(1983), H. 10, s. 850–854.
- [105] MELNICENKO N. V., VLASOV V. M.: *Kontrol metodom akustičeskoj emissii processov schvatyvanija pri svarke treniem*, Techn. Diagnostika i Nerazruš. Kontrol, 1989, nr 1, s. 56–58.
- [106] MICHALSKI R., KAMIŃSKI Z.: *Zgrzewanie tarcowe*, Warszawa, WNT, 1975.
- [107] MITCHELL L. A., OSGOOD C.: *A Theory of Friction and Wear Based on a New Characterisation of Asperity Interactions*, Wear, **37**(1976), s. 265–278.
- [108] MORGUNOVA N.N. i inni: *Splavy molibdena*, Moskva, Metallurgija, 1975.
- [109] MURTI K. G. K., SUNDARESAN S.: *Parameter Optimisation in Friction Welding Dissimilar Materials*, Metal Construction, 1983, nr 6, s. 331–335.
- [110] MYŚLIWIEC M.: *Ciepłno-mechaniczne podstawy spawalnictwa*, Warszawa, WNT, 1972.
- [111] NA S.-J.: *Das Reibschweißen ungleichartiger Metalle*, Praca doktorska, TU Braunschweig, 1983.
- [112] NA S.-J., RUGE J., THOMAS K.: *Reibschweißverbindungen zwischen ausgewählten artverschiedenen Werkstoffen*, Sondertagung Abbrennstumpf- und Reibschweißen, 1983, Braunschweig, DVS 77, s. 56–63.
- [113] NENTWIG A.: *Reibschweißen von Wolfram*, Praca doktorska, TU München, 1986.
- [114] NESTEROV A. F., VEDENJAPIN E. N., GORDO V. P.: *Analiz temperaturnych polej pri svarke titana s aluminijem*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1989, nr 7, s. 31–33.

- [115] NEUMANN A., SCHOBBER D.: *Reibschweissen von Metallen*, Düsseldorf, DVS Verlag, Band 107, 1991.
- [116] NEUMANN A., SCHOBBER D., BACHMANN K.-R.: *Prozessregelung Reibschweissen*, ZIS-Mitteilungen, 1985, H. 1, s. 74–80.
- [117] NICHOLAS E. D., THOMAS W. M.: *Metal Deposition by Friction Welding*, Welding Journal, 1986, Aug., s. 17–27.
- [118] OBERLE T. L., LOYD C. D., CALTON M. R.: *Inertia Welding Dissimilar Metals*, Welding Journal, 1967, nr 6, s. 511–516.
- [119] PECH B.: *Theoretische Grundlagen zur Ermittlung von Führungsgrößen für die Prozessregelung Reibschweissen mittels mathematischer Modellierung*, Praca doktorska, TU Karl-Marx-Stadt, 1987.
- [120] POTAPOV J. D. i inni: *O vozmoznosti regulirovanija temperatury pri svarke treniem raznorodnykh materialov*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1971, s. 1–3.
- [121] Praca zbiorowa: *Encyklopedia Techniki – Metalurgia*, Wydawnictwo Śląsk, Katowice, 1985.
- [122] RABKIN D. M., RJABOV V. R., GUREVIČ S.M.: *Svarka raznorodnykh metallov*, Kiev, Technika, 1975.
- [123] REINERS G., KREYE H.: *Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften von Reibschweisverbindungen aus Aluminium und Stahl*, Schweissen u. Schneiden, 1988, H. 3, s. 123–129.
- [124] REINERS G., KREYE H.: *Untersuchungen zum Reibschweissen von Stahlteilen mit nicht-rotationssymmetrischen Querschnitt*, Schweissen u. Schneiden, 1989, H. 1, s. 22–25.
- [125] RICH T., ROBERTS R.: *Thermal Analysis for Basic Friction Welding*, Metal Constr. and British Welding Journal, March 1971, s. 93–98.
- [126] RICH T., ROBERTS R.: *The Forge Phase of Friction Welding*, Welding Journal, March 1971, s. 137s–145s.
- [127] RUGE J.: *Schweissen im festen Zustand – Kaltpressschweissen, Diffusionsschweissen, Reibschweissen*, DVS, Bericht nr 65, Düsseldorf 1980.
- [128] RUGE J. i inni: *Joining of Copper to Titanium by Friction Welding*, Welding Journal, August 1986, s. 28–31.
- [129] RYKALIN N. N., PUGIN A. I., VASILJEVA V. A.: *Nagrev i ochlaždenie steržnej pri stykovej svarke treniem*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1959, nr 10, s. 15–18.
- [130] SAMSONOV G. V.: *Vzaimodejstvie ugleroda s tugoplavkimi metallami*, Moskva, Metalurgija, 1974.
- [131] SASSANI F., NEELAM J. R.: *Friction Welding of Incompatible Materials*, Welding Journal, Nov. 1988, s. 264–270.
- [132] SCHAEFER R.: *Schwungradreibschweissen – eine neue amerikanische Entwicklung*, Schweissen u. Schneiden, 1967, H. 2, s. 74–77.
- [133] SCHAEFER R.: *Beitrag zum Reibschweissen von Metallen unter besonderer Berücksichtigung der Energieumwandlung während des Schweißprozesses*, Praca doktorska, RWTH Aachen, 1971.
- [134] SCHAEFER R.: *Studium der Energieumwandlung beim konventionellen Reibschweissen von Stahl*, Schweissen u. Schneiden, 1972, H. 2, s. 46–49.

- [135] SCHERÜBEL D.: *Die Überwachung des Verfahrensablaufes für Reibschweisssmaschinen durch Parameterkontrolle*, Reibschweissskolloquium: Gegenwärtiger Stand des Reibschweisssens, Febr. 1978, Aachen, s. 91–106.
- [136] SCHÖBER D., BACHMAN K.-R.: *Experimentelle Untersuchung wichtiger Prozesskenngrößen beim Reibschweißen*, Teil II. ZIS-Mitteilungen, 1986, H. 1, s. 84–90.
- [137] SELEZNEV A. G. i inni: *Issledovanie s pomošču radioaktivnych izotopov stroenia perechodnogo sloja pri svarke treniem*, Avtomatičeskaja Svarka, 1970, nr 1, s. 21–24.
- [138] SEREGIN A. S.: *Optimizacija režima svarki metallov treniem*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1985, nr 11, s. 6.
- [139] SEREGIN A. S.: *Vlijanie uveličenija diametra steržnja i davlenija osadki pri svarke stalej treniem na parametry processa v stadii tormoženija*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1985, nr 4, s. 11–13.
- [140] SEREGIN S. A.: *Ispolzovanie processa tormoženija pri svarke stali R6M5 so stalju 45*, Avtomatičeskaja Svarka, 1982, nr 4, s. 27–29.
- [141] SEREGIN S. A., SABANCEV V. P.: *Vlijanie skorosti na prodolnuju osadku pri svarke stalej treniem*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1976, nr 2, s. 31–32.
- [142] SEREGIN S. A., SABANCEV V. P.: *The Effect of Specific Pressure in Contact on Temperature in the Friction Welding of Metals*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1976, nr 5, s. 33–34.
- [143] SEREGIN S. A., SABANCEV V. P.: *Raspredelenie temperatur po dlinie steržnja v zavisimosti ot skorosti vraščenia pri svarke stalej treniem*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1977, nr 1, s. 30–31.
- [144] SEREGIN S. A., SEREGIN A. S.: *Ispolzovanie metodov podobija dlja rasčeta parametrov svarki treniem*, Avtomatičeskaja Svarka, 1980, nr 7, s. 23–24.
- [145] SEREGIN S. A., SEREGIN A. S.: *Pročnost soedinenija vypolnennogo svarkoj treniem v zavisimosti ot skorosti tormoženija*, Avtomatičeskaja Svarka, 1982, nr 5, s. 24–26.
- [146] SEREGIN S. A., SEREGIN A. S.: *Svarka metallov treniem bez iskusstvennogo tormoženija*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1982, nr 9, s. 11–13.
- [147] SEREGIN S. A., SEREGIN A. S.: *Issledovanie stadii tormoženija pri svarke stalej treniem*, Avtomatičeskaja Svarka, 1983, nr 11, s. 30–34.
- [148] SEREGIN S. A., SEREGIN A. S.: *Issledovanie stadii tormoženija pri svarke treniem medi so stalju*, Avtomatičeskaja Svarka, 1984, nr 4, s. 39–41.
- [149] SEREGIN S. A., SEREGIN A. S., SABANCEV V. P.: *Stepen plastičeskoj deformacii pri svarke metallov treniem*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1976, nr 8, s. 36–37.
- [150] SEREGIN S. A., SEREGIN A. S., SABANCEV V. P.: *Vlijanie častoty vraščenia na stepen i skorost plastičeskoj deformacii pri svarke metallov treniem*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1979, nr 11, s. 22–23.
- [151] SQUIRES I. F.: *Thermal and Mechanical Characteristics of Friction Welding Mild Steel*, British Welding Journal, Nov. 1966, s. 652–657.
- [152] STERNIN L. A.: *Svarka treniem raznorodnyh metallov*, Avtomatičeskaja Svarka, 1965, nr 3, s. 11–13.
- [153] STERNIN L. A.: *O rasčete temperaturnyh polej pri svarke treniem*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1966, nr 3, s. 6–8.
- [154] TJAJAR H. A.: *Rasčety i issledovanija naplavki treniem*, Avtomatičeskaja Svarka, 1961, nr 7 s. 33–39.

- [155] TJURIN V. N. i inni: *Svarka treniem trub iz splava cirkonija s 2,5 % niobija*, Svaročnoe Proizvodstvo, nr 11, 1987, s. 9–10.
- [156] THOMAS W. M., WESTGATE S. A.: *Friction Surfacing*, II Sondertagung: Abbrennstumpf- und Reibschweissen, Sept. 1987, Aachen, s. 124–140.
- [157] TREPTE M.: *Theorie des Reibschweissens und Nutzung der Reibwärme in Prüf- und Fertigungsverfahren*, Praca doktorska, TH Magdeburg, 1986.
- [158] TREPTE M.: *Berechnung der Stossflächentemperatur beim Reibschweissen*, Schweiss-technik, 1990, nr 5, s. 208–210.
- [159] UZLOV A.A. i inni: *Ocenka optimalnych uslovij svarki stykovykh soedinenij bimetallicheskich (titan–stal) plastin*, Avtomatičeskaja Svarka, 1987, nr 11, s. 6–8.
- [160] VILL V. I.: *Moščnost pri svarke treniem stalnych steržnej*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1959, nr 10, s. 12–14.
- [161] VILL V. I.: *Svarka metallov treniem*, Leningrad, Mašinostroenije, 1970.
- [162] VOINOV V. P.: *Vlijanie parametrov režima na moščnost i nagrev steržnej pri svarke treniem*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1966, nr 5, s. 15–17.
- [163] VOINOV V. P., KANJEL L. C., BEREZINA E. N., GORDENKO N. I.: *Ispolzovanie metoda matematičeskogo planirovanija dla ocenki rezultatov svarki treniem*, Avtomatičeskaja Svarka, 1973, nr 4, s. 19–21.
- [164] WALLACH E. R.: *Intermetallics in Solid-Phase Welds*, Proceedings 4th Int. Conf. on Advaces in Welding, 1978, s. 11–21, The Welding Institute, England.
- [165] WALLURA E., GODZIEMBA-MALISZEWSKI J., WATERMEYER K.: *Untersuchung der Grenzschichtstruktur eines Eisen–Titan–Materialverbunds, geführt mit dem Thermochock – Diffusionsschweissen*, Berichte der Metallographie- Tagung, Osnabrück, 16–18 Sept. 1987, s. 175–186.
- [166] WANG K. K.: *Friction Welding*, WRC Bulletin nr 204, April 1975, s. 1–24.
- [167] WANG K. K., NAGAPPAN P.: *Transient Temperature Distribution in Inertia Welding of Steels*, Welding Journal, Sept. 1970, s. 419s–426s.
- [168] WEBER B.: *Beitrag zur rechnergestützten Messwertgewinnung, Messwerterfassung und Messwerverarbeitung zur Prozeßsteuerung und zur Berechnung des Temperaturfeldes beim Reibschweissen*, Praca doktorska, IH Köthen, 1988.
- [169] WELZ W., NENTWIG A., SCHMIDT H., TENSI H. M.: *Reibschweissen von pulvermetallurgisch hergestellten Werkstoffen*, VDI Berichte, nr 734, Düsseldorf 1989, s. 371–391.
- [170] WELZ W., NENTWIG A., TENSI H. M.: *Reibschweissen als Fügeverfahren für rotationssymmetrische Teile aus pulvermetallurgischen Wolframwerkstoffen*, Maschinenmarkt, 1987, nr 30, s. 44–47.
- [171] WELZ W., NENTWIG A., TENSI H. M.: *Reibschweissversuche mit pulvermetallurgischem Wolfram, Aluminium und Kupfer*, Maschinenmarkt, 1987, nr 45, s. 56–61.
- [172] WICHELHAUS G.: *Messen der Stossflächentemperaturen beim Reibschweissen*, Schweissen u. Schneiden, 1974, H. 3, s. 97–100.
- [173] ZAKSON R. I., VOZNESENSKIJ V. D.: *Energetičeskie i teplovye parametry svarki treniem*, Svaročnoe Proizvodstvo, 1959, nr 10, s. 21–22.
- [174] ZWICKER U.: *Titan und Titanlegierungen*, Berlin, Heidelberg, New York, Springer Verlag, 1974.

FRICION WELDING OF HIGH-MELTING METALS IN FLUID VERSUS OTHER JOINING METHODS

It has long been known that in joining high-melting metals of groups IV (titanium, zirconium), V (vanadium, niobium, tantalum) and VI (molybdenum, tungsten) of the periodic table not only the appropriate temperature range but also a proper protection of the joining zone against the action of atmospheric gases are of crucial importance. High-melting metals were characterized and thermal bonding methods were surveyed.

The first part of the dissertation is devoted to the energy conversion processes occurring in friction welding. The established models of friction welding as well as computation schemes allowing determination of the temperature distributions at weld interfaces are reviewed. The author has concluded that high-quality joints of these metals can be obtained by friction welding.

The method proposed enables us to determine temperatures in a biaxial coordinate system. Actual temperature distributions are presented for dissimilar metal joints (mainly made of high-melting metals) that have been determined both analytically and experimentally. The proposed method of temperature calculation gives a fairly good representation of the actual temperature field arising in the members being joined following a given duration of the friction welding process. It is therefore possible to stipulate earlier such thermal field characteristics that guarantee a joint of good quality.

In order to prevent a friction welded joint from being adversely affected by atmospheric gases, a protecting fluid has been applied. The effect of the applied fluid (mineral oil used in electrical-discharge machining) on the welded metals has been studied. The protecting fluid has been found to be an effective tool in preventing atmospheric gases from entering the joint zone. It also decreases the friction moment and reduces the amount of material wasted as flash.

A large variety of friction welded joints made of the metals belonging to groups IV, V and VI of the periodic table have been evaluated. Both similar and dissimilar metal friction welds were tested under wide range of varying conditions, thus yielding a wealth of practical recommendations for maintaining consistent properties of joints during their production.

For metals forming intermetallic phases at the joint interface, inter-layer inserts have been proposed that have resulted in good mechanical properties of the joint.

SPIS RZECZY

Wykaz ważniejszych oznaczeń	4
Wstęp	6
1. Wprowadzenie	7
2. Ogólny opis własności metali trudno topliwych	9
2.1. Ogólna charakterystyka metali z IV, V i VI grupy układu okresowego	10
2.2. Oddziaływanie metali z IV, V i VI grupy z tlenem, azotem, wodorem i węglem	15
3. Przegląd metod spajania metali trudno topliwych	19
3.1. Zgrzewanie oporowe	20
3.2. Zgrzewanie wybuchowe	21
3.3. Zgrzewanie dyfuzyjne	22
3.4. Zgrzewanie tarciove	24
3.5. Spawanie łukowe	26
3.6. Spawanie plazmowe	27
3.7. Spawanie wiązką elektronową	27
3.8. Lutowanie	31
3.9. Podsumowanie	32
4. Charakterystyka procesu zgrzewania tarciovego	35
4.1. Teoretyczne podstawy łączenia materiałów w stanie stałym	35
4.2. Podstawy zgrzewania tarciovego	37
4.2.1. Tribologiczne podstawy procesu zgrzewania tarciovego	38
4.2.2. Charakterystyka przebiegu momentu tarcia podczas zgrzewania tarciovego ..	39
4.2.3. Wpływ niektórych parametrów zgrzewania tarciovego na charakterystykę zamiany energii	44
4.2.3.1. Przygotowanie powierzchni	44
4.2.3.2. Prędkość obrotowa	45
4.2.3.3. Nacisk podczas tarcia	49
4.2.3.4. Czas tarcia	50
5. Cykl cieplny podczas zgrzewania tarciovego	53
6. Rozkład temperatury w złączach zgrzewanych tarciovo	58
6.1. Metody pomiaru temperatury w procesie zgrzewania tarciovego	58
6.2. Zasadnicze schematy obliczeniowe rozkładu temperatury	60

6.2.1. Obliczanie temperatury dla dwuosiowego układu współrzędnych	61
7. Teza pracy oraz cel i zakres badań	64
7.1. Teza pracy	64
7.2. Cel i zakres badań	66
8. Dobór cieczy ochronnej	69
8.1. Badania modelowe	69
8.2. Wpływ cieczy ochronnej na przebieg procesu zgrzewania tarcowego	77
9. Rozkład temperatury w zgrzewanych tarcowo w cieczy różnoimiennych złączach metali z IV, V i VI grupy układu okresowego	80
9.1. Model obliczeniowy	80
9.1.1. Wytwarzanie ciepła na powierzchniach trących	80
9.1.2. Sformułowanie różniczkowych równań rozkładu temperatur	81
9.2. Obliczanie rozkładu temperatur w zgrzewanych tarcowo w cieczy różnoimiennych złączach metali z IV, V i VI grupy układu okresowego	86
9.3. Pomiar temperatury w złączach zgrzewanych tarcowo	103
9.3.1. Przygotowanie próbek	103
9.3.2. Rozkład temperatury w złączach zgrzewanych	105
10. Przykłady zastosowań zgrzewania tarcowego w cieczy do łączenia metali z IV, V i VI grupy układu okresowego	111
10.1. Połączenia jednoimienne	112
10.2. Różnoimienne złącza materiałów o nieograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym	120
10.3. Różnoimienne złącza materiałów o ograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym	141
10.4. Różnoimienne złącza materiałów o ograniczonej rozpuszczalności tworzące układy z fazami międzymetalicznymi	156
10.5. Różnoimienne złącza materiałów nie wykazujących wzajemnej rozpuszczalności w stanie stałym	173
11. Omówienie i uogólnienie wyników badań	181
11.1. Omówienie wyników	181
11.2. Uogólnienia	191
Literatura	193

CONTENTS

List of symbols	4
Preface	6
1. Introduction	7
2. General description of high-melting metals properties	9
2.1. General description of metals of groups IV, V and VI of the periodic table	10
2.2. Interactions between metals of groups IV, V, VI and oxygen, nitrogen, hydrogen and carbon	15
3. The survey of bonding methods of high-melting metals	19
3.1. Resistance welding	20
3.2. Explosion welding	21
3.3. Diffusion welding	22
3.4. Friction welding	24
3.5. Arc welding	26
3.6. Plasma arc welding	27
3.7. Electron beam welding	27
3.8. Brazing	31
3.9. Generalization	32
4. Description of the friction welding process	35
4.1. Theoretical foundations of joining solid state materials	35
4.2. Foundations of friction welding	37
4.2.1. Tribological principles of the friction welding process	38
4.2.2. Characteristics of the friction moment in friction welding	39
4.2.3. Influence of selected friction welding parameters on energy conversion characteristics	44
4.2.3.1. Surface preparation	44
4.2.3.2. Speed of rotation	45
4.2.3.3. Friction pressure	49
4.2.3.4. Friction period length	50
5. Thermal cycle in friction welding	53
6. Temperature distribution in friction welded joints	58
6.1. Methods of temperature measurement in friction welding processes	58

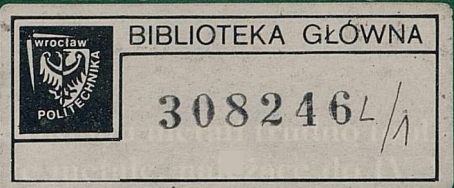


6.2. Basic calculating schemes for temperature distributions	60
6.2.1. Temperature determination for a biaxial coordinate system	61
7. Thesis of the disseration and scope of the research	64
7.1. Thesis of the disseration	64
7.2. Scope of the research	66
8. Selection of protecting fluid	69
8.1. Model investigations	69
8.2. Effect of the protecting fluid on the friction welding process	77
9. Temperature distribution in under-fluid friction welded dissimilar metal joints of metals of groups IV, V and VI of the periodic table	80
9.1. Computational model	80
9.1.1. Generation of heat on the friction surfaces	80
9.1.2. Formulation of differential equations governing the temperature distribution	81
9.2. Calculations of temperature distributions in friction welded under-fluid dissimilar metal joints of metals of groups IV, V and VI of the periodic table	86
9.3. Temperature measurements in friction welded joints	103
9.3.1. Specimen preparation	103
9.3.2. Temperature distribution in friction welded joints	105
10. Application of under-fluid friction welding to joining the metals of groups IV, V and VI of the periodic table	111
10.1. Similar metal joints	112
10.2. Dissimilar joints of metals with complete solid solubility	120
10.3. Dissimilar joints of metals with limited solid solubility	141
10.4. Dissimilar joints of metals with limited solubility forming systems with intermetallic phases	156
10.5. Dissimilar joints of metals exhibiting no mutual solid solubility	173
11. Discussion and generalization of the experimental results	181
11.1. Discussion of the experimental results	181
11.2. Generalization	191
References	193



PRACE NAUKOWE INSTYTUTU TECHNOLOGII MASZYN I AUTOMATYZACJI
(wydane w latach 1995–1998)

- Nr 56, Konferencje nr 22, *Manufacturing Diagnostics and Knowledge Representation*. V. Scientific School of Supervising and Diagnostics of Machining Systems, Wrocław 1995
- Nr 57, Konferencje nr 23, *Sztuczna inteligencja w diagnostyce i nadzorowaniu*, IV Naukowa Szkoła Nadzorowania i Diagnostyki Systemów Obróbkowych, Wrocław 1995
- Nr 58, Monografie nr 17, R. Kaczmarek, *Kompozyty włókniste otrzymywane przez natryskiwanie plazmowe*, Wrocław 1996
- Nr 59, Konferencje nr 24, *XVIII Naukowa Szkoła Obróbki Ściernej*, Wrocław 1995
- Nr 60, Konferencje nr 25, *Procesy i urządzenia wytwórcze – tendencje badań i zastosowań*, Wrocław 1995
- Nr 61, Konferencje nr 26, *Diagnostics and Supervising in Flexible Manufacturing*, VI Workshop on Supervising and Diagnostic of Machining Systems, Wrocław 1995
- Nr 62, Monografie nr 18, T. Koch, *Programowanie redundantnych robotów przemysłowych*, Wrocław 1996
- Nr 63, Konferencje nr 27, *Thermal Behaviour, Intelligent Diagnostics and Supervising of Machining Systems*, VII Workshop on Supervising and Diagnostics of Machining Systems, Wrocław 1996
- Nr 64, Konferencje nr 28, *17 Seminarium Obrabiarkowe*, Technische Universität Dresden, České Vysoké Učení Technické v Praze, Politechnika Wrocławska, Wrocław 1996
- Nr 65, Monografie nr 19, J. W. Kaczmar, *Spiekane materiały kompozytowe uzyskiwane w procesie mechanicznego wytwarzania stopów i wyciskania*, Wrocław 1997



Monografia poświęcona zgrzewaniu tar-
wych w cieczy. Autor scharakteryzował
i VI grupy układu okresowego, oraz dokonał przeglądu metod ich
spajania. Określił teoretycznie i doświadczalnie rozkład temperatur
dla różnoimiennych złączy i oddziaływanie cieczy ochronnej (olej mi-
neralny) na zgrzewane materiały. Zgrzewane tarciovo złącza ocenił
metodą mikroskopii optycznej i badań wytrzymałościowych. Dla me-
tali tworzących fazy metaliczne na powierzchniach łączenia zapro-
ponował przekładki, dzięki którym złącza mają dobre właściwości
wytrzymałościowe.

Wydawnictwa Politechniki Wrocławskiej
są do nabycia w następujących księgarniach:
„Politechnika”

Wybrzeże Wyspiańskiego 27, 50-370 Wrocław
budynek A-1 PWr., tel. (0 71) 320 25 34
„Tech”

pl. Grunwaldzki 13, 50-377 Wrocław
budynek D-1 PWr., tel. (0 71) 320 32 52
Prowadzimy sprzedaż wysyłkową

ISSN 0867-5325