

**Andrzej Ambroziak**

# **Zgrzewanie tarciove materiałów o różnych właściwościach**



Ofcyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej  
Wrocław 2011

Recenzenci  
Dariusz GOLAŃSKI  
Jerzy NOWACKI

Opracowanie redakcyjne  
Alina KACZAK

Korekta  
Agnieszka ŚCIEPURO

Projekt okładki  
Marcin ZAWADZKI

Wszelkie prawa zastrzeżone. Żadna część niniejszej książki, zarówno w całości, jak i we fragmentach, nie może być reprodukowana w sposób elektroniczny, fotograficzny i inny bez zgody wydawcy i właściciela praw autorskich.

© Copyright by Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 2011

OFICyna WYDAWNICZA POLITECHNIKI WROCLAWSKIEJ  
Wybrzeże Wyspiańskiego 27, 50-370 Wrocław  
<http://www.oficyna.pwr.wroc.pl>  
e-mail: [oficwyd@pwr.wroc.pl](mailto:oficwyd@pwr.wroc.pl)

ISBN 978-83-7493-593-7

Drukarnia Oficyny Wydawniczej Politechniki Wrocławskiej. Nr zam. 476/2011

## Spis treści

Wykaz ważniejszych oznaczeń .....	5
Wprowadzenie .....	7
1. Podstawy łączenia materiałów w stanie stałym .....	9
2. Łączenie materiałów różnorodnych w stanie stałym .....	17
3. Charakterystyka zgrzewania tarcowego .....	21
3.1. Tribologiczne podstawy procesu zgrzewania tarcowego .....	21
3.2. Zgrzewanie tarcowe .....	28
3.2.1. Zgrzewanie tarcowe konwencjonalne .....	28
3.2.2. Zgrzewanie FSW .....	34
4. Zgrzewanie tarcowe różnorodnych materiałów .....	39
4.1. Złącza miedzi .....	43
4.1.1. Miedź–aluminium i stopy aluminium .....	45
4.1.2. Miedź–stal .....	56
4.1.3. Miedź–niob oraz miedź–wanad .....	61
4.1.4. Miedź–molibden .....	63
4.1.5. Miedź–wolfram .....	66
4.2. Złącza aluminium i jego stopów .....	67
4.2.1. Aluminium–stal .....	68
4.2.2. Stopy aluminium–stal austenityczna .....	73
4.2.3. Aluminium–tytan .....	91
4.2.4. Aluminium–magnez .....	92
4.2.5. Różnorodne złącza aluminium i jego stopów .....	94
4.3. Złącza różnorodnych stali .....	96
4.3.1. Stal szybkołnąca–stal konstrukcyjna węglowa .....	96
4.3.2. Stal do ulepszania cieplnego–stal austenityczna .....	101
4.3.3. Stal austenityczna–stal chromowa ferrytyczna .....	103
4.4. Złącza tytanu .....	106
4.4.1. Tytan–stal .....	106
4.4.2. Tytan–wanad .....	114
4.4.3. Tytan–wolfram .....	116
4.4.4. Tytan–molibden .....	118
4.4.5. Tytan–niob .....	119
4.4.6. Tytan–cyrkon .....	120
4.4.7. Tytan–miedź .....	122
4.5. Złącza metali trudno topliwych .....	123
4.5.1. Złącza molibdenu .....	126
4.5.2. Złącza wolframu .....	127
4.5.3. Złącza wanadu .....	129
4.6. Złącza ceramika–metal .....	130

4.7. Złącza kompozyt–metal.....	136
4.7.1. Stopy międzymetaliczne–metal.....	136
4.7.2. Pseudostop wolframu–metal .....	141
5. Modelowanie procesu zgrzewania tarciovego.....	151
5.1. Modelowanie procesu konwencjonalnego zgrzewania tarciovego .....	151
5.2. Modelowanie procesów zgrzewania metodą FSW .....	158
6. Wpływ międzywarstwy na właściwości wytrzymałościowe złącza .....	163
6.1. Połączenia z miękką międzywarstwą .....	163
6.2. Połączenia z twardą międzywarstwą .....	167
6.3. Obliczenia wytrzymałościowe.....	168
7. Badanie procesu zgrzewania tarciovego.....	171
7.1. Badanie współczynnika tarcia .....	171
7.2. Dobór parametrów procesu .....	177
7.2.1. Zastosowanie metod planowania eksperymentu w procesie zgrzewania tarciovego .....	177
7.2.2. Monitorowanie parametrów procesu.....	185
7.3. Rodzaje niezgodności .....	189
7.4. Metody badań różnorodnych złączy zgrzewanych tarciovie .....	191
7.4.1. Nieniszczące metody badań .....	191
7.4.2. Niszczące metody badań .....	200
7.5. System zapewnienia jakości .....	209
Literatura .....	211
Streszczenie w języku angielskim.....	222

## Wykaz ważniejszych oznaczeń

- $c_w$  – ciepło właściwe,
- $d$  – średnica próbki,
- $E$  – moduł sprężystości Younga,
- $E_c$  – moduł sprężystości Younga dla ceramiki,
- $E_M$  – moduł sprężystości Younga dla metalu,
- $F$  – siła ścinająca,
- $F_{t \max}$  – maksymalna siła ścinająca,
- $G$  – entalpia swobodna,
- $h$  – szerokość międzywarstwy,
- $N$  – obciążenie normalne,
- $M_t$  – moment tarcia,
- $n$  – prędkość obrotowa przedmiotu,
- $p_k$  – nacisk konturowy,
- $p_n$  – nacisk nominalny,
- $p_r$  – nacisk rzeczywisty,
- $P_s$  – siła docisku w okresie spęczania,
- $P_t$  – siła docisku w okresie tarcia,
- $p$  – docisk,
- $p_s$  – docisk jednostkowy w fazie spęczania,
- $p_{s1}$  – docisk jednostkowy w pierwszym okresie fazy spęczania,
- $p_{s2}$  – docisk jednostkowy w drugim okresie fazy spęczania,
- $p_t$  – docisk jednostkowy w fazie tarcia,
- $p_{t1}$  – docisk jednostkowy w pierwszym okresie fazy tarcia,
- $p_{t2}$  – docisk jednostkowy w drugim okresie fazy tarcia,
- $q$  – strumień ciepła,
- $q(t)$  – gęstość strumienia ciepła,
- $r$  – promień,
- $R_e$  – granica plastyczności,
- $R_e^M$  – granica plastyczności materiału miękkiej międzywarstwy,
- $R_e^T$  – granica plastyczności materiału twardej międzywarstwy,
- $R_m$  – wytrzymałość na rozciąganie połączenia lub materiału,
- $S_k$  – konturowa powierzchnia styku,
- $S_n$  – nominalna powierzchnia styku,
- $S_r$  – rzeczywista powierzchnia styku,

- $s$  – skrócenie,
- $s_t$  – skrócenie w fazie tarcia,
- $s_s$  – skrócenie w fazie spęczania,
- $t$  – czas,
- $T$  – temperatura,
- $t_h$  – czas hamowania,
- $t_s$  – czas fazy spęczania,
- $t_t$  – czas fazy tarcia,
- $V$  – prędkość zgrzewania,
- $\alpha$  – kąt nachylenia powierzchni wieńca opory do zgrzewanej powierzchni,
- $\alpha_c$  – współczynnik liniowej rozszerzalności cieplnej ceramiki,
- $\alpha_M$  – współczynnik liniowej rozszerzalności cieplnej metalu,
- $\Delta T$  – różnica temperatury,
- $\lambda$  – przewodność cieplna,
- $\mu$  – współczynnik tarcia,
- $\rho$  – gęstość,
- $\chi$  – względna szerokość międzywarstwy,
- $\omega$  – energia powierzchniowa.

## Wprowadzenie

Rozwój techniki wymaga wyrobów o coraz to lepszych właściwościach. Osiąga się to, między innymi, przez połączenia różnorodnych materiałów lub zastosowanie materiałów kompozytowych. Ważną rolę w wytwarzaniu takich wyrobów odgrywa technologia ich spajania. Spawanie łukowe, a także spawanie skoncentrowaną wiązką laserową czy elektronową, ze względu na występującą strefę stopienia łączonych materiałów, ma bardzo ograniczone zastosowanie. Dopiero dzięki rozwojowi metod lutowania oraz spajania w stanie stałym, gdzie stosuje się do łączenia materiałów różne zjawiska fizyczne (np. tarcie, dyfuzję, odkształcenie plastyczne, obciążenia udarowe, drgania), powstały warunki do wytwarzania połączeń w zróżnicowanych materiałowo wyrobach.

Idea procesu zgrzewania tarcioowego znana jest od ponad stu lat. W 1891 r. w Anglii wydano pierwszy patent dotyczący wykorzystania ciepła tarcia do łączenia, następne ukazały się w roku 1926 w Niemczech i na początku lat czterdziestych dwudziestego wieku w Anglii. Wspomniane prace nie wyszły jednak poza badania laboratoryjne. Intensywne badania, prowadzone pod kierownictwem Villa (ZSRR), który w monografii „Zgrzewanie tarcioowe metali” (1961) podał podstawy teoretyczne procesu zgrzewania tarcioowego, są praktycznie początkiem zastosowania tej metody łączenia w warunkach przemysłowych. 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 tarcioowym, zakończone wdrożeniami w wielu zakładach przemysłowych, prowadził od 1959 r. Instytut 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 o różnych właściwościach oraz lepsze warunki bezpieczeństwa i higieny pracy niż przy tradycyjnych metodach spajania.

Proces zgrzewania tarcioowego może odbywać się licznymi metodami, których dynamiczny rozwój obserwuje się w ostatnich 40. latach, w tym przede wszystkim zgrzewania z mieszaniem materiału zgrzeiny (metoda FSW – z ang. *Friction Stir Welding*), opatentowanej w 1991 r. [169].

Badania zgrzewania tarcioowego prowadzone w ostatnich latach koncentrują się wokół dwóch zagadnień:

- opisu zjawisk zachodzących podczas zgrzewania tarcioowego, w tym podczas łączenia materiałów o różnych właściwościach,
- rozwoju nowych metod zgrzewania tarcioowego, a zwłaszcza metody FSW.

W monografii omówiono problematykę spajania materiałów różnorodnych metodą konwencjonalnego zgrzewania tarcowego oraz metodą FSW, ze względu na największe znaczenie tych metod wśród licznych odmian zgrzewania tarcowego.

We wcześniejszych publikacjach [81], w tym i Autora [8, 11] do określenia złączy dwóch lub więcej różnych materiałów używano pojęcia „złącza materiałów różnorodnych”, w innych „złącza różnorodne”, co jest dosłownym tłumaczeniem z angielskiego *dissimilar joins*, ale nie odzwierciedlają one dokładnie rodzaju materiałów złącza i problemów, jakie mogą wynikać podczas ich łączenia.

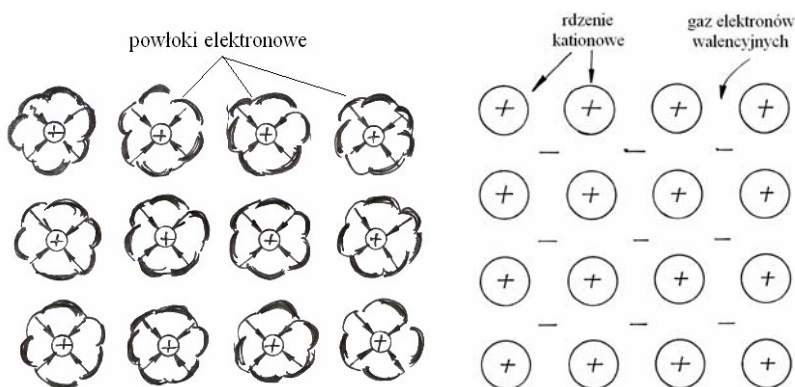
Dzięki sugestiom opiniodawcy, prof. dra hab. inż. Jerzego Nowackiego, Autor wprowadził zarówno w tytule, jak i w tekście książki opisowe sformułowanie „materiałów o różnych właściwościach”, co ściślej odpowiada treści i problematyce poruszanej w monografii.



# 1. Podstawy łączenia materiałów w stanie stałym

Chcąc wyjaśnić istotę fizyczną procesu łączenia materiałów w stanie stałym, należy rozpatrzyć budowę ciała stałego. Jego budowa to system atomów, elektronów, jonów i innych cząstek związanych między sobą siłami wzajemnego oddziaływania. Właściwości oraz charakter wiązania zależą od wielu czynników, np. od konfiguracji elektronicznej, rozmiarów atomów czy też ładunku jąder atomowych. Powoduje to dużą różnorodność wiązań chemicznych spotykanych w naturze (np. wiązania metaliczne, jonowe, atomowe, kowalencyjne, kowalencyjne spolaryzowane, oddziaływania międzycząsteczkowe van der Waalsa).

W przypadku metali, atomy zajmują określone miejsca w sieci krystalograficznej w zależności od jej rodzaju, a po zbliżeniu się na wystarczająco małą odległość, charakterystyczną dla danego stanu skupienia, oddają swoje elektrony walencyjne na rzecz całego zbioru atomów. Elektrony walencyjne przemieszczają się swobodnie pomiędzy rdzeniami atomowymi (jonami dodatnimi), tworząc tzw. gaz elektronowy, charakterystyczny dla wiązania metalicznego (rys. 1.1) [43]. Wiązania metaliczne występują w dużych skupiskach atomów pierwiastków metalicznych. Oprócz wiązań metalicznych, występują m.in. wiązania jonowe i kowalencyjne.

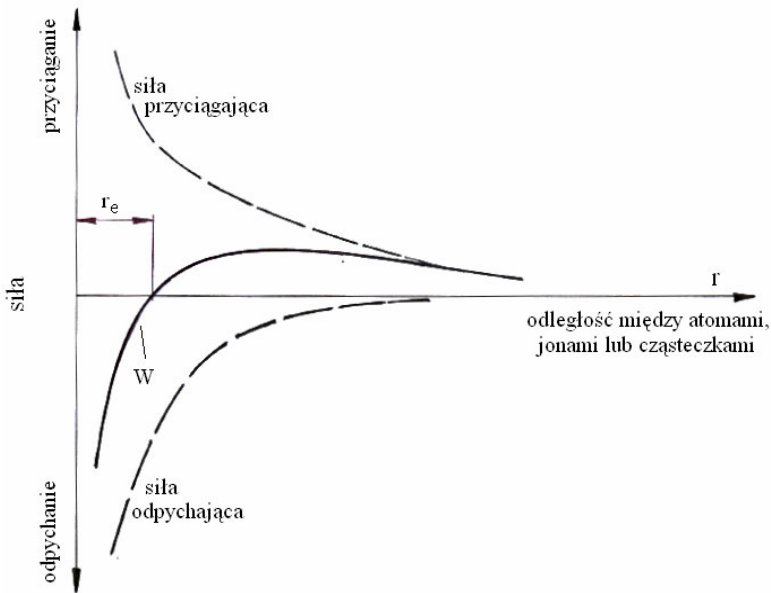


Rys. 1.1. Schemat pierwotnych wiązań metalicznych między atomami [43]

Atomy, umiejscowione w poszczególnych węzłach sieci krystalograficznej, wykonują ruchy drgające wokół ich położenia, przy czym amplituda zależy od temperatury (zwiększa się wraz ze wzrostem temperatury). Ponieważ atom składa się z jądra atomowego i powłok elektronowych, przy czym masa elektronu stanowi około 0,05%

masy jądra, więc wspomniane drgania atomów, w przypadku ciała stałego, ograniczają się przede wszystkim do ruchu elektronów, a ruchy jądra podlegają niewielkim zmianom.

Odległość między węzłami sieci krystalograficznej określa się na podstawie stanów energetycznych. Wzajemne oddziaływanie pomiędzy atomami jest wypadkową m.in. ich masy, które wywołują siłę przyciągania i ładunków (jednoimiennych), powodujące siły odpychania tym większe, im mniejsza jest odległość między atomami.



Rys. 1.2. Schemat zależności sił oddziaływania między atomami, jonami lub cząsteczkami od odległości między nimi (według [91])

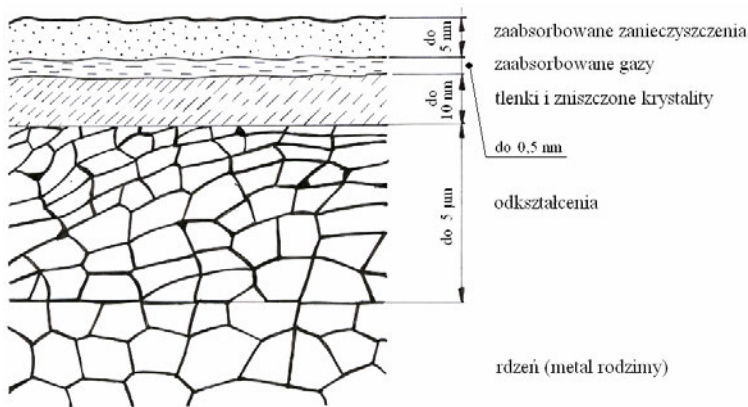
Na rysunku 1.2 przedstawiono schematycznie oddziaływanie tych sił, przy czym ich wypadkowa (linia W) w pewnej charakterystycznej odległości rozmieszczenia cząstek ( $r_e$ ) wskazuje na zrównoważenie sił przyciągania i odpychania. Parametr ten, nazywany parametrem sieci krystalograficznej, zależny od temperatury, dla większości metali wynosi 3–6 Å, przy czym jak wynika z rysunku 1.2, siła wypadkowa wzajemnego oddziaływania gwałtownie maleje w miarę wzrostu odległości między atomami, jonami lub cząsteczkami.

W rzeczywistości zarówno wewnątrz kryształów, jak i na granicach ziarn, z których najczęściej zbudowane są materiały, występują zakłócenia w rozmieszczeniu węzłów sieci krystalograficznej oraz wtrącenia obcych atomów. Wewnątrz materiału kształtuje się stan równowagi, ale na powierzchni ciała atomy mają część wiązań swobodnych, dzięki czemu w określonych warunkach mogą przyłączać inne atomy.

Aby więc uzyskać połączenie dwóch materiałów w stanie stałym, należy zbliżyć atomy na odległość rzędu parametru sieci krystalograficznej, gdyż wtedy może nastąpić oddziaływanie między atomami znajdującymi się na powierzchni łączenia.

Rozpatrując powierzchnię materiału wiemy, że pokryta jest ona warstwami tlenkowymi, zaadsorbowanych gazów, a także charakteryzuje się chropowatością (rys. 1.3), co powoduje, że uzyskanie wiązania może nastąpić jedynie na pewnej nieznacznej części powierzchni. Powierzchnie metali przeznaczonych do łączenia powinny być metalicznie czyste, to znaczy nie powinny być pokryte warstewkami adsorpcyjnymi gazów oraz tlenków. Warunek ten wynika ze zbyt dużej grubości tych warstw w porównaniu z zasięgiem działania sił atomowych (w przypadku zgrzewania tarcowego spełnienie tego warunku zapewnia mechaniczne ścieranie łączonych materiałów).

Proces zbliżania między atomami, jonami lub cząsteczkami na odległość oddziaływania sił atomowych może być ułatwiony przez przyłożenie do łączonych elementów sił dociskowych czy wzrost temperatury.

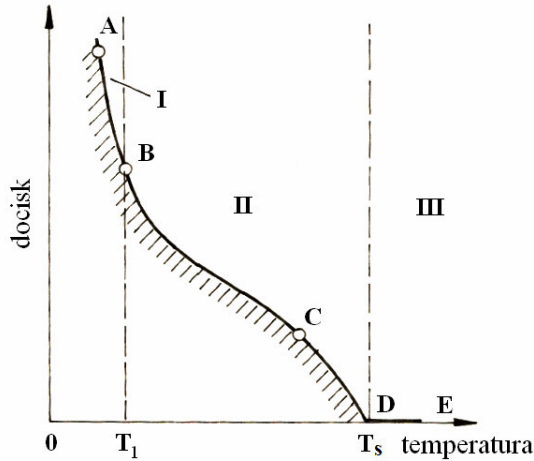


Rys. 1.3. Schemat przekroju przez warstwę wierzchnią metali (według [91])

Właśnie zdolność do tworzenia przez metale złączy spajanych jest często rozpatrywana w układzie parametrów docisk–temperatura, przy czym zależności te są różne dla różnych metali. Jakościowo przedstawiono to schematycznie na rysunku 1.4.

Dla metalu o temperaturze topnienia  $T_s$ , krzywa ABCDE rozdziela pole parametrów technologicznych (docisk i temperatura) na obszar, w którym możliwe jest uzyskanie złączy spajanych o wymaganych właściwościach (obszar powyżej krzywej) i obszar, w którym uzyskanie takich właściwości 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. W podobszarze III do uzyskania złącza potrzebna jest temperatura przekraczająca temperaturę topnienia, przy czym nie jest wymagane żadne oddziaływanie mechaniczne. Mamy zatem do czynienia z klasycznym spawaniem. W celu uzyskania złącza w podobszarze II, oprócz temperatury  $T$ , mieszczącej się w przedziale  $T_1 \leq T \leq T_s$ , konieczne jest użycie docisku mechanicznego. Mamy zatem do czynienia ze zgrze-

waniem. Natomiast uzyskanie złącza w podobszarze I parametrów następuje w niskiej temperaturze  $T < T_1$ , ale przy znacznym docisku, co nie zawsze może okazać się łatwe do zrealizowania.



Rys. 1.4. Zależność między temperaturą a dociskiem umożliwiająca uzyskanie złącza spajanego o zadanych właściwościach mechanicznych (według [120])

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 [81], [100], [195].

**Hipoteza adhezyjna.** Adhezja jest zjawiskiem powierzchniowym, polegającym na szepianiu się powierzchni stykających się ciał wskutek oddziaływania między nimi pola sił. Pole sił, wytwarzane przez ładunki atomów (jonów, cząsteczek), z których jest zbudowana warstwa wierzchnia ciał, maleje wykładniczo wraz ze wzrostem odległości od powierzchni (rys. 1.2). Praktycznie oddziaływanie powierzchniowe typu van der Waalsa zanika powyżej odległości 1–2 nm, dlatego dla zaistnienia szepienia adhezyjnego jest konieczne odpowiednie zbliżenie powierzchni. Aby uzyskać dużą rzeczywistą powierzchnię styku, stosuje się polerowanie.

Ze względu na to, że wszystkie ciała stałe i ciekłe mają powierzchniowe pole sił, dlatego powinny one podlegać zjawisku adhezji. Wiadomo jednak, że niektóre ciała w zetknięciu ze sobą nie wykazują skłonności adhezyjnych. Dotychczas nie ma racjonalnego wytłumaczenia tego zjawiska. Należy przypuszczać, że dużą rolę w zjawiskach adhezyjnych odgrywa zgodność budowy geometrycznej i rozmieszczenie atomów (jonów) powierzchniowych nośników ładunków elektrostatycznych. W przypadku niezgodności budowy zbliżonych do siebie powierzchni adhezja nie następuje. Według tej hipotezy oddziaływanie adhezyjne w zbliżonych powierzchniach jest warunkiem uzyskania trwałego połączenia. Stan fizycznego kontaktu zależy od szybkości utworzenia aktywnych miejsc na zbliżonych powierzchniach, co jest związane z od-

kształceniem nierówności powierzchni łączonych materiałów. Aby zwiększyć geometryczną powierzchnię styku, stosuje się docisk zgrzewanych elementów, co powoduje odkształcenia plastyczne wypukłości powierzchni metalu. Odkształceniom plastycznym towarzyszy zdefektowanie warstwy powierzchniowej, a więc wzrost jej energii swobodnej. W ten sposób powstają tzw. aktywne miejsca na powierzchniach łączonych elementów. W podwyższonej temperaturze maleje naprężenie sprężyste występujące dookoła obszarów styku, a więc zachodzi możliwość powstania połączeń adhezyjnych. Tak więc wzajemne oddziaływanie zbliżonych, uaktywnionych, czystych powierzchni (nie pokrytych warstewkami gazów i tlenków) powoduje powstanie wiązań między atomami i cząsteczkami.

Dotychczas nie ma jednoznacznie ustalonych i ogólnie uznanych poglądów na istotę adhezji. Istnieje na ten temat kilka teorii. Podane wyjaśnienie adhezji oddziaływaniem sił międzycząsteczkowych jest treścią tzw. adsorpcyjnej teorii adhezji.

Istnieje jeszcze elektryczna teoria adhezji, według której, oprócz oddziaływań międzycząsteczkowych zasadniczą rolę podczas szepiania materiałów odgrywa podwójna warstwa elektryczna, jaka wytwarza się przy zetknięciu ze sobą dwóch ciał. Podstawą tej hipotezy są wyniki uzyskiwane podczas rozrywania szepionych adhezyjnie ciał, gdzie stwierdzono, że siły międzycząsteczkowe działają do odległości około 2 nm, podczas gdy przyciąganie było obserwowane na odległości do 1  $\mu\text{m}$ , a więc 1000 nm.

Zdaniem wielu badaczy decydujący wpływ na adhezyjne łączenie ma czystość łączonych powierzchni.

**Hipoteza rekrytalizacyjna.** Według tej hipotezy połączenie metali następuje dzięki rozrostowi nowych ziarn kosztem ziarn obydwu łączonych w stanie stałym materiałów. Zgodnie z tą hipotezą, w celu uzyskania złącza należy stosować małe wartości docisków, co jest związane z obniżeniem granicy plastyczności materiałów w temperaturze rekrytalizacji. Wnikliwą analizę tego procesu przedstawił Karakazov [71] obserwując łączenie niklu z niklem (w temperaturze 1100 °C, docisk 10 MPa w czasie 15 min).

Hipoteza ta może dobrze tłumaczyć początkowe stadium procesu połączenia, ale w przypadku dużej dynamiki zgrzewania tarcowego nie jest użyteczna.

**Hipoteza energetyczna.** Według tej hipotezy, jeśli ziarna spajanych elementów stykają się tak, by ich mikrostryki miały zgodną orientację krystalograficzną, to należy zużyć mniej energii do ich połączenia [81]. Aby spajanie było bardziej efektywne, należy zwiększyć energię atomów na łączonych powierzchniach różnymi metodami mechanicznymi. Podczas plastycznego odkształcenia następuje utrata stateczności parametru sieci, co może umożliwić dopasowanie krystalograficznych siatek łączonych materiałów. Mostki połączenia powstają na powierzchni kontaktu wskutek dostarczenia energii równej energetycznemu progowi spajania. Następstwem przesunięcia atomów w sieci krystalograficznej metalu jest zwiększenie twardości materiału w spoinie.

**Hipoteza dyfuzyjna.** Według tej hipotezy proces tworzenia się połączenia przebiega w dwóch etapach: adhezyjnym i dyfuzyjnym. Sprowadza się on do stanu fizycznego kontaktu łączonych powierzchni i stanu fizykochemicznego oddziaływania. Gdy ele-

menty łączone są zbliżone na odległość działania sił atomowych, dzięki adhezji powstają pierwsze mostki połączenia w płaszczyznach poślizgu. Duże plastyczne odkształcenia i duże naciski jednostkowe zwiększają liczbę mostków połączenia. Drugim etapem procesu połączenia jest aktywowany cieplnie transport atomów przez materię. Siłą motoryczną procesu dyfuzji jest dążenie układu do zmniejszenia powierzchniowej energii swobodnej. Występowaniu dyfuzji sprzyja również wzrost ciśnienia wewnątrz metalu, co prowadzi do wzrostu współczynnika dyfuzji.

Dyfuzyjne przenoszenie masy dla stekstrowanych objętości metalu, który w stanie stałym ma dużą gęstość dyslokacji, może dobrze tłumaczyć końcowe stadium procesu łączenia.

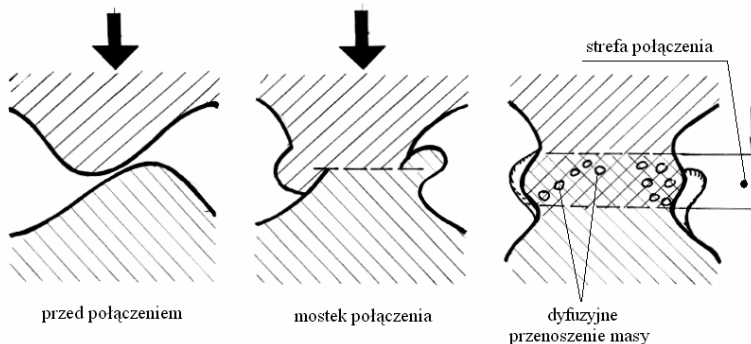
**Hipotezy dyslokacyjne.** Sprowadzają się do ogólnego wniosku, że powstająca substruktura dyslokacyjna komórkowa jest niczym innym, jak magazynem pewnej energii niezbędnej do uzyskania trwałego połączenia.

Hipotezą podsumowującą jest hipoteza podana przez Kowalczyka [81], który uwzględnił dodatkowo wpływ orientacji ziarn w łączonych metalach. Dzieli on zjawisko tworzenia się połączeń na 3 zasadnicze okresy:

1. Okres rozrywania warstw tlenkowych, czemu towarzyszy wzrost energii powierzchni, spotęgowany ukierunkowanym, plastycznym płynięciem odkształcanego metalu. Pozostałości tlenkowe na skutek wysokiej temperatury powstającej przy tarcie, w zależności od ich wielkości dyfundują do środka ziarna lub ulegają koagulacji.

2. W drugim okresie następuje zbliżenie powierzchni pozbawionych tlenków na odległość działania sił atomowych.

3. W trzecim okresie następuje rozprzestrzenianie się i rozrost pozostałych mostków połączenia dzięki procesowi dyfuzji (dyfuzyjne przenoszenie masy), co schematycznie pokazano na rysunku 1.5.



Rys. 1.5. Schemat powstawania i powiększania mostków połączenia dzięki procesom dyfuzyjnym (według [81])

Każda z tych teorii pozwala jednak na wyjaśnienie tylko części zjawisk w procesie łączenia. Najbardziej kompleksowy model procesu łączenia metali w stanie stałym zaproponował Krasulin [83], w którym uwzględnił wyniki wielu innych prac. Traktuje

on łączenie w stanie stałym jako proces przebiegający w trzech okresach, które obejmują:

1. Wytworzenie, za pomocą odkształcenia plastycznego, bezpośredniego styku powierzchni łączonych. Przez zbliżenie atomów powstaje wzajemne fizyczne oddziaływanie, możliwe jest występowanie sił van der Waalsa lub słabych oddziaływań chemicznych. Te ostatnie występują zwłaszcza wtedy, gdy właściwości mechaniczne łączonych materiałów są bardzo różne i następuje silne odkształcenie plastyczne jednego z materiałów.

2. Aktywację obszarów na powierzchni łączenia. Podczas zgrzewania materiałów różnorodnych zostają uaktywnione miejsca styku łączonych powierzchni, powstają całe aktywne obszary usytuowane na powierzchni łączenia materiału, którego odkształcenie plastyczne jest mniejsze. Podczas łączenia materiałów o jednakowych właściwościach 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 wytworzą się obszary o wiązaniach metalicznych. Podczas łączenia materiałów o jednakowych właściwościach za kryterium zakończenia trzeciego okresu służy rekrytalizacja, która prowadzi do powstania nowych ziarn na powierzchni łączenia. Natomiast w złączach materiałów o różnych właściwościach za kryterium zakończenia trzeciego okresu może służyć pojawienie się strefy dyfuzyjnej.

Należy tu zauważyć, że cały proces łączenia traktowany jest jako proces bezdyfuzyjny. Zjawiska dyfuzyjne, które mogą pojawić się pod koniec trzeciego okresu procesu łączenia, są traktowane jako uboczne, o różnym wpływie na wytrzymałość złącza.

Z analizy hipotez dotyczących powstawania trwałych złączy w stanie stałym wynika między innymi, że:

- w celu uzyskania metalicznych złączy w stanie stałym jest konieczny kontakt metalicznie czystych powierzchni,
- w miejscu styku powierzchni łączonych należy zastosować taki docisk, aby było możliwe zbliżenie łączonych powierzchni na odległość działania sił atomowych,
- im temperatura, w której odbywa się łączenie, jest wyższa, tym przy mniejszych dociskach można uzyskać połączenie,
- podatność materiałów do łączenia w stanie stałym zależy od ich właściwości fizyczno-chemicznych oraz warunków odkształcania objętości metalu.





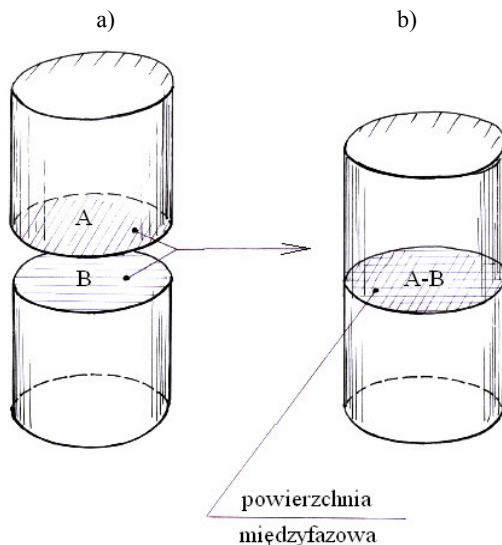
## 2. Łączenie materiałów różnorodnych w stanie stałym

Fizyczne podstawy łączenia w stanie stałym materiałów różnorodnych są zbieżne z przedstawionymi dla materiałów o jednakowych właściwościach. Jednak zagadnienie łączenia w stanie stałym metali o różnych właściwościach różni się od zgrzewania metali o jednakowych właściwościach, a różnice te są widoczne przede wszystkim w samym mechanizmie tworzenia złącza, nie zaś w sposobie technologicznego ich uzyskiwania (stosowanych narzędzi i maszyn).

Senkara [154] rozpatruje proces spajania materiałów o różnych właściwościach w aspekcie termodynamicznym, jako przejście dwufazowego układu o nadmiarze powierzchniowej entalpii swobodnej do stanu o niższym poziomie energetycznym. W wyniku procesu dwie powierzchnie swobodne łączonych materiałów A i B zostają zastąpione jedną powierzchnią międzyfazową AB (rys. 2.1a, b), przy czym warunkiem koniecznym jest, aby

$$\omega_{AB} < \omega_A + \omega_B \quad (2.1)$$

gdzie:  $\omega$  – energia powierzchniowa.



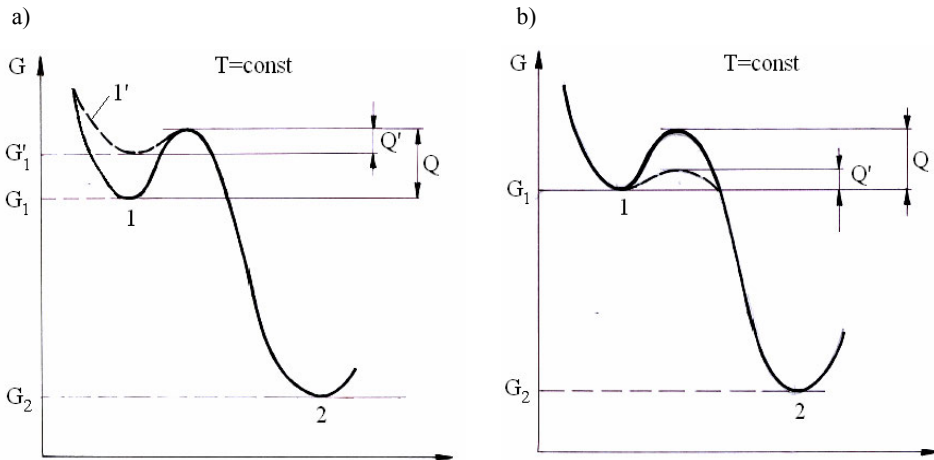
Rys. 2.1. Schemat spajania dwóch materiałów: stan wyjściowy (a), stan po spajaniu (b) (według [154])

Przebieg zmian entalpii swobodnej ( $G$ ) w trakcie procesu spajania przedstawiono na rysunku 2.2. Pomimo że stan początkowy układu jest stanem metastabilnym 1, jednak przejście do stanu o niższej entalpii swobodnej wymaga pokonania bariery energetycznej  $Q$ , którą można interpretować jako energię aktywacji procesu spajania.

Można zatem powiedzieć, że każdy proces spajania wymaga aktywacji powierzchni łączonych, gdyż proste doprowadzenie do kontaktu powierzchni dwóch metali w temperaturze otoczenia nie prowadzi do powstania złącza pomimo spełnienia warunku z równania (2.1).

Z analizy rysunku 2.2 widać, iż oprócz klasycznego przebiegu procesu oznaczonego linią ciągłą, istnieją jeszcze dwie inne możliwości łatwiejszego pokonania bariery  $Q$ , polegające bądź na podniesieniu stanu energetycznego układu (zmniejszenie bariery do wielkości  $Q'$ , rys. 2.2a), bądź na obniżeniu jej wysokości (rys. 2.2b). W praktyce stosuje się kilka zabiegów, które można podzielić na fizyczne bądź chemiczne metody aktywacji powierzchni.

Wśród metod fizycznej aktywacji powierzchni powszechnie jest stosowana aktywacja termiczna. Polega ona na dostarczeniu atomom powierzchniowym porcji energii w postaci ciepła, co prowadzi do zwiększenia na powierzchni liczby atomów posiadających energię większą od energii aktywacji procesu, co w rezultacie spowoduje utworzenie połączenia, a proces będzie przebiegał według krzywej  $I'$  (rys. 2.2a).



Rys. 2.2. Przebieg zmian entalpii swobodnej w trakcie procesu spajania wywołany aktywacją fizyczną (a) i chemiczną (b) (według [154])

Innym sposobem fizycznej aktywacji procesu spajania jest zmiana krzywej entalpii swobodnej – współrzędna procesu prowadząca do zmniejszenia bariery energetycznej do poziomu  $Q'$  (rys. 2.2b), co spowoduje, że większa liczba atomów na powierzchni międzyfazowej będzie dysponować energią większą od energii aktywacji  $Q'$ . Zmianę tę można osiągnąć przez dostarczenie do układu dodatkowej energii w jakiś inny sposób, np. drgań ultradźwiękowych, promieniowania, zdefektowania warstwy powierz-

chniowej. Podobny efekt zmniejszenia wielkości bariery energetycznej  $Q$  można uzyskać przez redukcję powierzchniowej warstwy tlenków, usunięcie zanieczyszczeń i warstw zaabsorbowanych. Inną formą aktywacji fizycznej jest docisk stały lub pulsujący, stosowany w procesach zgrzewania dyfuzyjnego czy tarcowego.

W metodach aktywacji chemicznej dąży się do obniżenia bariery energetycznej  $Q$  poprzez zmianę mechanizmu spajania, na przykład za pomocą warstw pośrednich o innym składzie chemicznym, a także zastosowanie spoiw z dodatkami aktywnymi.

Jeżeli założymy, że w układzie metal–metal, po odpowiednim czasie kontaktu, osiągnięta jest równowaga termodynamiczna, to formuje się stabilna granica międzyfazowa z ewentualną warstwą pośrednią. Konsekwencją tego jest m.in.:

- pojawienie się naprężeń termicznych, wynikające z różnicy współczynników rozszerzalności cieplnej obu faz,
- zmienia się gęstość defektów strukturalnych,
- mogą zachodzić ewentualne przemiany fazowe w stanie stałym, wynikające z układu równowagi fazowej lub, w niektórych przypadkach, przemiany alotropowe,
- mogą występować zmiany stężenia składników wskutek przebiegającej dyfuzji lub zmian adsorpcji z temperaturą.

Według Senkary [154] najistotniejsze czynniki, wpływające na zmianę wielkości adhezji międzyfazowej w układach różnorodnych, to czynnik niedopasowania sieci oraz różnica współczynników rozszerzalności cieplnej. Ten ostatni czynnik decyduje o pojawieniu się naprężeń własnych w złączu, a w niektórych przypadkach może osiągać bardzo duże wartości, powodujące destrukcję złącza (np. w złączach ceramika–metal).

Badania własne autora wskazują, że w przypadku zgrzewania tarcowego metali o różnych właściwościach bardzo istotnym czynnikiem, wpływającym na właściwości mechaniczne połączenia, jest rodzaj układu równowagi fazowej dla rozpatrywanej pary materiałowej, a w szczególności czy tworzą one:

- układ o całkowitej rozpuszczalności w stanie ciekłym i jej brak w stanie stałym,
- układ o całkowitej rozpuszczalności w stanie ciekłym i w stanie stałym,
- układ o całkowitej rozpuszczalności w stanie ciekłym i ograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym oraz brak faz międzymetalicznych,
- układ o całkowitej rozpuszczalności w stanie ciekłym i ograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym lub jej brak, ale z tworzeniem trwałej fazy międzymetalicznej.

W układach równowagowych, w których pary metali nie tworzą ze sobą faz międzymetalicznych ani roztworów w stanie stałym i ciekłym, mogą zachodzić tylko procesy adsorpcji, nie ma natomiast przepływu masy przez granicę międzyfazową.

Jak podaje Senkara, w rzeczywistości pojęcie takie jest wyidealizowane, gdyż wyniki ostatnich badań wskazują, że prawdopodobnie wszystkie metale rozpuszczają się w sobie, choćby w minimalnym stopniu.

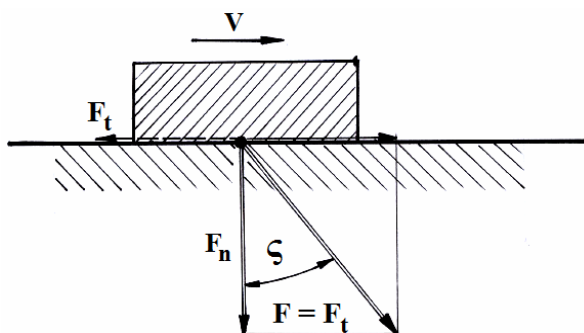
Jednak ze względu na zgrzewanie tarcowe materiałów, w którym proces spajania zachodzi w krótkim okresie, pojęcie układu równowagowego bez wzajemnej rozpuszczalności składników jest uzasadnione.



## 3. Charakterystyka zgrzewania tarcowego

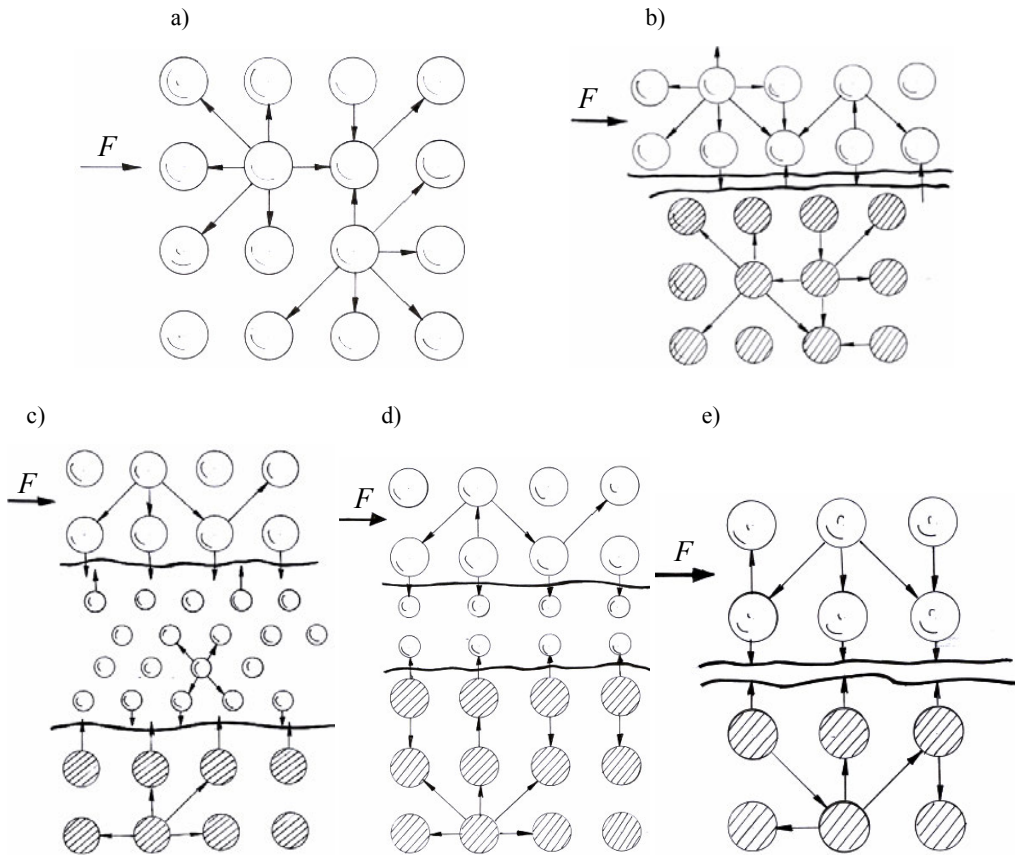
### 3.1. Tribologiczne podstawy procesu zgrzewania tarcowego

Tarciem nazywamy zbiór zjawisk występujących w obszarze styku dwóch przemieszczających się względem siebie ciał, w wyniku których powstają opory ruchu. Miarą tarcia jest opór równoważony wypadkową siłą styczną podczas przemieszczania jednego ciała względem drugiego (rys. 3.1). Podczas przemieszczenia względnego dwóch ciał występuje tarcie kinetyczne (ruchowe), przy czym, jeśli prędkość względna obszarów tarcia dwóch ciał jest równa zero, występuje tarcie statyczne (spoczynkowe). Ze względu na rodzaj ruchu tarcie kinetyczne można podzielić na tarcie ślizgowe i tarcie toczne [91].



Rys. 3.1. Schemat tarcia ślizgowego po płaszczyźnie poziomej (według [91])

W tarcu ślizgowym obszarem styku jest zazwyczaj powierzchnia płaska lub zakrzywiona. Wyróżniane przez niektórych autorów tarcie wiertne jest szczególnym rodzajem tarcia ślizgowego, w którym obszarem styku jest 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, w przeciwieństwie do tarcia zewnętrznego, występującego podczas powierzchniowego styku ciał, przykładowo w obszarach styku przemieszczających się względem siebie łączonych przedmiotów (rys. 3.2).



Rys. 3.2. Modele różnych rodzajów tarcia: tarcie wewnętrzne (a), tarcie zewnętrzne (b), tarcie płynne (c), tarcie graniczne (d), tarcie suche (e) (według [62])

W procesie zgrzewania tarciowego najważniejszy jest podział na tarcie wewnętrzne i zewnętrzne. W tarcu zewnętrznym rozróżnia się tarcie suche i graniczne. Podczas tarcia wewnętrznego opory wywoływane są oddziaływaniem sił kohezji, a podczas tarcia zewnętrznego, gdy stykają się ze sobą ciała o idealnych powierzchniach, występujące opory mają swe źródło w oddziaływaniu sił powierzchniowych, czyli sił adhezji. Dla rozróżnienia tarcia zewnętrznego i wewnętrznego zaproponowano wprowadzenie dwóch wielkości [82]:

- $h/r$  jako iloraz średniej głębokości wniknięcia nierówności jednej powierzchni w drugą powierzchnię  $h$  do promienia tej nierówności  $r$ ,
- $\tau/R$  jako iloraz stycznego naprężenia  $\tau$ , przy którym następuje ścinanie nierówności do granicy plastyczności  $R_e$ .

Tarcie zewnętrzne zachodzi wtedy, gdy spełniony jest następujący warunek:

$$\frac{h}{r} + \frac{\tau}{R_e} \leq 0,5 \quad (3.1)$$

Jeżeli siła ścinająca między trącymi powierzchniami jest mała w porównaniu z granicą plastyczności materiału, to mamy do czynienia z tarcem zewnętrznym. Jeżeli natomiast siła ścinająca wzrasta, co występuje przy wzroście odległości od powierzchni trących, to następuje niszczenie „połączeń mostkowych” w głębi materiału i wtedy występuje tarcie wewnętrzne.

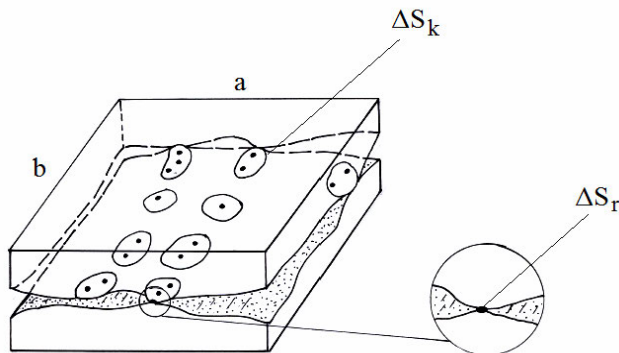
Jak już stwierdzono, podstawowym warunkiem uzyskania metalicznych złączy w stanie stałym jest kontakt metalicznie czystych powierzchni.

Trudnością w otrzymaniu połączeń między rzeczywistymi materiałami są właściwości geometryczne powierzchni ciał stałych, które charakteryzują błędy kształtu, położenia, falistości oraz chropowatość. Powodują one, że rzeczywiste oddziaływanie powierzchni tarcia (rys. 3.3) dwóch ciał przesuwających się względem siebie zależy od powierzchni styku i właściwości fizycznych pary trącej. Powierzchnie wszystkich ciał stałych mają określony stan nierówności, przy czym rozróżnia się powierzchnie styku:

- nominalną ( $S_n$ ), jako zbiór wszystkich możliwych powierzchni styku; zależy od wymiarów stykających się ciał, np. powierzchni stykających się elementów ( $S_n = ab$ ),
- konturową ( $S_k$ ), jako powierzchnię stanowiącą obrys rzeczywistych pól styku; zależy od błędów kształtu, położenia i falistości powierzchni oraz od obciążenia ( $S_k = \Sigma \Delta S_k$ ),
- rzeczywistą ( $S_r$ ), stanowiącą pole sumy elementarnych powierzchni styku, rzeczywista powierzchnia styku występuje w miejscu fizycznego styku, na wierzchołku nierówności, przy czym jest funkcją geometrycznego zarysu nierówności i obciążenia na nią przypadającego ( $S_r = \Sigma \Delta S_r$ ).

W każdych warunkach styku dwóch ciał między wymienionymi powierzchniami zachodzi relacja:

$$S_r < S_k < S_n \quad (3.2)$$



Rys. 3.3. Model oddziaływania powierzchni tarcia (według [62])

Odpowiednio rozróżnia się na powierzchni styku:

- naciski nominalne  $p_n$ ,
- naciski konturowe  $p_k$ ,
- naciski rzeczywiste  $p_r$ ,

wynikające z ilorazu przyłożonego nacisku do odpowiedniej powierzchni.

W zależności od rodzaju obróbki powierzchniowej, rzeczywista średnica elementarnych styków według Villa jest ok. 3–50  $\mu\text{m}$ . Hebda podaje, że wartość powierzchni rzeczywistej styku, w zależności od nacisku nominalnego dla stali węglowej elementów stalowych zwiększa się proporcjonalnie do wzrostu nacisku (tab. 3.1), co odpowiada twierdzeniu Villa, że przy niewielkich powierzchniach nominalnych można zrealizować takie naciski jednostkowe, że konturowa powierzchnia styku będzie zbliżona do powierzchni nominalnej ( $S_k \sim S_n$ ).

Tabela 3.1. Powierzchnia rzeczywista styku elementów stalowych  
( $S_n = 21 \text{ cm}^2$ , stal węglowa,  $R_z = 10 \mu\text{m}$ ) (według [62])

Nacisk nominalny MPa	Pole powierzchni styku rzeczywistego $\text{mm}^2$	Nacisk rzeczywisty jednostkowy MPa	Stosunek $S_n:S_r$
0,00019	0,0002	202,5073	$10^5:1$
0,0049	0,0005	205,9396	$4 \cdot 10^4:1$
0,0196	0,002	202,5073	$10^4:1$
0,0981	0,01	198,5845	$2 \cdot 10^3:1$
0,4903	0,0497	203,586	$4 \cdot 10^2:1$
4,9033	0,48	214,7656	44:1
9,8066	0,93	220,6496	24:1

$S_n$  – powierzchnia nominalna,  $S_r$  – powierzchnia rzeczywista styku

Oczywiście, styk (połączenie) dwóch materiałów następuje w miejscach rzeczywistej powierzchni styku  $S_r$ , przy czym w początkowym okresie tarcia liczba par mikrostyków jest niewielka, również wytrzymałość całego połączenia odniesiona do powierzchni nominalnej nie przekracza 1% wytrzymałości materiału rodzimego. Pod wpływem zwiększających się nacisków, wchodzące w kontakty pary mikrowystępów ulegają początkowo sprężystem odkształceniom, a następnie, po przekroczeniu określonego charakterystycznego naprężenia, odkształceniom plastycznym. Z pewnym uproszczeniem przyjmuje się, że rzeczywista powierzchnia styku jest proporcjonalna do obciążenia i odwrotnie proporcjonalna do twardości materiału:

$$S_{r,pl} = \frac{N}{k HB} \quad (3.3)$$

gdzie:  $N$  – obciążenie normalne,  $HB$  – twardość w jednostkach Brinella,  $k$  – współczynnik uwzględniający różnicę między odkształceniem powierzchni materiału podczas próby twardości i podczas tarcia.



W wyniku odkształcenia sprężysto-plastycznego mikronierówności powierzchni zbliżają się do siebie i dochodzi do kontaktu coraz to nowych par mikronierówności, które ulegają ścinaniu. Proces zbliżania do siebie powierzchni trących, z jednoczesnym zwiększaniem liczby styków na mikronierównościach, czyli zwiększenia rzeczywistej powierzchni styku, trwa dopóki nacisk jednostkowy nie zrównoważy się z siłami potrzebnymi do odkształcenia plastycznego, to jest gdy:

$$N \sim k H B S_r \quad (3.4)$$

Z tego wynika, że wzrost nacisku pochodzącego od obciążenia normalnego prowadzi do liniowego wzrostu rzeczywistej powierzchni kontaktu. Podczas dalszego zwiększania nacisków może dojść do zwiększenia konturowej powierzchni styku spowodowanej sprężysto-plastyczną deformacją warstw materiału znajdującego się pod powierzchnią tarcia.

W przypadku dużych nacisków jednostkowych, kiedy występuje plastyczna deformacja, można przyjąć, że:

$$p_n = c \sigma_t \quad (3.5)$$

gdzie:  $\sigma_t$  – granica plastyczności bardziej miękkiego ze stykających się materiałów,  $c$  – współczynnik zależny od geometrii mikronierówności (przyjmuje wartość około 3), wtedy

$$N \sim 3 \sigma_{pl} S_n \quad (3.6)$$

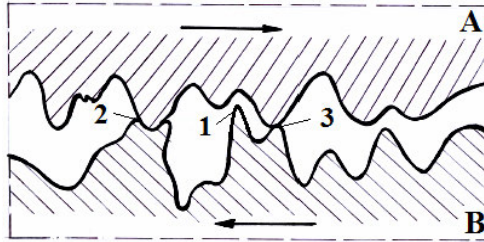
Aby otrzymać połączenia o odpowiedniej wytrzymałości, niezbędne jest zapewnienie znacznych plastycznych odkształceń warstw przypowierzchniowych. Jest to drugi warunek powstania połączenia w stanie stałym.

Na rzeczywistej powierzchni styku, podczas tarcia zewnętrznego rzeczywistych powierzchni, następuje ścinanie nierówności, odkształcanie plastyczne, bruzdowanie itp. pokonywanie sił kohezji oraz sił adhezji.

W celu uwzględnienia w teorii tarcia zgodności zasad teoretycznych z wynikami badań Kragielski sformułował mechaniczno-adhezyjną teorię tarcia suchego [62, 82]. Utożsamia on siły adhezji z siłami oddziaływania molekularnego. Założył, że siły tarcia występują na rzeczywistych trących powierzchniach styku w dwu postaciach, a mianowicie opór mechaniczny ruchu spowodowany zaczepieniem o siebie nierówności powierzchni oraz opór spowodowany oddziaływaniem sił molekularnych, wzajemnym przyciąganiem atomów lub cząstek trących ciał. Na rysunku 3.4 przedstawiono schemat kontaktu dwóch powierzchni. Jeżeli oba materiały charakteryzują się różną twardością, to może następować, oprócz zachodzenia mikrowystępu jednego materiału w mikrowgłębienie drugiego materiału (1), także wnikanie mikrowystępów bardziej twardego materiału (A) w głąb bardziej miękkiego materiału (B), (2). Podczas względnego przemieszczenia tych ciał następuje odkształcanie mikronierówności na pewnej głębokości w warstwie przypowierzchniowej po stronie bardziej miękkiego materiału.

Opór stawiany tej deformacji, zależny od wytrzymałości materiału, nazywany jest mechanicznym składnikiem siły tarcia lub oporem kohezyjnym.

Z drugiej strony oddziaływania sił atomowych powstające na rzeczywistej powierzchni styku (na wierzchołkach nierówności 3), także są siłami przeciwdziałającymi przemieszczaniu się ciał A i B.



Rys. 3.4. Model kontaktu dwóch rzeczywistych powierzchni trących (według [177])

Na poszczególnych trących powierzchniach styku występuje mechaniczne lub molekularne oddziaływanie kojarzonych elementów maszyn.

Składowa siły tarcia wywołana oddziaływaniem molekularnym jest wyrażona zależnością:

$$T_{\text{mol}} = F_{\text{jmol}} S_{r1} \quad (3.7)$$

natomiast składowa siły tarcia wywołana oddziaływaniem mechanicznym:

$$T_{\text{mech}} = F_{\text{jmech}} S_{r2} \quad (3.8)$$

gdzie:  $S_{r1}$  – powierzchnia styku, na której występują współoddziaływania molekularne,  $S_{r2}$  – powierzchnia styku, na której występują współoddziaływania mechaniczne.

Rzeczywista powierzchnia styku, na której występuje współoddziaływanie molekularne i mechaniczne, to:

$$S_r = S_{r1} + S_{r2} \quad (3.9)$$

Całkowita siła tarcia:

$$T = \alpha S_r + \beta N \quad (3.10)$$

Współczynnik tarcia można określić z zależności:

$$\mu \frac{T}{N} = \frac{\alpha S_r}{N} + \beta \quad (3.11)$$

Kragielski [82] przyjmuje, że:

$$S_{r2} = n S_{r1} \quad (3.12)$$

gdzie  $n = \text{const}$ .

Współczynniki  $\alpha$  i  $\beta$ , zależne od adhezyjnych i mechanicznych właściwości trących ciał stałych, są określone zależnościami:

$$\alpha = \frac{n\alpha_2 + \alpha_1}{n+1} \quad (3.13)$$

$$\beta = \frac{n\beta_2 + \beta_1}{n+1} \quad (3.14)$$

gdzie:  $\alpha_1, \beta_1$  – stałe współczynniki charakteryzujące opór materiału na ścinanie,  $\alpha_2$  – składowa jednostkowej siły tarcia pochodząca od siły molekularnego wzajemnego oddziaływania na jednostkę powierzchni,  $\beta_2$  – współczynnik zależny od molekularnej chropowatości.

Współczynnik tarcia według Kragielskiego należy przedstawić w następującej postaci:

$$\mu = \frac{1,65 S_n^{1/3} \operatorname{tg} \gamma_2^{1/3} \beta}{k^{2/3} N^{1/3}} \quad (3.15)$$

gdzie:  $\gamma_2$  – kąt nachylenia nierówności obszaru styku,  $k$  – współczynnik zależny od obciążenia.

W przypadku niezmiennych wartości  $\alpha, \beta, \gamma$ , współczynnik tarcia maleje ze wzrostem obciążenia, natomiast rośnie ze wzrostem gładkości powierzchni i ze wzrostem nominalnej powierzchni styku. Dla plastycznego kontaktu trących ciał współczynnik tarcia nie zależy od obciążenia.

W praktyce korzystanie z podanych przez Kragielskiego zależności jest utrudnione, ponieważ w niektórych przypadkach należy uwzględniać właściwości odkształceń sprężystych trących metali.

Współczynnik tarcia nie jest wielkością stałą i zależy od kilku czynników, a jednym z nich jest temperatura na powierzchni tarcia. Ze zmianą temperatury na powierzchni tarcia zmieniają się także opory adhezyjne i opory kohezyjne (przy stałej sile normalnej).

Zmniejszenie oporów adhezyjnych, występujące podczas wzrostu temperatury, może być wyjaśnione zmniejszeniem plastyczności na powierzchni międzyfazowej [57]. Vill podaje, że składowa współczynnika tarcia zależy od wiązań atomowych, od tego, w jakich warunkach pracuje węzeł tarcia, może wraz ze wzrostem temperatury się zwiększać, zmniejszać lub pozostawać niezmienną.

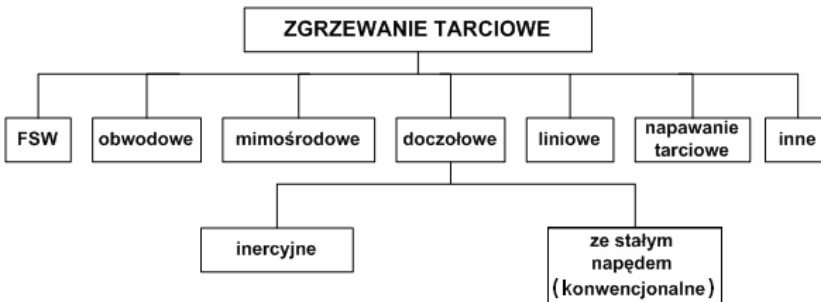
Człon oporów kohezyjnych w zależności określającej współczynnik tarcia, także jest zależny w sposób złożony od zmian temperatury. Z jednej strony zmniejszenie twardości materiału wraz ze wzrostem temperatury powoduje bardziej głębokie wnicanie mikronierówności – co powoduje zwiększenie siły tarcia, ale z drugiej strony opór tarcia zmniejsza się dzięki zmniejszeniu wytrzymałości materiału wraz ze wzrostem temperatury.

Jeżeli temperatura w miejscach styku jest większa od  $(0,2-0,3)T$ , tarcie wewnętrzne przeważa i rozpoczyna się intensywne szepianie powierzchni trących.

Ogólnie stwierdza się, że w procesie grzewania tarciowego rola tarcia nie ogranicza się tylko do zjawisk związanych z nagraniem powierzchni tarcia, lecz także do usuwania warstwy tlenków i innych warstw przypowierzchniowych oraz powstania zarodków połączeń [45, 56, 61, 177].

## 3.2. Zgrzewanie tarciove

Proces zgrzewania tarciowego polega na celowym wykorzystaniu zamiany energii kinetycznej na energię cieplną wytworzoną wskutek tarcia. Istnieje kilka sposobów umożliwiających połączenie dwóch (lub więcej) elementów metodą zgrzewania tarciowego. Sposoby te można podzielić ze względu na: przebieg procesu, wzajemne przemieszczenie łączonych elementów (zadanie odpowiedniego ruchu), czy zastosowanie odpowiedniego narzędzia. Podział metod zgrzewania tarciowego przedstawiono na rysunku 3.5. Jak widać, metodą zgrzewania tarciowego można łączyć doczołowo, liniowo, obwodowo i mimośrodowo lub też napawać [46, 98,168].



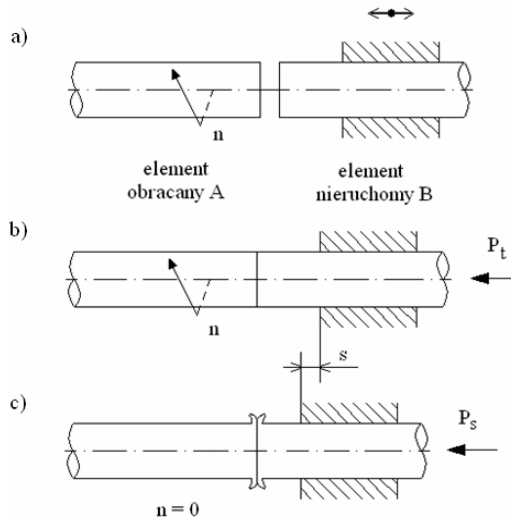
Rys. 3.5. Metody zgrzewania tarciowego [8]

Obecnie spośród metod zgrzewania tarciowego najczęściej znajduje zastosowanie zgrzewanie tarciove doczołowe, w którym, ze względu na przebieg procesu, wyróżnia się metodę konwencjonalną (stosowaną w Europie) i inercyjną (stosowaną najczęściej w USA), oraz zgrzewanie tarciove z mieszaniem materiału zgrzeiny (metoda FSW).

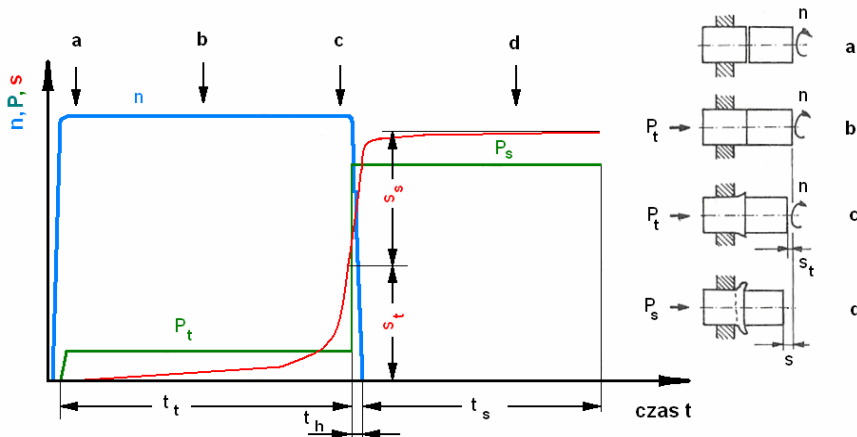
### 3.2.1. Zgrzewanie tarciove konwencjonalne

Idea procesu polega na połączeniu przez spajanie w stanie stałym dwóch elementów (A i B, rys. 3.6a), z których jeden umieszczony jest w uchwycie nieruchomym, a drugi poddany jest ruchowi obrotowemu względem ich wspólnej osi. Elementy są zbliżane do siebie, po czym zostaje zadane tarcie od siły docisku  $P_t$  (rys. 3.6b). W celu jego pokonania na trących się powierzchniach wytwarza się praca, która następnie zamie-

niana jest na ciepło. Powierzchnie elementów nagrzewają się do wysokiej temperatury, bliskiej temperaturze topnienia metalu, której jednak nie przekraczają. Proces prowadzony jest w stanie stałym, a połączenie uzyskuje się dzięki zjawiskom pełzania i dyfundowania cząstek zmiękzonego materiału w obszarze styku obu elementów. Po zatrzymaniu obrotów elementy łączone są dociskane z siłą  $P_s$ , zwykle większą od siły  $P_t$ , a uplastyczniony materiał ze strefy tarcia przesuwa się do wypłytki, przy czym następuje skrócenie  $s$  łączonych elementów (rys. 3.6c).



Rys. 3.6. Przebieg procesu zgrzewania tarcowego: nadanie elementowi A prędkości obrotowej  $n$  (a); docięnięcie elementów powierzchniami czołowymi (b); zwiększenie docisku po zatrzymaniu obrotów (c)



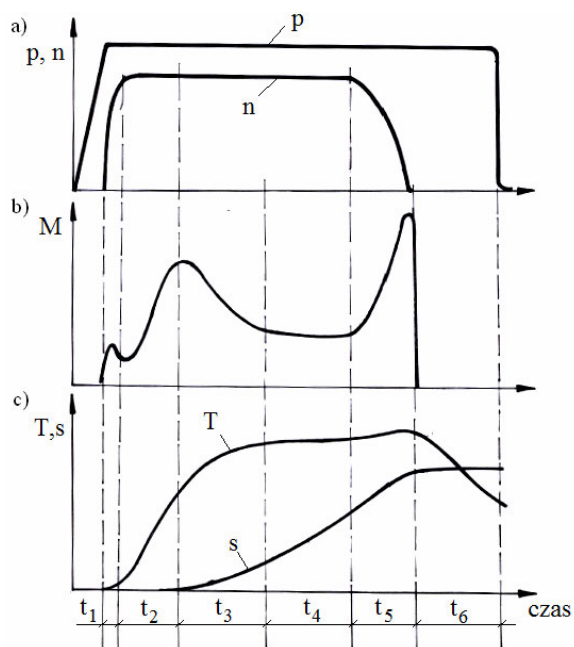
Rys. 3.7. Przebieg parametrów w czasie procesu zgrzewania tarcowego konwencjonalnego:  $P_t$  – siła docisku w okresie tarcia;  $P_s$  – siła docisku w okresie spęczania;  $n$  – prędkość obrotowa;  $s_t$  – skrócenie w czasie tarcia;  $s_s$  – skrócenie w czasie spęczania;  $s$  – skrócenie całkowite;  $t_t$  – czas fazy tarcia;  $t_s$  – czas fazy spęczania;  $t_h$  – czas hamowania

W procesie konwencjonalnego zgrzewania tarciovego można wyróżnić dwie podstawowe fazy: fazę tarcia ( $t_t$ ), w której elementy są dociskane siłą tarcia  $P_t$  oraz spęczania ( $t_s$ ), w której elementy są dociskane siłą spęczania  $P_s$ , co przedstawiono na rys. 3.7. Wykres uwidacznia przebieg poszczególnych parametrów w wybranym etapie procesu. Faza tarcia ma kluczowe znaczenie w uplastycznieniu powierzchni. W początkowym okresie wystąpienia zjawiska tarcia wydziela się nieznaczna ilość ciepła, która prowadzi do powstania nieregularnych mostków szczepnych. Nadana prędkość obrotowa  $n$  powoduje regularne ich rozrywanie, czemu towarzyszy wyrwanie cząstek materiału oraz zacieranie nierówności powierzchniowych. Tym sposobem adhezja rozprzestrzenia się na cały obszar styku, a jej rozszerzenie powoduje wzrost temperatury wierzchnich warstw materiałów. Wskutek tego dochodzi do wystąpienia procesu pełzania i dyfuzji obu materiałów, znajdujących się w odległości parametru sieci. Szczępienia metaliczne obejmują całą powierzchnię tarcia, temperatura wzrasta do wartości bliskiej temperaturze topnienia elementów, tym samym zwiększając ich uplastycznienie. Etap kończy się zatrzymaniem obracającego się elementu  $t_h$ , co ma istotny wpływ na właściwości złącza, szczegółowo badane przez Seregina [156–158]. Uplastyczniony materiał, w wyniku zadanego nacisku tarcia, zostaje przemieszczany do tworzącej się wypływkii wraz ze wszelkimi powierzchniowymi zanieczyszczeniami, przy czym występuje osiowe skrócenie elementów  $s_t$  (rys. 3.7c).

W drugiej fazie procesu, tzw. fazie spęczania, zwiększa się docisk siłą poosiową  $P_s$ , czego skutkiem jest znaczna wypływka oraz dalsze skrócenie materiału (rys. 3.7d). Zastosowany w tym okresie nacisk spęczania, zazwyczaj większy od nacisku w okresie tarcia, ma na celu uzyskanie odpowiednio wytrzymałego połączenia. Złącze jest wolne od zanieczyszczeń, porów i pęcherzy, ponieważ wraz z uplastycznym materiałem zostały one przeniesione na zewnątrz do wypływkii. Bardzo ważną rolę odgrywa jednak kształt elementów. Wymagany jest regularny przekrój powierzchni zgrzewanych, w przeciwnym wypadku cykliczne odsłanianie powierzchni tarcia doprowadzi do jej utlenienia, a co za tym idzie otrzymane złącze będzie się charakteryzowało małą wytrzymałością. Szczegółowe informacje na temat procesu zgrzewania tarciovego można znaleźć w normie PN-EN ISO 15620:2005 – Zgrzewanie tarciove metali, gdzie podano wymagania dotyczące zgrzewania tarciovego metalowych elementów konstrukcyjnych.

Proces zgrzewania tarciovego, prosty przy zewnętrznej obserwacji, w rzeczywistości jest bardzo złożony i stanowi cały kompleks zjawisk wzajemnie na siebie oddziałujących. W najprostszej, czyli konwencjonalnej odmianie procesu, można wyróżnić dwie podstawowe fazy: okres tarcia ( $t_t$ ) i okres spęczania ( $t_s$ ) (rys. 3.7). W rzeczywistości mamy do czynienia z bardziej złożonym procesem, w którym poszczególne okresy dzielą się na dalsze podokresy. Zarówno okres tarcia, jak i okres spęczania można podzielić na zakresy, w których można zadawać siły osiowe o różnych wartościach. Przez możliwość regulacji czasu opóźnienia hamowania i opóźnienia działania siły spęczającej następuje często nakładanie się fazy tarcia i spęczania, czyli spęczanie przy obracających się elementach (tzw. zgrzewanie kombinowane lub hybrydowe), co wykorzystuje się zwłaszcza podczas zgrzewania materiałów różnorodnych.

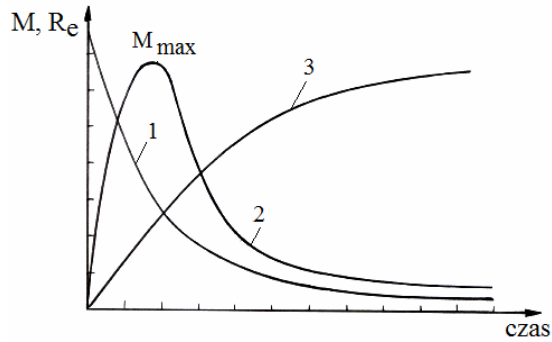
Vill [177] podzielił proces konwencjonalnego procesu zgrzewania tarciovego na 6 okresów, przy czym na rysunku 3.8a przedstawiono przebieg najważniejszych parametrów procesu: prędkości obrotowej i siły docisku, na rysunku 3.8b zaś przebieg zmian momentu tarcia, a na rysunku 3.8c zmianę skrócenia elementów  $\Delta l$  oraz zmian temperatury  $T(t)$ .



Rys. 3.8. Schemat zmian parametrów podczas zgrzewania tarciovego w poszczególnych okresach procesu  $t$ : prędkości obrotowej  $n$  i docisku  $p$  (a), momentu tarcia  $M$  (b), skrócenia  $s$  i temperatury  $T$  (c) (według [177])

**Okres 1** – następuje początkowe zetknięcie powierzchni trących. Wraz ze wzrostem prędkości obrotowej następuje zmniejszenie początkowego momentu tarcia, dochodzi do wystąpienia tarcia granicznego i usuwania warstw tlenkowych, następuje styk pojedynczych mikronierówności, rozpoczyna się ich deformacja i pierwsze ściępienia, tarcie graniczne ustępuje miejsca tarcu suchemu.

**Okres 2** – następuje lawinowe zwiększanie liczby styków między mikronierównościami, zwiększenie rzeczywistej powierzchni styku (rys. 3.9, krzywa 3) i szybki wzrost temperatury na powierzchni tarcia, co powoduje zmniejszenie granicy plastyczności i zmniejszenie oporu na odkształcenia (krzywa 1). Moment tarcia (krzywa 2) początkowo gwałtownie rośnie, potem szybkość jego narastania nieco się zmniejsza i osiąga maksimum  $M_{\max}$ . Tarcie zachodzi na całej powierzchni styku, tworzy się cienka warstwa uplastycznionego metalu spełniająca rolę „smaru”, tarcie z suchego przechodzi do granicznego.



Rys. 3.9. Schemat powstawania maksymalnego momentu tarcia (krzywa 2) wskutek zmian liczby sczepień (krzywa 3) i zmniejszania granicy plastyczności (krzywa 1) (według [177])

**Okres 3** – charakteryzuje się stopniowym wzrostem temperatury i zmniejszeniem momentu tarcia, rozpoczyna się przenoszenie uplastycznionego materiału do wypłytki. W końcu tego okresu temperatura osiąga maksimum, a moment tarcia i skracanie stabilizują się, osiągając stan quasi-stacjonarny.

**Okres 4** – okres quasi-stacjonarnego przebiegu procesu tarcia, w którym występuje stabilny przebieg momentu tarcia, temperatury i prędkości skracania. Po zakończeniu tego okresu powierzchnie zgrzewane są przygotowane do powstania połączenia (metal na powierzchni styku jest uplastyczniony, powierzchnia tarcia uaktywniona, tlenki i inne wtrącenia usunięte do wypłytki).

**Okres 5** – okres hamowania. W wyniku szybkiego zmniejszenia prędkości obrotowej gwałtownie wzrasta moment tarcia. W końcowej fazie okresu prędkość obrotowa elementu zmniejsza się w przybliżeniu do zera, rozpoczyna się spadek temperatury, następuje pełne zahamowanie i szybkie tworzenie metalicznych wiązań.

**Okres 6** – okres spęczania, charakteryzujący się oddziaływaniem na powstałe połączenie osiowej siły spęczającej o wartości równej sile tarcia lub większej (zazwyczaj). Ten okres można rozpatrywać jako pewnego rodzaju przeróbkę plastyczną na gorąco złącza zgrzanego tarciowo, zapewniającą polepszenie jego właściwości wytrzymałościowych i plastycznych.

Zwykle okres spęczania trwa kilka sekund i po nim następuje wyjęcie połączonych elementów z uchwytów mocujących.

W procesie zgrzewania do najważniejszych zadawanych parametrów, które zależą od zgrzewanych materiałów i ich geometrii, należą :

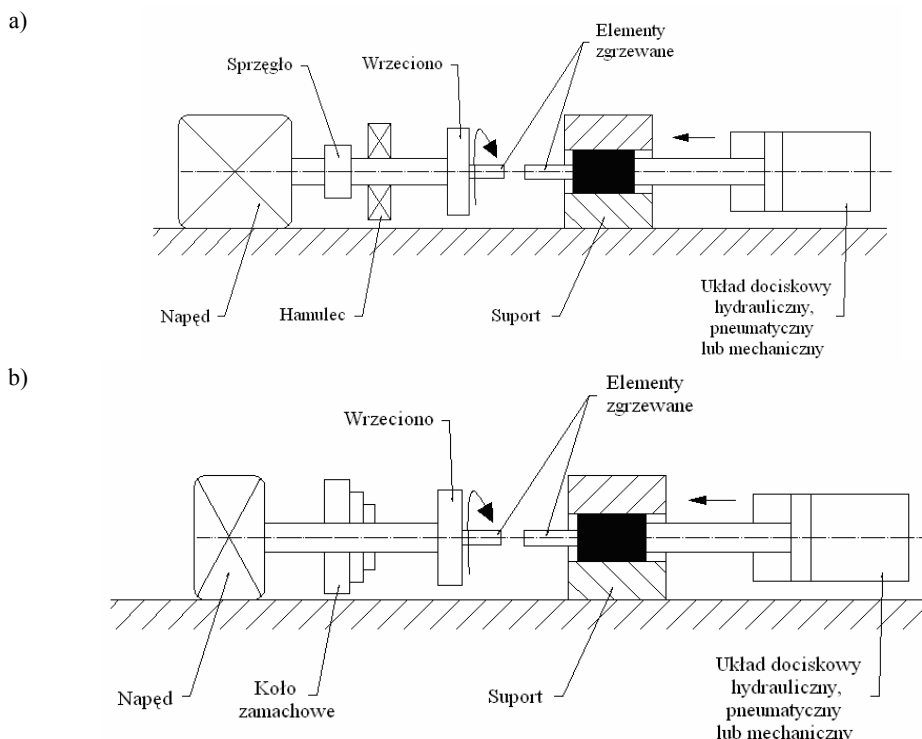
- prędkość obrotowa przedmiotu  $n$ ,
- siła docisku w okresie tarcia  $P_t$ ,
- siła docisku w okresie spęczania  $P_s$ ,
- czas tarcia  $t_t$ ,
- czas spęczania  $t_s$ ,
- skrócenie w okresie tarcia  $s_t$ ,
- czas hamowania  $t_h$ ,
- opóźnienie spęczania  $t_{os}$ .



Najczęściej proces sterowania przebiegiem zgrzewania polega na zadaniu określonego skrócenia elementów  $s_t$ , po którym powinno nastąpić spęczanie. Wtedy czas tarcia jest czasem wynikowym. Innym wariantem sterowania jest zadanie określonego czasu tarcia  $t_t$ , przez co skrócenie zgrzewanych elementów jest wielkością wynikową.

Realizacja konwencjonalnego zgrzewania tarcowego opiera się na rozpędzeniu wrzeciona z zamocowanym przedmiotem do określonej prędkości, zbliżeniu obu elementów do siebie, aż dojdzie do ich styku, przy czym prędkość utrzymywana jest na stałym poziomie, a następnie zatrzymaniu wrzeciona i zwiększeniu docisku (rys. 3.10a). W metodzie tej wykorzystuje się energię pochodzącą z niewyczerpalnego źródła (np. napęd elektryczny, hydrauliczny), dostarczaną przez założony czas, stąd nazywa się tę metodę zgrzewaniem z napędem ciągłym, gdyż prędkość obrotowa ma wartość stałą.

Inercyjne zgrzewanie tarcowe polega na zadaniu maksymalnej prędkości zgrzewanemu elementowi już na początku procesu, dzięki wyposażeniu urządzenia w koło zamachowe, a następnie prowadzeniu procesu do chwili, aż wrzeciono zatrzyma się samoczynnie i wówczas zadaje się nacisk spęczania, czyli prędkość zmniejszy się od wartości maksymalnej do zera. W tej metodzie energia zgromadzona jest w wirujących systemach, stąd nazwa zgrzewania ze zgromadzoną energią. Istotną różnicą w budowie



Rys. 3.10. Schemat zgrzewarki tarcowej: konwencjonalnej (a), inercyjnej (b) (według [21])

urządzeń stosowanych w obu metodach jest sprzęgło i hamulec w konwencjonalnej zgrzewarce tarciowej, które są zastąpione kołem zamachowym w zgrzewarce inercyjnej, co zobrazowano na rysunku 3.10b. Zgrzewanie inercyjne rzadko występuje w Europie, dlatego nie będzie rozpatrywane w dalszej części opracowania.

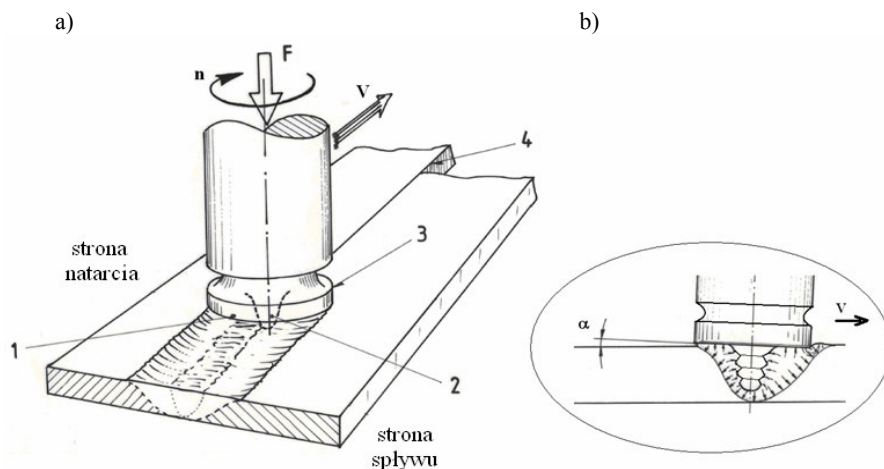
Zgrzewanie tarciove konwencjonalnych materiałów odbywa się zwykle w powietrzu, bez dodatkowych osłon chroniących strefę zgrzewania. Do łączenia materiałów, które łatwo reagują z gazami atmosferycznymi, próbowano zastosować gazy ochronne, przede wszystkim argon, co jednak w niewielkim stopniu zmienia pod względem jakościowym przebieg procesu [32, 44]. Boļšakov pierwszy próbował zgrzewać tarciovo metale trudno topliwe, chcąc ograniczyć szkodliwe oddziaływanie gazów, przeprowadził eksperymenty zgrzewania tarciowego w komorach próżniowych [32, 33]. Jednak komplikuje to znacznie proces zgrzewania.

Pierwsze udane próby zgrzewania metali pod warstwą cieczy, dokonane przez Li-sona [101], doprowadziły do wykonania urządzenia do zgrzewania tarciowego w układzie pionowym, co ułatwia prowadzenie procesu w cieczy. Obszerne badania nad zgrzewaniem w cieczy metali trudno topliwych przedstawił autor w [8].

### 3.2.2. Zgrzewanie FSW

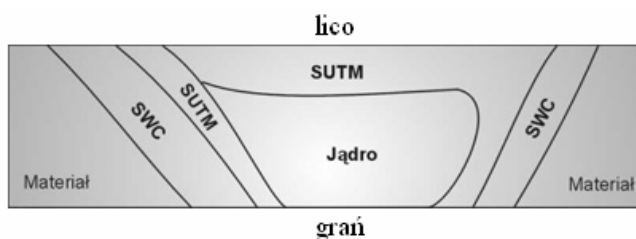
Jedną z najnowszych odmian zgrzewania tarciowego, jest metoda FSW (ang. *Friction Stir Welding* – zgrzewanie tarciove z mieszaniem materiału zgrzeiny), będąca przedmiotem bardzo intensywnych badań w ostatnich latach. Metoda FSW została opracowana i opatentowana w 1991 roku przez Instytut Spawalnictwa (The Welding Institute Ltd.) w Cambridge w Wielkiej Brytanii [169]. Początkowo nie znalazła większego zastosowania w krajach europejskich, chociaż wykazywano wiele jej zalet i korzyści wynikających z jej stosowania w warunkach przemysłowych. Duże nakłady finansowe na rozwój metody FSW, poniesione w minionych latach w Europie, ale przede wszystkim w Japonii i w Stanach Zjednoczonych, pozwoliły na jej intensywny rozwój i wprowadzenie do przemysłu.

W metodzie FSW do wykonania połączenia niezbędne jest wykorzystanie obracającego się narzędzia, zakończonego wieńcem opory i trzpieniem mieszającym, którym penetruje materiał wzdłuż linii styku elementów (rys. 3.11). Wprowadzone w ruch obrotowy narzędzie, po chwili styku doprowadza do nagrzania i uplastycznienia materiału. Obracanie się narzędzia przeciskającego się przez styk dociśniętych do siebie elementów powoduje, że materiał w obszarze oddziaływania narzędzia wprawiany jest w ruch wirowy zgodnie z kierunkiem ruchu narzędzia. Trzpień mieszający ma specjalny kształt, najczęściej stożka gwintowanego, co umożliwi mieszanie materiału i utworzenie zwartej spoiny. Wieniec opory narzędzia, trący o powierzchnie elementów, zabezpiecza obszar zgrzeiny przed utlenianiem, jak również nadaje licu zgrzeiny estetyczny wygląd.



Rys. 3.11. Schemat zgrzewania tarcowego metodą FSW (a): 1 – krawędź tylna wieńca opory, 2 – trzcień mieszający, 3 – wieńiec opory, 4 – łączone krawędzie; powstałe pole naprężeń i kąt nachylenia wieńca (b) (według [21])

W prawidłowo utworzonej zgrzeinie FSW można wyodrębnić kilka charakterystycznych obszarów (rys. 3.12): strefę odkształconego termomechanicznie (SUTM) materiału od strony lica, wyraźnie wyodrębnioną warstwę wymieszanych partii materiału w centralnych obszarach złącza – zwaną jądrem zgrzeiny, strefę odkształconą plastycznie (SUTM) wokół jądra, strefę wpływu ciepła (SWC) i łagodne przejście w materiał podstawowy oraz obszar materiału wokół grani. Wielkość i kształt poszczególnych obszarów w makrostrukturalnej budowie zgrzeiny zależy od kształtu i wymiarów narzędzia, parametrów procesu oraz rodzaju zgrzewanego materiału.

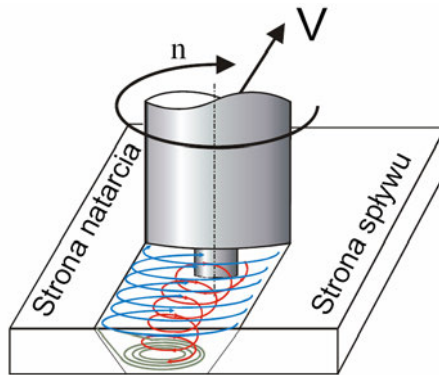


Rys. 3.12. Schemat budowy makrostrukturalnej zgrzeiny powstałej w wyniku zgrzewania metodą FSW (według [135])

Stwierdzono, że najsilniej wymieszany jest obszar centralny złącza, czyli jądro. Jądro to, widoczne na przekroju w postaci koncentrycznych, nie w pełni uformowanych okręgów (rys. 3.13), tworzy się w wyniku przeciskania się materiału wokół trzcienia. Materiał przeciskany wokół trzcienia, w przeciwną stronę względem posuwistego ruchu narzędzia, wprawiany jest również w ruch okrężny, związany z odpowiednio wyprofilowanymi występami trzcienia.

Powyżej jądra występuje warstwa silnie odkształconego materiału, na który oddziałuje głównie wieniec opory. Wielkość oraz kształt wieńca opory wpływa na ilość materiału przemieszczającego się w obszarze lica, od strony spływu ku stronie natarcia. Grubość tej warstwy zależy od wymiarów wieńca i profilu powierzchni styku wieńca z materiałem. W zależności od rodzaju zgrzewanych materiałów warstwa odkształcana wieńcem opory jest bardziej lub mniej widoczna. Jak podano w pracy [135], w przypadku zgrzewania czystego aluminium jest to stosunkowo cienka warstwa metalu dobrze spójna z warstwą jądra. W przypadku twardszych stopów aluminium, poza występowaniem grubej warstwy odkształcanej wieńcem opory, na granicy z jądrem może znajdować się cienka warstwa metalu zawierająca wtrącenia tlenkowe, znacznie osłabiająca wytrzymałość zgrzeiny.

W obszarze grani stopień wymieszania materiału zależy od kształtu i długości trzpienia. Jak zaznaczono, materiał w obszarze oddziaływania narzędzia wprawiany jest w ruch wirowy, zgodnie z kierunkiem ruchu narzędzia. Złożenie ruchów narzędzia i uplastycznionego materiału powoduje, że kierunek ruchu mieszania materiału w jądrze jest przeciwny do kierunku ruchu materiału w obszarze lica (rys. 3.13).



Rys. 3.13. Schemat procesu mieszania materiału podczas zgrzewania FSW (według [134])

Złożony ruch materiału powoduje dosyć dobre wymieszanie materiału w obszarze styku, wiąże się jednak z możliwą nieciągłością budowy strukturalnej zgrzeiny w miejscu styku warstw, przemieszczających się w przeciwnych kierunkach.

W wyniku wymieszania, uplastyczniony materiał zyskuje wysoką temperaturę, która wywołuje powstanie pola naprężeń, a to z kolei rozpoczyna proces dyfuzji. W rezultacie powstaje bardzo dobrej jakości złącze, o dobrych właściwościach mechanicznych, a szczególnie wytrzymałości na rozciąganie, która często przekracza wytrzymałość materiału rodzimego. Wynika to z tego, że mikrostruktura złącza nie jest dendrytyczna, jak w spoinach wykonanych metodami z przetopem, a zrekrytalizowana dynamicznie, o ziarnach osiagających rozmiary ok. 1–10  $\mu\text{m}$ . Zmniejszenie rozmiarów ziaren zwiększa wytrzymałość materiału w zgrzeinie.

Metoda FSW różni się znacznie od metody konwencjonalnego zgrzewania tarcowego, stąd też w procesie występują inne parametry:

- prędkość obrotowa narzędzia  $n$ ,
- prędkość zgrzewania  $V$  – jest uzależniona od grubości i typu materiału,
- kąt nachylenia powierzchni wieńca opory do zgrzewanej powierzchni  $\alpha$ ,
- głębokość penetracji trzpienia w materiale,
- wymiary narzędzia (kształt, średnica i długość trzpienia, kształt i średnica powierzchni opory).

Istotny wpływ na proces tworzenia zgrzeiny wywiera prędkość zgrzewania dobie-rana w ścisłej korelacji z prędkością obrotową narzędzia. Dla stałej prędkości obroto-wej, temperatura materiału w obszarze styku zmienia się w zależności od prędkości zgrzewania.

Ogromny wpływ na jakość zgrzewania metodą FSW ma sztywność zamocowania łączonych elementów. Nagrzewanie i uplastycznianie metalu odbywa się przez tarcie, dlatego w obszarze zgrzewania występują znaczne siły i momenty, które mogą doprowadzić do odkształceń i przemieszczeń zbyt luźno mocowanych elementów. Uchwyty lub szczęki mocujące powinny unieruchomić i zabezpieczyć przed przesuwaniem się poszczególne elementy blach lub cały zespół zgrzewanej konstrukcji.

Ze względu na geometrię narzędzia, metoda stosowana jest zwykle do łączenia do-czołowego blach, przede wszystkim złączy aluminiowych o jednakowych właściwo-ściach, ale również ze stopów magnezu, cyrkonu, miedzi, tytanu oraz stali nierdzewnej [73, 115]. Znajduje także coraz to szersze zastosowanie do wykonywania złączy o róż-nych właściwościach i ma wiele odmian [23–25, 73, 115, 136, 170].



## 4. Zgrzewanie tarciove różnorodnych materiałów

Zgrzewanie tarciove znajduje coraz to większe zastosowanie, w tym również w połączeniach materiałów różnorodnych. Podczas łączenia materiałów o różnych właściwościach pojawiają się problemy w związku z możliwością wystąpienia różnic w twardości, temperaturze topnienia, oraz związane z oddziaływaniem faz międzymetalicznych lub niskiej eutektycznej temperatury topnienia, tworzące się na powierzchni przylegania dwóch materiałów, lub niskiej eutektycznej temperatury topnienia. Niektóre właściwości fizyczne wybranych metali, których zgrzewane tarciove połączenia o różnych właściwościach będą analizowane, przedstawiono w tab. 4.1.

Szczególnie trudne zadanie, związane z uzyskaniem poprawnego złącza, występuje w przypadku układów z fazami międzymetalicznymi, które najczęściej mają dużą twardość, przez co pogarszają właściwości technologiczne złączy. Dobierając odpowiednio parametry procesu spajania można regulować grubość warstw dyfuzyjnych powstających na granicy połączenia [9, 11, 47, 112, 181], co w przypadku zgrzewania tarciove jest jednak bardzo utrudnione przez nierównomierny rozkład ciepła wzdłuż promienia próbki oraz przez przemieszczanie się materiału do wypłytki. W niektórych połączeniach, przez bardzo duże naciski w fazie spęczania, celowo dąży się do usunięcia powstałych faz międzymetalicznych do wypłytki.

W tabeli 4.2 przedstawiono kombinację materiałów zgrzewanych tarciove według normy EN ISO 15620:2000, ale z zastrzeżeniem zamieszczonym w normie, że przedstawiony schemat ideowy nie podaje informacji dotyczącej jakości zgrzein zależnej od ich zastosowania. W rzeczywistości jest to wykaz orientacyjny, a w literaturze można znaleźć też inne kombinacje materiałów, choćby w pracy autora [8].

Znaczna część przykładów badań przytoczonych w pracy, dotycząca zgrzewania konwencjonalnego materiałów różnorodnych, pochodzi z dorobku Autora i została przedstawiona na tle przykładów literaturowych.

W przypadku zastosowania metody zgrzewania tarciove z mieszaniem materiału zgrzeiny (FSW) do wykonania złączy o różnych właściwościach, bardzo duże znaczenie mają parametry przebiegu procesu, takie jak prędkość obrotowa narzędzia oraz prędkość liniowa posuwu. Parametry te wpływają na strukturę złącza, a dokładniej na zachowanie się materiału w trakcie jego plastycznego płynięcia oraz na stopień jego zmieszania. Ważną rolę odgrywa również sam kształt narzędzia, a zwłaszcza kształt trzpienia. Podczas przebiegu procesu powstaje struktura wyglądem przypominająca

Tabela 4.1. Niektóre właściwości fizyczne wybranych metali [8, 48, 79, 96]

Właściwość	Ti	Zr	V	Nb	Ta	Mo	W	Stal X10Cr- NiTi 18,9	Żelazo (czyste)	Miedź	Aluminium
Gęstość [ $10^3 \text{ kg/m}^3$ ]	4,5	6,5	6,0	8,5	16,6	10,2	19,3	7,9	7,8	8,96	2,703
Temperatura topnienia [K]	1941	2125	2008	2773	3269	2898	3683	1723	1773	1356	933,5
Temperatura wrzenia [K]	3273	3850	3273	3573	4373	5103	6173	–	3273	2868	2792
Moduł sprężystości wzdłużnej $E$ [ $10^3 \text{ MPa}$ ]	120,2	98	127,6	104,9	185,7	324	411	199	153,3	125	69
Moduł sprężystości poprzecznej $G$ [ $10^3 \text{ MPa}$ ]	45,6	35	46,7	37,9	69,2	125,6	160,6	78	60,0	48,3	25,5
Liczba Poissona $\nu$	0,361	0,38	0,365	0,397	0,342	0,293	0,28	0,289	0,27	0,343	0,33
Właściwa przewodność cieplna $W/(m \cdot K)$ w zakresie 0–800 K	13	17	30	52	56	133	164	14,65	78	400	237
Współczynnik rozszerzalności liniowej [ $\cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ]	9,4	6,4	8,3	6,2	6,6	5,1	4,4	18,0	11,9	16,6	23,1
Typ struktury	A3* A2	A3** A2	A2	A2	A2	A2	A2	A1	A2 A1***	A1	A1

\* do 1155,5 K ; \*\* do 1138 K ; \*\*\* od 1183 K do 1663 K



Tabela 4.2. Kombinacje materiałów zgrzewalnych tarciove (według EN ISO 15620:2000)

[•] zgrzewalne PM – metalurgia proszków	Spiek wolframu z miedzią PM	Wolfram PM	Tytan i stopy tytanu	Stal automatowa	Stal PM	Staliwo	Stal, wysokostopowa (austenityczna)	Stal, wysokostopowa (ferrytyczna)	Stal, niskostopowa	Stal, niestopowa	Niob	Stopy niklu PM	Nikiel i stopy niklu	Molibden PM	Magnez i stopy magnezu	Miedź i stopy miedzi	Stopy twarde, stale narzędziowe	Żeliwo	Aluminium PM	Aluminium i stopy aluminium
Aluminium i stopy aluminium	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•		•		•	•	•	•	•	•	•
Aluminium PM							•	•	•	•									•	
Żeliwo					•	•	•	•	•	•								•		
Stopy twarde, stale narzędziowe							•	•	•	•							•			
Miedź i stopy miedzi	•	•	•	•	•	•	•	•	•	•						•				
Magnez i stopy magnezu										•					•					
Molibden PM														•						
Nikiel i stopy niklu			•				•	•	•	•			•							
Stopy niklu PM			•					•	•	•		•								
Niob			•				•	•			•									
Stal, niestopowa		•	•	•	•	•	•	•	•	•										
Stal, niskostopowa		•	•	•	•	•	•	•	•											
Stal, wysokostopowa (ferrytyczna)				•	•	•	•	•												
Stal, wysokostopowa (austenityczna)		•	•	•	•	•	•													
Staliwo				•	•	•														
Stal PM				•	•															
Stal automatowa				•																
Tytan i stopy tytanu			•																	
Wolfram PM	•	•																		
Spiek wolframu z miedzią PM	•																			

UWAGA: Przedstawiony schemat ideowy nie podaje informacji dotyczących jakości zgrzein, zależnej od zastosowań.

„krażki cebuli” (z ang. „onion rings”). Nie miało to praktycznie żadnego znaczenia w złączach materiałów tego samego rodzaju, ale w przypadku zgrzewania materiałów różnorodnych wpływa zasadniczo na jakość połączenia.

Do głównych problemów technologicznych, z jakimi można się zetknąć podczas zgrzewania metodą FSW materiałów o różnych właściwościach, zalicza się konieczność stosowania materiału narzędziowego wyższej jakości. Podczas łączenia materiałów o takich samych właściwościach mechanicznych na narzędzia jest stosowany materiał, który spełnia minimalne wymagania wytrzymałościowe. W przypadku łączenia materiałów o różnych właściwościach materiał musi być dostosowany do właściwości materiałowych metalu o większych wymaganiach.

Kolejnym problemem jest temperatura generowana podczas procesu zgrzewania FSW. Parametry procesu muszą być tak dobrane, aby nie była ona zbyt duża. Dla połączeń tych samych materiałów temperatura spajania wynosi około 0,8 bezwzględnej temperatury topnienia. W przypadku zgrzewania różnorodnych materiałów temperatura może być różna i oscylować około 0,7–0,8 temperatury topnienia, a niekiedy może zostać nawet przekroczona. Podczas procesu zgrzewania FSW może wystąpić taki przypadek, że będą dobrane optymalne parametry zgrzewania dla jednego z materiałów łączonych, natomiast nie są optymalne dla drugiego materiału. Może być też sytuacja, że jeden z materiałów osiągnie temperaturę topnienia, co sprawi, że cały proces przestanie być procesem spajania w stanie stałym i nie będzie zachodziło mieszanie pasm materiału i wystąpi zwiększone zjawisko dyfuzji. W takim przypadku mogą zajść w strukturze materiału nieodwracalne zmiany, które znacząco mogą osłabić połączenie po stronie tego materiału. Wzrost temperatury procesu może spowodować także zwiększenie strefy oddziaływania ciepła (strefy wpływu ciepła), a co za tym idzie zmienić również znacznie strukturę materiału poza zgrzeina, co jednoznacznie wpłynie na jakość połączenia [115].

Innym problemem w procesie zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału zgrzeiny może być zwiększona przewodność cieplna jednego z łączonych materiałów, co powoduje konieczność dostarczenia znacznie większych ilości energii cieplnej. Stwarza to konieczność stosowania odpowiedniej modyfikacji narzędzia, kształtu złącza lub parametrów procesu. Spotykane jest to najczęściej w przypadku złączy z miedzią. Istotne jest tu także zagadnienie grubości materiałów łączonych, przy czym w grubościennych złączach należy pamiętać o przestrzennym rozkładzie temperatury. W związku z tym, że w procesie wytwarzania ciepła bierze udział zarówno trzpień, jak i kołnierz narzędzia, największa temperatura występuje na górnej powierzchni złącza. W głębi materiału natomiast ciepło generowane jest jedynie przez trzpień, co sprawia, że temperatura w strefach złącza oddalonych od jego powierzchni jest nieco, a niekiedy znacznie niższa i pomimo specjalnego ukształtowania części roboczej narzędzia temperatura w spodniej części połączenia może nie być wystarczająca do utworzenia prawidłowej zgrzeiny. Może to prowadzić do stanu, w którym w części górnej złącza występuje wysokiej jakości połączenie, a w warstwie dolnej (graniowej) uzyskuje się złącze z licznymi wadami, co wpływa bardzo niekorzystnie na jakość połączenia.

Wymienione problemy sprowadzają się tak naprawdę do odpowiedniego doboru parametrów procesu, co wymaga szczegółowych badań nad ich opracowaniem, aby złącze było prawidłowe zarówno na przekroju poprzecznym, jak i na całej długości połączenia.

Przy analizowaniu przykładów zgrzewania tarciove materiałów o różnych właściwościach przedstawiono parametry łączenia materiałów różnorodnych metodą FSW zaczerpnięte z literatury.

## 4.1. Złącza miedzi

Miedź jest metalem półszlachetnym, odpornym na korozję atmosferyczną, na korozję w wodzie i w wodzie morskiej oraz na działanie kwasów organicznych i alkoholi. Ma doskonale przewodnictwo cieplne ( $400 \text{ W}/(\text{m}\cdot\text{K})$ ) oraz współczynnik rozszerzalności liniowej ( $16,6\cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ). Charakteryzuje się wytrzymałością na rozciąganie, 200–250 MPa, granicą plastyczności około 35 MPa, twardością 45 HB oraz wydłużeniem 30–35%. Po obróbce plastycznej na zimno wytrzymałość miedzi może ulec zwiększeniu do 400–450 MPa, a twardość do 120 HV, kosztem zmniejszonego wydłużenia do 1–2%. Czysta miedź należy do materiałów trudno spawalnych. Największym utrudnieniem jest duże przewodnictwo cieplne, 7–11 razy większe od zwykłej stali. Przy stosowaniu tradycyjnych metod spawanie staje się możliwe po wstępnym podgrzaniu miedzi, często do temperatury powyżej  $600 \text{ }^\circ\text{C}$ , dla elementów o grubości od 5 mm. Kolejną przyczyną utrudnień są naprężenia wewnętrzne, które wywołuje duża rozszerzalność cieplna oraz duży skurcz objętościowy. Można też wymienić takie problemy, jak: gorsze właściwości wytrzymałościowe oraz kruchość w zakresie temperatur 500–600  $^\circ\text{C}$ , dużą skłonność do pochłaniania tlenu w stanie podgrzany oraz wodoru w stanie ciekłym, a także niską temperaturę rekrytalizacji.

W handlu występują trzy podstawowe rodzaje miedzi:

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

W miedzi elektrolitycznej tlen znajduje się w postaci tlenku  $\text{Cu}_2\text{O}$  i w roztworze stałym. W czasie nagrzewania w atmosferach zawierających wodór dochodzi po styku z  $\text{Cu}_2\text{O}$  do reakcji



Powstająca przy tym para wodna jest nierozpuszczalna w miedzi, a w wyniku jej znacznie większej objętości, w miejscu reakcji dochodzi do mikropęknięć zwanych chorobą wodorową miedzi. Graniczna zawartość tlenu, przy której choroba wodorowa nie występuje, wynosi 0,001%, co jest metalograficznie nie do stwierdzenia, gdyż ta ilość tlenu rozpuszcza się w miedzi w temperaturze pokojowej. Aby stwierdzić czy miedź nie zawiera tlenu, poddaje się próbki wyżarzaniu w czasie 30 min, w temperatu-

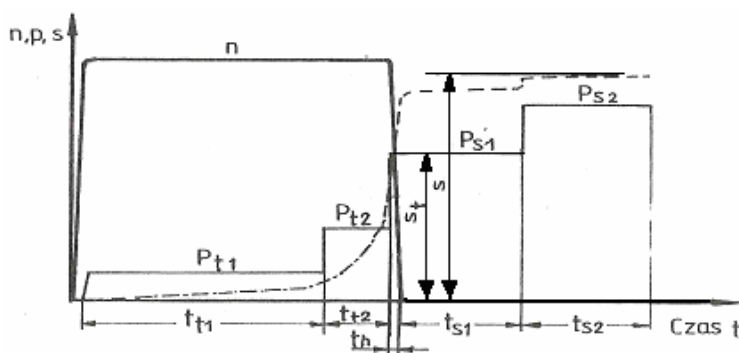
Tabela 4.3. Parametry zgrzewania tarcowego o różnych właściwościach złączy miedzi oraz ich właściwości wytrzymałościowe (oznaczenia parametrów według rys. 4.1)

Lp.	Materiały zgrzewane	Docisk tarcia		Czas tarcia $t_1/t_2$ s	Docisk speczania $P_{s1}/P_{s2}$ MPa	Skrócenie $s/s$ mm	Wytrzymałość		Kąt zgięcia °	Źródło
		$P_{t1}/P_{t2}$ MPa	$R_m$ MPa							
1	Al99,8 / SF-Cu	44/59	5,4/0,2	140	12,2/31,7	73	≥140	wł.		
2	Al99,8 / SF-Cu	38	5,4/0,2	80	4,9/18,3	≥140	≥140	wł.		
3	AlE / MIE	40		110	20	45	[92]			
4	AlE / MIE	30		120	14	60	[92]			
5	AlE / MIE	30		200	15	180	[92]			
6	AlE / MIE	35	3	150			[114]			
7	Al99,5 / E-Cu*	**	0,7	75	4/6,8	82	[121]			
8	AlMg3 / SF-Cu	46,7/80	5,4/0,2	200	2,3/17,6	152	0	wł.		
9	AlMg3 / SF-Cu*	46,7/80	5,4/0,2	200	2,7/21,3	0	0	wł.		
10	AlMg3 / E-Cu57*	46/55	2,0/0,1	200	2,6/21,4	0	0	wł.		
11	AlMg3 / E- Cu57*	47/83	1,0/0,2	200	1,9/19,5	0	0	wł.		
12	AlMg3 / E- Cu57*	56/79	0,5/0,2	200	1,6/17,3	0	0	wł.		
13	AlMg3 / E- Cu57	47/79	2,0/0,2	200	1,7/9,8	0	0	wł.		
14	AlMg3 / E-Cu*	***	0,8	165	4/5,8	164	[121]			
15	AlMgSi0,5 / E-Cu*	***	0,7	165	4/7,6	150	[121]			
16	miedz M1 / Si2*	25	5,3	160	12	230	[114]			
17	miedz OF-Cu / stal 235	30		180			[76]			
18	E-Cu57 / stal X10CrNi189*	22,6/41	9/1,2	47,7/80	9,3/15,3	219	> 120	[8, 16]		
19	CuCr1Zr1/ stal X4CrNiMo17-12-2**	353	2	608		544	[173]			
20	SF-Cu / stal 42CrMo4*	25/32	6/035	83	4,4/8,6	279	wł.			
21	SF-Cu / niob	27/54	6/1,4	121	9,6/19	279	[8]			
22	SF-Cu / wanad	32/31	8/1,1	74/93	8,7/15,8	162	[8]			
23	TZM / miedz	21/28	12,5/23,3	61/78	6/8,7	180	[8]			
24	wolfram / miedz	20/51	10/25,2	123	19,8/30,8	63	[8]			

Prędkość obrotowa  $n = 720 \text{ min}^{-1}$ , dla złączy oznaczonych: \*  $n = 1500 \text{ min}^{-1}$ , \*\*  $n = 2000 \text{ min}^{-1}$ ,  
 czas speczania ( $t_{s1}, t_{s2}$ ) = 10 s, \*\*\* proces zgrzewania prowadzony przy prędkości skracania  $7,0 \text{ mm s}^{-1}$ ,  
 wł. – opracowanie własne.

rze 850 °C, w atmosferze suchego wodoru, a następnie bada się je metalograficznie lub poddaje próbie zginania. Wodór, wskutek jego małego promienia atomowego, może szybko przenikać do miedzi. Jeżeli w wysokiej temperaturze do miedzi zawierającej tlen dostanie się więcej niż  $5,6 \cdot 10^{-2}$  % at. wodoru, to występuje kruchość połączenia [42]. Z tego względu do połączeń spawanych i lutowanych zaleca się stosowanie miedzi beztlenowej odtlenionej fosforem lub beztlenowej – odtlenionej próżniowo.

W przypadku, gdy należy łączyć metodami spawalniczymi miedź elektrolityczną, stosowaną powszechnie w elektrotechnice, np. w budowie elementów maszyn elektrycznych, szynoprzewodów, w celu uniknięcia choroby wodorowej zaleca się spajanie metodami nie wprowadzającymi wodoru, takimi jak lutowanie beztopnikowe próżniowe lub indukcyjne, spawanie wiązką elektronową lub TIG. Powszechnie stosuje się też proces zgrzewania tarciovego do łączenia elementów z miedzi elektrolitycznej zwłaszcza do jej połączeń z innymi metalami [123, 146]. Badania autora [3, 8, 16] wykazały możliwość wystąpienia zjawiska choroby wodorowej w zgrzewanych tarcioveo złączach o różnych właściwościach miedzi elektrolitycznej (E-Cu), natomiast jej brak po zastosowaniu miedzi odtlenionej fosforem (SF-Cu) oraz miedzi beztlenowej (OF-Cu), na co nikt wcześniej nie zwrócił uwagi w odniesieniu do procesu zgrzewania tarciovego.



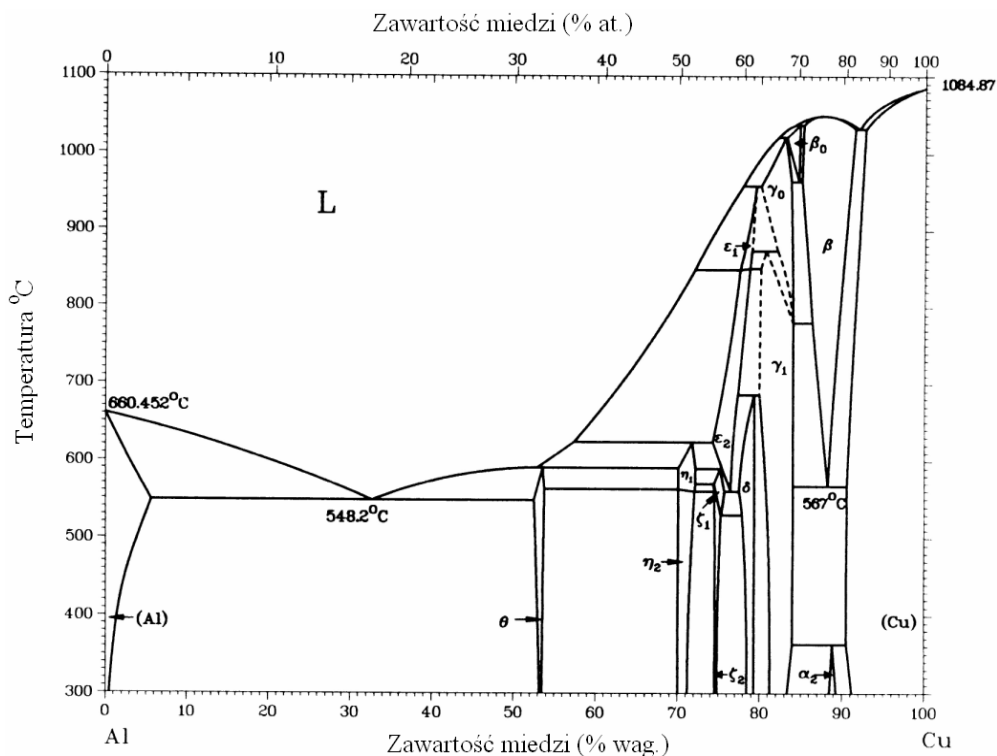
Rys. 4.1. Schemat oznaczeń parametrów procesu zgrzewania tarciovego konwencjonalnego (według [8])

#### 4.1.1. Miedź–aluminium i stopy aluminium

Aluminium oraz miedź, ze względu na specyficzne właściwości fizyczne, dużą przewodność cieplną i elektryczną, stosunkowo małą wytrzymałość, dobrą plastyczność, są uważane za trudno zgrzewalne. Zgrzewanie tych dwóch metali ze sobą jest dodatkowo utrudnione znacznymi różnicami twardości, przewodności elektrycznej i cieplnej oraz temperatury topnienia. Do ich łączenia konieczne jest stosowanie specjalnych zabiegów technologicznych, pozwalających na uzyskiwanie połączeń o wysokiej i powtarzalnej jakości. Połączenie bimetaliczne miedź–aluminium należy do najważniejszych połączeń miedzi z innymi metalami, co wynika z jego szerokiego

zastosowania w elektrotechnice, elektronice, wymiennikach ciepła itd. Dotychczas w produkcji złączy aluminium–miedź były stosowane przede wszystkim metody lutowania, zgrzewania zgniotowego (w procesach obróbki plastycznej) i rezystancyjnego. Istnieje także możliwość łączenia aluminium z miedzią metodą zgrzewania tarcowego konwencjonalnego i z mieszaniem materiału zgrzeiny.

Z analizy układu równowagi aluminium–miedź wynika, że w zakresie mniejszym od około 67% wag. Al występują fazy międzymetaliczne  $Cu_nAl_m$  (rys. 4.2).

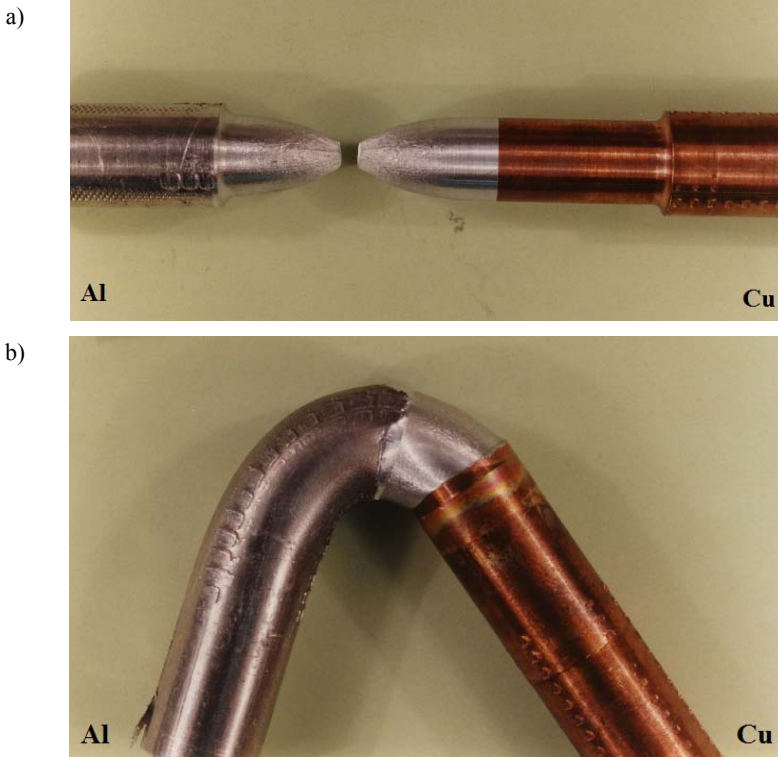


Rys. 4.2. Wykres równowagowy układu aluminium–miedź (według [111])

### Zgrzewanie tarcowe konwencjonalne

Badania własne zgrzewania tarcowego, przeprowadzone na próbkach o średnicy 30 mm złączy miedź odtleniona fosforem (SF-Cu)–aluminium (Al 99,8), (parametry zgrzewania podane w tab. 4.3) wykazały, że podczas zgrzewania skrócenie po stronie aluminium wynosiło od 18,3 do 31,7 mm, w zależności od zastosowanych docisków w czasie fazy tarcia i fazy spęczania. Złącza charakteryzowały się wytrzymałością na rozciąganie około 73 MPa, a zerwanie następowało w materiale rodzimym po stronie aluminium (rys. 4.3a). Technologiczna próba zginania potwierdziła bardzo dobre właściwości plastyczne połączenia, kąt zgięcia wynosił ponad 140°, przy czym odkształcenie zachodziło po stronie aluminium (rys. 4.3b).

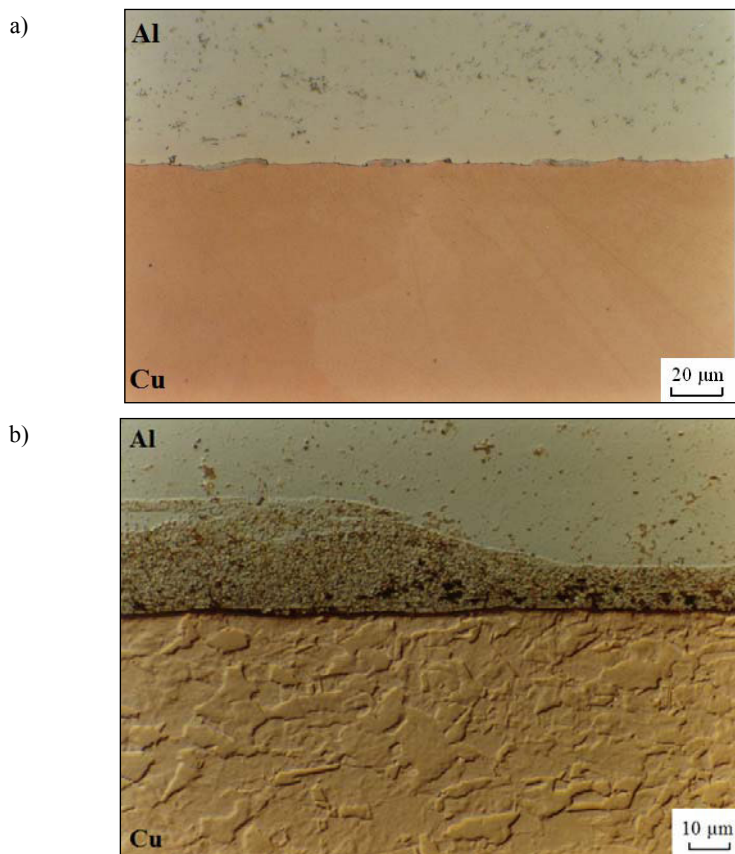
Badania mikroskopowe wykazały występowanie na powierzchni łączenia nieciągłych odcinków z fazami międzymetalicznymi po stronie aluminium o grubości ok.  $2\ \mu\text{m}$  i długości  $10\text{--}30\ \mu\text{m}$ , zajmujących około 30% powierzchni połączenia (rys. 4.4a).



Rys. 4.3. Widok próbek złączy aluminium–miedź zgrzewanych tarciove, po statycznej próbie rozciągania (a) i technologicznej próbie zginania (b)

W poradniku [92] podano zalecenia technologiczne co do uzyskania dobrych jakościowo połączeń aluminium z miedzią:

- powierzchnia tarcia elementu miedzianego powinna być przygotowana przez toczenie w celu zachowania prostokątności w stosunku do osi obrotu,
- zaleca się wyżarzanie miedzi w temperaturze  $600\text{--}700\ \text{°C}$  w czasie  $0,5\text{--}1,0\ \text{h}$ , z następnym ochłodzeniem w wodzie,
- usunięcie tlenków z powierzchni trących,
- powierzchnia tarcia elementu aluminiowego powinna być dokładnie odtłuszczona,
- element aluminiowy należy umieścić w kształtującej stalowej tarczy oporowej, przy czym zaleca się, aby średnica elementu aluminiowego była o  $1,5\text{--}2,0\ \text{mm}$  większa od średnicy elementu miedzianego,
- procesem należy sterować wielkością skrócenia elementów.



Rys. 4.4. Mikrostruktura złączy zgrzewanych tarciowo miedź SF-Cu–aluminium (a) oraz miedź SF-Cu–stop aluminium 5754 (AlMg3) (b)

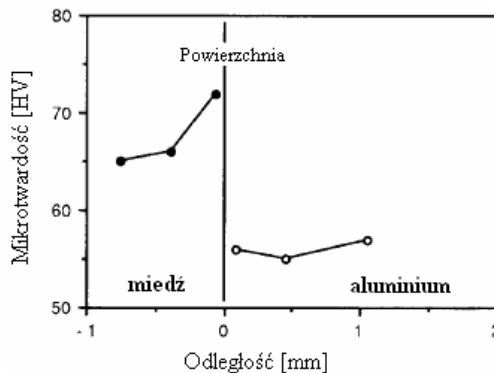
Parametry zgrzewania tarciowego miedzi z aluminium oraz uzyskane właściwości mechaniczne złączy wykonanych według wymienionych zaleceń, przedstawiono w tab. 4.3 ( $n = 1000 \text{ min}^{-1}$ ). Widać, że dłuższy czas zgrzewania (parametry 3, według tab. 4.3) zastosowane do zgrzewania tych materiałów, charakteryzujące się znacznym skróceniem elementów (20 mm), prowadzą do małej plastyczności złącza (kąt zgięcia ok.  $45^\circ$ ). Skrócenie czasu tarcia, przy zmniejszonym skróceniu sumarycznym do ok. 15 mm i przy znacznym wzroście nacisków w fazie spęczania (do 200 MPa), powoduje uzyskanie złączy charakteryzujących się kątem zgięcia do równoległości ramion (parametry 5, według tab. 4.3). Jest to zapewne spowodowane zmniejszeniem grubości warstwy faz międzymetalicznych występujących na powierzchni połączenia.

Technologia zgrzewania aluminium A1E (30 HV) z miedzią M1E (80 HV) o średnicy 20 mm, opracowana w Polsce [114] do łączenia elementów linii wysokonapięciowych, przewidywała pogrubienie aluminiowego elementu do 24 mm na długości ok. 14 mm. Parametry zgrzewania (nr 6, tab. 4.3) zapewniają uzyskanie złączy o wytrzy-



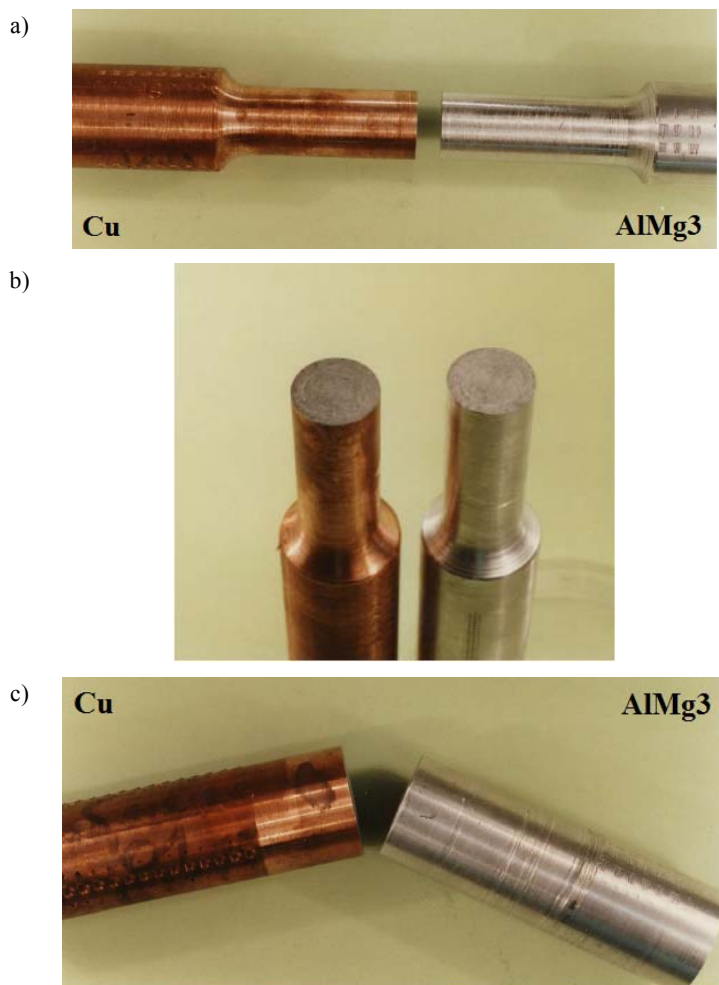
małości na rozciąganie równej materiałowi rodzimemu (aluminium), a także charakteryzujących się dużą plastycznością i przewodnością elektryczną.

Yilbas i inni [188, 189] prowadzili badania dotyczące zgrzewania tarciovego aluminium z miedzią przy stosowaniu 3 różnych prędkości obrotowych (2000, 2500 i 2800  $\text{min}^{-1}$ ) i różnych nacisków tarcia i czasu tarcia (4, 7 i 10 s). Podczas badania wpływu parametrów zgrzewania tarciovego na właściwości złącza stwierdzono, że zwiększenie prędkości obrotowej oraz docisku podczas okresu tarcia powoduje zmianę warunków w obszarze zgrzewania w takim stopniu, że ogranicza temperaturę, wskutek czego dochodzi do zminimalizowania tworzących się związków międzymetalicznych. Zaobserwowano, że wraz ze wzrostem prędkości obrotowej zmniejsza się mikroporowatość, a złącza mają dobrą wytrzymałość na rozciąganie. Stwierdzono, że na powierzchni przylegania występuje warstwa związków międzymetalicznych, której grubość wzrasta wraz ze wzrostem prędkości obrotowej i zmniejszeniem docisku tarcia, co prowadzi do gorszych właściwości mechanicznych złączy. Pomiar mikrotwardości (rys. 4.5) wskazuje na nieznaczne zmiany twardości, co autorzy tłumaczą dużym współczynnikiem przewodności cieplnej zgrzewanych materiałów. Należy zauważyć, że nie analizowano bardzo dokładnie samej strefy na powierzchni złącza, w tym nie dokonano pomiarów mikrotwardości w strefie wystąpienia faz międzymetalicznych.



Rys. 4.5. Wyniki badań mikrotwardości dla złącza miedź-aluminium (według [189])

Znacznie większe problemy występują w przypadku zgrzewania tarciovego stopów aluminium z miedzią [110]. Próby zgrzewania tarciovego stopu aluminium 5754 (AlMg3) z miedzią w gatunkach SF-Cu jak i E-Cu57, przeprowadzone przez autora, po zastosowaniu różnych parametrów zgrzewania: czas tarcia 0,7–5,6 s, prędkość obrotowa 715 i 1500  $\text{s}^{-1}$ , (tab. 4.3, parametry nr 8–14), pozwoliły na otrzymanie złączy o wytrzymałości na rozciąganie 152 MPa, ale złom następował na powierzchni łączenia, bez widocznego odkształcenia w materiale rodzimym (rys. 4.6).



Rys. 4.6. Widok próbek złącza stop aluminium 5754 (AlMg3)–miedź SF-Cu zgrzewanego tarcio, po statycznej próbie rozciągania (a, b) i technologicznej próbie zginania (c)

Na powierzchni przelomu, po stronie miedzi, występował biały osad (rys. 4.6b). Przeprowadzona technologiczna próba zginania wykazała prawie zerowy kąt zgięcia (rys. 4.6c), przy czym pęknięcie następowało po stronie stopu aluminium, w bezpośrednim sąsiedztwie powierzchni połączenia. Obserwacje mikroskopowe wykazały istnienie ciągłej strefy dyfuzyjnej po stronie aluminium, o szerokości ok. 20  $\mu\text{m}$ , z licznymi pustkami i śladami płynięcia materiału (rys. 4.4b). Właśnie na granicy stop aluminium AlMg3–strefa dyfuzyjna przebiegało pęknięcie w statycznej próbie rozciągania i technologicznej próbie zginania. Z badań metalograficznych wynika, że w przypadku prędkości obrotowej 750  $\text{min}^{-1}$  tworzy się węższa strefa dyfuzyjna (ok. 2–3  $\mu\text{m}$ ), natomiast podczas zgrzewania tarcioowego z prędkością 1500  $\text{min}^{-1}$  – strefa dyfuzyjna ma szerokość ok. 20  $\mu\text{m}$ . Większa prędkość obrotowa powoduje nieznaczne

większe skrócenie próbek (próbki 8 i 9 oraz 10 i 13 z tab. 4.3). Przyczyną takich właściwości mechanicznych złączy stop aluminium AlMg3–miedź jest występowanie na granicy połączenia większej liczby faz międzymetalicznych niż w przypadku zgrzewania tarciowego czystego aluminium z miedzią (rys. 4.4).

Sygnalizuje o tym zjawisku także Na [121], który wykonywał poprzez zgrzewanie tarciove złącza aluminium i stopów AlMgSi0,5 oraz AlMg3 z miedzią w gat. E-Cu, z parametrami podanymi w tabeli 4.3 (parametry nr 14 i 15). Wyniki badań właściwości mechanicznych wykazały, że wytrzymałość złączy wynosiła od 82 MPa, dla złączy aluminium, do 163 MPa dla złączy AlMg3–E-Cu, ale przewężenie wynosiło dla złączy z AlMg3 – 0%, przy bardzo niewielkiej pracy łamania (0,9–3,5 J). W przypadku złączy miedzi z aluminium i stopem AlMgSi0,5 uzyskiwano pracę łamania od 0 do ponad 49 J, w zależności od sposobu przygotowania powierzchni łączenia.

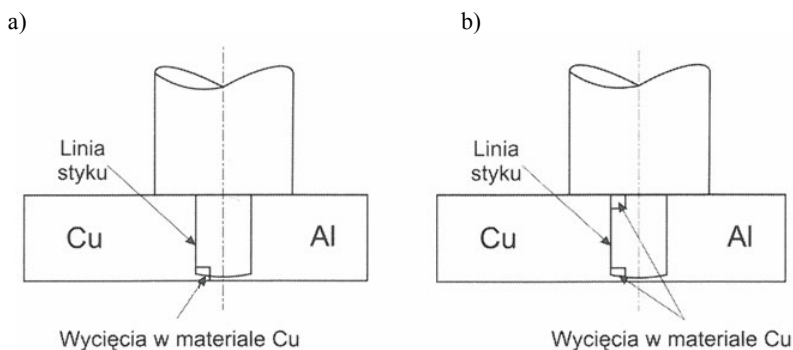
### Zgrzewanie metodą FSW

W pracy [136] podano wyniki badań zgrzewania tarciowego blach aluminiowych z miedzianymi metodą FSW, doczołowych złączy o grubości 4 mm i zakładkowych złączy (stosowano blachy aluminiowe EN AW-1050A (Al99,5) i miedziane M1E (Cu 99,9E)).

Do zgrzewania zastosowano konwencjonalne narzędzia mieszające (trzcpien walczkowaty z nacięty m na powierzchni gwintem, osadzony na wieńcu opory z nacięty m na powierzchni roboczej gwintem spiralnym) wykonane ze stali szybko tnącej oraz narzędzia specjalne. Badania mechanizmu tworzenia zgrzeiny czołowej FSW miedz–aluminium wykonano przy:

- zastosowaniu różnych parametrów zgrzewania (prędkości obrotowej  $V_n$  – 560–1800  $\text{min}^{-1}$  i liniowej  $V_z$  – 90–360  $\text{mm/min}$ ),
- prowadzeniu narzędzia w różnym usytuowaniu względem styku płyt.

Poprawne zgrzeiny uzyskano w przypadku, gdy trzcpien narzędzia penetrował materiał w sposób pokazany na rysunku 4.7.



Rys. 4.7. Usytuowanie narzędzia względem styku podczas zgrzewania płyt aluminiowych z miedzianymi z zastosowaniem wybrania w aluminium i wypustu w miedzi od strony grani (a) i od strony grani i lica (b) (według [136])

Zgrzewanie doczołowe płyt aluminiowych z miedzianymi jest możliwe przy specjalnym ukształtowaniu powierzchni styku łączonych elementów, to jest z wybraniem w aluminium i wchodzącym w to miejsce wpustem z miedzi. W tabeli 4.4 przedstawiono wybrane wyniki zgrzewania metodą FSW płyt o grubości 4 mm wykonanych z aluminium i miedzi. Uzyskano dobre właściwości wytrzymałościowe złącza (wytrzymałość zgrzewanych złączy aluminium z miedzią w próbie rozciągania sięgała wytrzymałości zgrzeiny aluminium o jednakowych właściwościach wykonanej metodą FSW, czyli około 95% wytrzymałości aluminium) oraz dużą plastyczność w obszarze zgrzewania. Kąt zgięcia, przy średnicy trzpienia 16 mm dla blachy o grubości 4 mm, przekraczał 130°. W próbach rozciągania próbek wyciętych z blach zgrzewanych liniowo zerwanie następowało poza obszarem styku zgrzewanych materiałów (w strefie wpływu ciepła, po stronie aluminium). Stwierdzono, że SWC jest najslabszym obszarem złącza uzyskiwanego dla blach aluminiowych również innymi metodami spawalniczymi.

Struktura zgrzeiny zależy od przygotowania powierzchni styku blach oraz sposobu prowadzenia narzędzia w obszarze tworzenia zgrzeiny. Jak wynika z badań metalograficznych, zgrzanie blachy miedzianej z aluminiową ma cechy dobrego zgrzania zgniotowego. W materiale aluminium występuje obszar zawierający bardzo rozdrobnione partie materiału miedzi. Ułożenie drobin miedzi wskazuje na ruch materiału podczas nagrzewania obszaru zgrzeiny trzpieniem narzędzia. Nagrzanie wymieszanych partii obu metali doprowadza do wystąpienia, w ograniczonym obszarze, skupisk faz międzymetalicznych lub stopów obu metali. Struktury te są rozłożone w obszarze zgrzeiny dosyć równomiernie, co nie wpływa na wytrzymałość całego złącza. Analiza metalograficzna zgrzeiny wyciętej ze złącza poddanego uprzednio próbie rozciągania wykazała, że wokół drobin miedzi mogą istnieć pewne drobne pustki. Są to jednak tak niewielkie nieciągłości struktury, że nie wpływają na pogorszenie przewodności elektrycznej ani na właściwości wytrzymałościowe złącza [136]. Zaobserwowano, że w przypadku zgrzewania metodą FSW następuje pewne zmniejszenie grubości materiału w obszarze styku blach związane z oddziaływaniem wieńca opory narzędzia. Wynika to z istoty metody FSW, gdyż penetracji narzędzia w materiale oraz oddziaływaniu wieńca opory na powierzchnie łączonych płyt towarzyszą pewne odkształcenia powierzchni blachy aluminiowej i związana z tym nieznaczna utrata grubości.

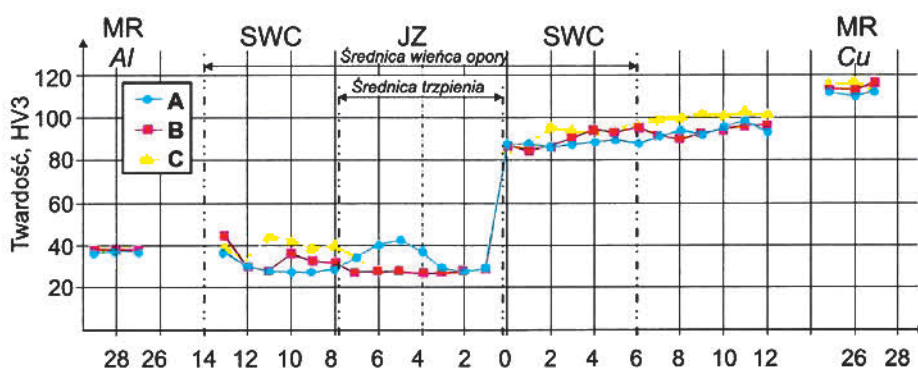
Proces zgrzewania doczołowego metodą FSW autorzy sprawdzili także dla płyt o grubości 6 mm i 10 mm. W każdym przypadku, przy prawidłowej konfiguracji styku płyt aluminiowych z miedzianymi i przy odpowiednim zestawie parametrów procesu, można było uzyskać złącze o wysokiej i powtarzalnej jakości.

Wyniki pomiarów twardości obszaru zgrzewania w dolnej, środkowej i górnej części złącza przedstawiono na rysunku 4.8. Twardość materiału podstawowego aluminium (MR) wynosi ok. 40 HV3, miedzi ok. 115 HV1. W aluminium widoczne jest zmniejszenie twardości w SWC i jej zwiększenie w tak zwanym jądrze, wyraźnie widoczne od strony grani. Miedź w obszarze SWC i w strefie do 25 mm od zgrzeiny wykazuje zmniejszenie twardości, związane z cyklem cieplnym zgrzewania.

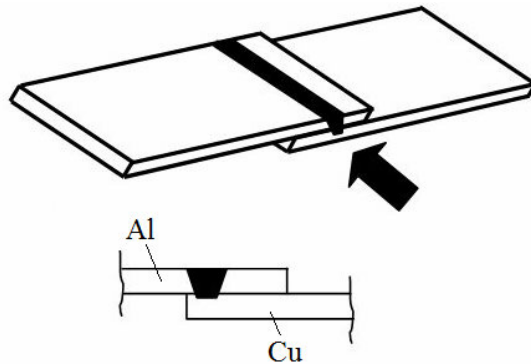
Tabela 4.4. Parametry zgrzewania tarciove doczołowego metodą FSW blach aluminiowych z miedzianymi oraz wyniki badań złączy zgrzewanych

Lp.	Grubość mm	Prędkość liniowa mm/min	Prędkość obrotowa min <sup>-1</sup>	Kąt zgięcia °	Miejsce zerwania	R <sub>m</sub> MPa	Powierzchnia lica
1	4	180	560	50	zgrzeina	(50; 56; 50) 52	gładka
2	4	280	560	60	częściowo SWC i zgrzeina	(55; 65; 40) 53	chropowata
3	4	355	560	90	częściowo SWC i zgrzeina	(50; 45; 46) 47	chropowata
4	4	180	710	130	SWC	(75; 80; 70) 75	chropowata
5	4	280	710	130	SWC	(88; 85; 80) 84	gładka
6	4	355	710	130	SWC	(85; 80; 88) 84	gładka
7	4	180	1120	45	zgrzeina	(35; 35; 45) 38	gładka
8	4	280	1120	50	zgrzeina	(50; 40; 50) 47	gładka
9	4	355	1120	90	zgrzeina	(42; 64; 50) 52	gładka
10	6	100	600	180			
11	3	150	950				

Parametry 1–9 według [136], parametry 10 – według [185], parametry 11 – według [105]



Rys. 4.8. Wyniki pomiarów twardości w złączy Al-Cu w obszarze grani (A), w środku (B) i poblizu lica (C) zgrzeiny (według [136])



Rys. 4.9. Schemat zgrzewania tarcowego metodą FSW złącza zakładkowego

Zgrzewanie na zakładkę blach aluminiowych z miedzianymi jest możliwe w przypadku prowadzenia procesu zgrzewania z zastosowaniem właściwej długości trzpienia narzędzia (rys. 4.9). Nagrzewanie i uplastycznianie blachy aluminiowej odbywa się całą długością trzpienia oraz dolną powierzchnią wieńca opory. W przypadku odpowiedniej długości trzpienia jego dolna powierzchnia powinna jedynie oczyszczać powierzchnię płyty miedzianej, nagrzewając oczyszczony obszar przez tarcie. Zbyt głębokie jego wnikanie w materiał płyty miedzianej powoduje zbyt silne nagrzanie miedzi i jej odkształcenie. Możliwe jest w tym przypadku występowanie drobnych pustek i nieciągłości, mogących mieć wpływ na przewodność elektryczną złącza. Zakleszczenie odkształconych partii zgrzewanych metali w złączu gwarantuje jednak wystarczającą wytrzymałość na rozciąganie.

W materiale zgrzeiny zaobserwowano również wtrącenia metaliczne pochodzące z materiału narzędzia. Zjawisko to występowało zarówno podczas zgrzewania na zakładkę, jak również podczas zgrzewania doczołowego. Jednak w większym stopniu widoczne było w zgrzewaniu doczołowym, w którym końcówka trzpienia wchodziła w styk z materiałem miedzi. Ze względu na budowę strukturalną zgrzeiny lub jakość złącza nie miało to dużego znaczenia. Zjawisko to jednak świadczy o zużywaniu się narzędzia wykonanego z konwencjonalnej stali szybko tnącej i może, w pewnych specyficznych przypadkach, przysporzyć problemów.

Wyniki dotychczas przeprowadzonych prac pozwoliły zespołowi z Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach na sformułowanie następujących wniosków:

- Metoda zgrzewania FSW może być zastosowana do wzdluznego łączenia blach i płyt aluminiowych z miedzianymi. Można uzyskać zarówno złącza doczołowe, jak i zakładkowe, o powtarzalnej i wymaganej jakości.
- Odpowiednio wytrzymałe złącze doczołowe odznacza się wysoką plastycznością i przewodnością elektryczną. Można je uzyskać, stosując proporcjonalne nagrzanie i uplastycznienie metali obu zgrzewanych elementów na całej powierzchni styku.
- W procesie zgrzewania doczołowego blach i płyt, trzpień prowadzony w materiale aluminium powinien częściowo penetrować materiał miedzi od strony grani, generując dodatkową ilość ciepła w obszarze styku.

- W procesie zgrzewania na zakładkę blachy aluminiowej z płytą miedzianą połączenie o cechach zgrzeiny zgniotowej, uzyskane w miejscu tarcia trzpienia o płytę miedzianą, może mieć wymaganą jakość, jeśli następuje skuteczne oczyszczenie i nagrzanie dolną powierzchnią trzpienia górnej powierzchni płyty miedzianej.

Konieczne są dalsze prace nad opracowaniem najkorzystniejszego kształtu narzędzia uplastyczniającego obszar zgrzewania oraz takich warunków prowadzenia procesu, które pozwoliłyby na uzyskiwanie zgrzein liniowych o wysokiej i powtarzalnej jakości w szerszym zakresie parametrów zgrzewania.

W badaniach prowadzonych w Chinach stwierdzono także bardzo dobrą jakość złączy stopów aluminium–miedź wykonanych metodą FSW. W pracy [186], podczas badań złączy stop aluminium 1060–miedź, zgrzewanych tarciove z mieszanym materiału zgrzeiny (parametry 10, tab. 4.4), stwierdzono występowanie cienkiej, o grubości poniżej 1  $\mu\text{m}$ , warstwy faz międzymetalicznych  $\text{Al}_2\text{Cu}$  i  $\text{Al}_4\text{Cu}_9$ , co świadczy o występowaniu procesu dyfuzyjnego między spajanymi materiałami.

Obszerne badania nad charakterystyką przebiegu procesu i mikrostruktur powstających w zgrzewanych tarciove metodą FSW złączach stop aluminium 6061–miedź, dla blach o grubości 12,7 mm, przedstawiono w [94, 130]. Stwierdzono, że mechanicznie wymieszana strefa w złączu stopu aluminium 6061 oraz miedzi zawiera przede wszystkim związki międzymetaliczne, takie jak  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{CuAl}$ , a także  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$ , występujące wraz z niewielkimi ilościami  $\alpha\text{-Al}$  oraz roztworem stałym aluminium w miedzi. W dolnej części złącza występują zdeformowane warstwy miedzi, charakteryzujące się dużą rozpuszczalnością w aluminium. Strefa zmieszana  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  oraz roztwór stały miedzi wskazują, że struktura ta formuje się w miedzi, w bliskim sąsiedztwie dolnej warstwy zgrzeiny, co jest spowodowane mechaniczną integracją aluminium wewnątrz miedzi. Obecność faz występujących w zgrzeinie może być wytłumaczona na podstawie binarnego diagramu równowagi fazowej Al–Cu (rys. 4.2), zakładając, że kompletna równowaga fazowa jest osiągnięta w stanie ciekłym, ale nie podczas chłodzenia w stanie stałym. Zdaniem autorów główne dendryty  $\alpha\text{-Al}$ ,  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{CuAl}$  oraz eutektyka  $\alpha\text{-Al}/\text{CuAl}_2$  podczas procesu utwardzania formują się w zgrzeinie. Krystalizacja oraz rozrost  $\text{Cu}_9\text{Al}_4$  następuje prawdopodobnie w wyniku mechanicznego zmieszania materiału w stanie stałym, a także rozpuszczania się aluminium i miedzi podczas wzrostu temperatury.

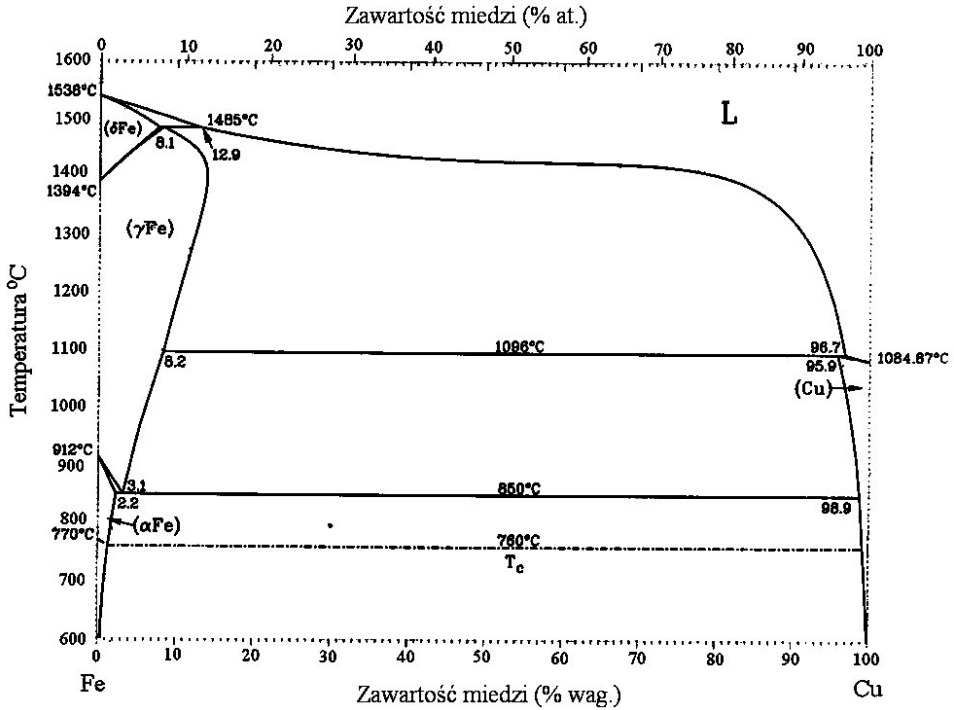
Stwierdzono różnice w twardości, odpowiednio dla różnych mikrostruktur oraz form płynięcia materiału, mieszczące się w przedziale 136–760 HV 0,2.

Zmierzone, maksymalne wartości temperatury w strefie zgrzeiny, po stronie stopu aluminium 6061 wynosiły więcej niż 580 °C, czyli znacznie więcej niż wynosi temperatura topnienia eutektyk Al–Cu oraz niektórych hipo- i hipereutektycznych stopów. Największe temperatury odnotowywano zawsze w strefie pomiędzy narzędziem a metalem zgrzeiny.

W innych badaniach [105] zgrzewanych złączy stop aluminium 5A06–miedź w stanie T2, nie stwierdzono faz międzymetalicznych, a wytrzymałość na rozciąganie złącza (parametry 11, tab. 4.4), była równa wytrzymałości miedzi i 94% wytrzymałości stopu aluminium.

## 4.1.2. Miedź–stal

Złącza miedź–stal, a przede wszystkim miedzi ze stalą austenityczną, należą do często występujących w połączeniach zgrzewanych tarciovo, co wynika z ich szerokiego zastosowania w elektrotechnice, elektronice, wymiennikach ciepła itd. Z analizy układu miedź–żelazo wynika, że występuje ograniczona rozpuszczalność miedzi w żelazie oraz brak jest faz międzymetalicznych (rys. 4.10).



Rys. 4.10. Układ równowagowy miedź–żelazo (według [111])

Ze względu na różne mikrostruktury, które mogą wystąpić w złączach po stronie stali, należy rozróżnić zgrzewanie tarciovo miedzi ze stalami konstrukcyjnymi niestopowymi niskowęglowymi, średniowęglowymi i ze stalami wysokostopowymi austenitycznymi.

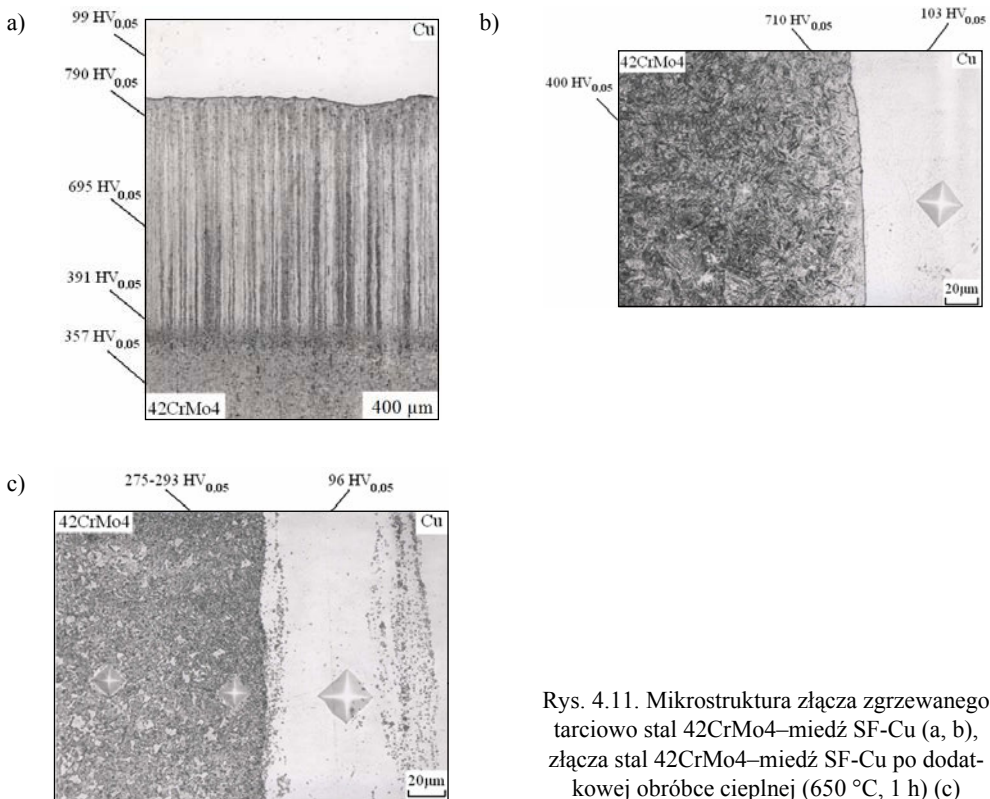
**Miedź–stal niestopowa niskowęglowa.** W tym przypadku w strefie połączenia, po stronie stali, nie powstają twarde struktury hartownicze, gdyż uniemożliwia to mały równoważnik węgla. Stąd już w początkowym okresie wprowadzania zgrzewania tarciovo jako procesu łączenia, uzyskiwano z powodzeniem poprawne połączenia, bo zerwanie próbek w statycznej próbie rozciągania następowało w materiale rodzimym miedzi, a kąt zgięcia wynosił 180°. Przykładowe parametry zgrzewania podano w tabeli 4.3 (parametry nr 16) [114]. Badania przeprowadzone w Japonii nad zgrzewaniem tarciovo niskowęglowej stali (0,16% C, 0,45% Mn, 0,20% Si,  $R_e = 284$  MPa) z mie-



dzią beztlenową OFC ( $R_e = 310$  MPa) wskazują, że dobre jakościowo złącza ze stali niskowęglowej można uzyskać przy dociskach w fazie tarcia wynoszących 30 MPa, ale dociskach spęczania ponad 180 MPa [76].

W pracy [68] przedstawiono wyniki badań nad zgrzewaniem tarciowym miedzi odlenionej fosforem z próbkami ze stali niskowęglowej (0,01% C) otrzymanymi na drodze metalurgii proszków, o różnym stopniu zagęszczenia (76%, 85%, 95%). W wyniku badań metalograficznych zaobserwowano wnikanie miedzi w materiał spiekany (stali). Stwierdzono lepszą przydatność do procesu zgrzewania tarciowego z miedzią stali spiekanych o większej porowatości oraz stosowanie niższych parametrów procesu zgrzewania.

**Miedź–stal konstrukcyjna średniowęglowa.** Zgrzewanie tarciove miedzi ze stalami charakteryzującymi się skłonnością do hartowania (równowaznik węgla  $C_e > 0,45$ ), wymaga zastosowania podgrzania wstępnego zgrzewanych elementów (zarówno stali, jak i miedzi, w celu zmniejszenia szybkości chłodzenia), albo dodatkowego wyżarzania po procesie zgrzewania w celu usunięcia twardych stref. Podobne wyniki przedstawiono także w pracy [128], gdzie przy odpowiednio długim czasie zgrzewania, który określano wielkością skrócenia i stopniem deformacji materiału, uzyskiwano dobre

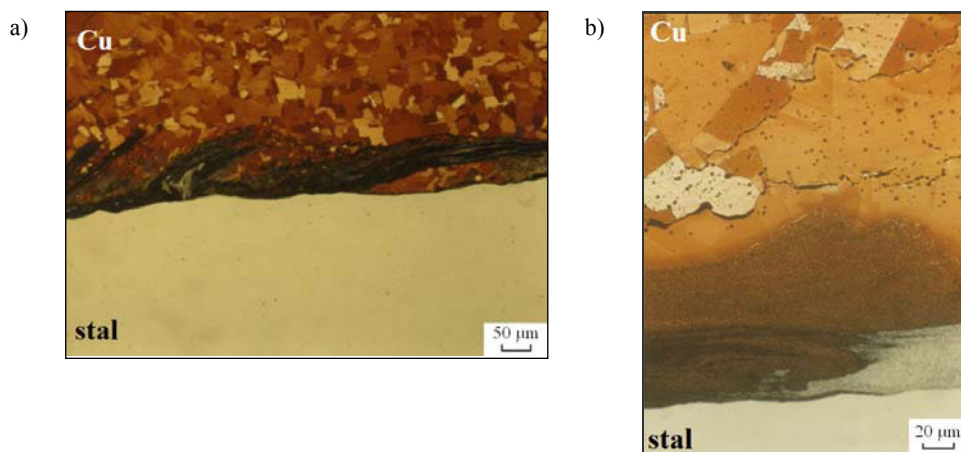


Rys. 4.11. Mikrostruktura złącza zgrzewanego tarciove stal 42CrMo4–miedź SF-Cu (a, b), złącza stal 42CrMo4–miedź SF-Cu po dodatkowej obróbce cieplnej (650 °C, 1 h) (c)

pod względem wytrzymałości złącza miedź–stal, ale w przypadku stali konstrukcyjnych węglowych (S35C, SNC631) następowało znaczne zwiększenie twardości, spowodowane tworzeniem się struktur hartowniczych.

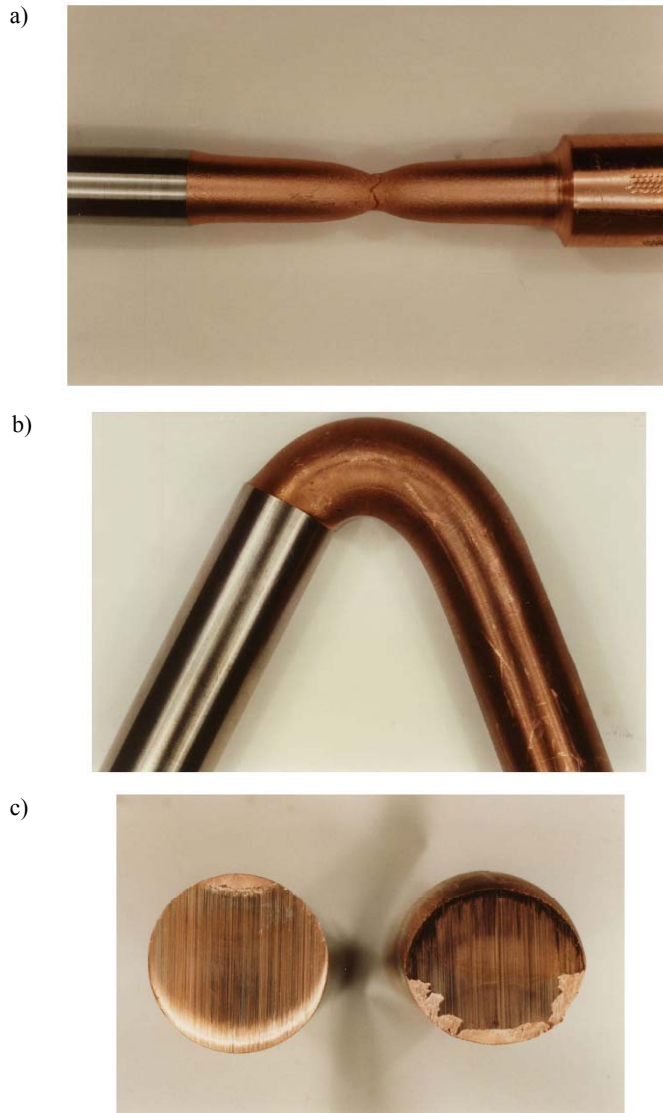
Badania własne Autora, dotyczące zgrzewania tarciovego stali do ulepszenia cieplnego w gatunku 42CrMo4 z miedzią (parametry nr 20, tab. 4.3), na próbkach o średnicy 45 mm, wykazały powstanie po stronie stali strefy zahartowanej, o szerokości ok. 2,5 mm (rys. 4.11a, b) ze strukturą martenzytyczną o twardości 695–790 HV 0,05, położoną bezpośrednio przy granicy połączenia z miedzią. Przeprowadzona obróbka cieplna złączy stal 42CrMo4–miedź SF-Cu (650 °C, 1 h, piec próżniowy) powodowała zmniejszenie twardości po stronie stali do ok. 290 HV 0,05 (rys. 4.11c). Wytrzymałość złącza na rozciąganie wynosiła 124 MPa, a przelom występował w materiale miedzi.

**Miedź–stal austenityczna.** Podczas zgrzewania tarciovego złącza stal austenityczna X10CrNiTi 189 z miedzią, w strefie połączenia są widoczne pasma stali (rys. 4.12a) o zmienionej mikrostrukturze, co świadczy o wystąpieniu procesów dyfuzyjnych. Dlatego wytrzymałość na rozciąganie złącza X10CrNiTi189–miedź jest większa od wytrzymałości miedzi i przelom powstaje w materiale rodzimym (rys. 4.13a). Technologiczna próba ścinania złączy stal X10CrNiTi189–miedź, przeprowadzona według metody podanej w rozdz. 7, nie wykazała żadnych różnic w energii ścinania, a na powierzchni ścinania widoczny był osad miedzi (rys. 4.13c), co można wyjaśnić dużą plastycznością miedzi i brakiem twardych faz w strefie połączenia. W technologicznej próbie zginania kąt zgięcia wynosił ponad 140°, przy czym odkształcenie zachodziło po stronie miedzi (rys. 4.13b)



Rys. 4.12. Mikrostruktura połączenia stal X10CrNiTi189–miedź E-Cu57 po zgrzewaniu tarciovym (a) oraz po dodatkowej obróbce cieplnej (980 °C, 1 h) (b) (według [16])

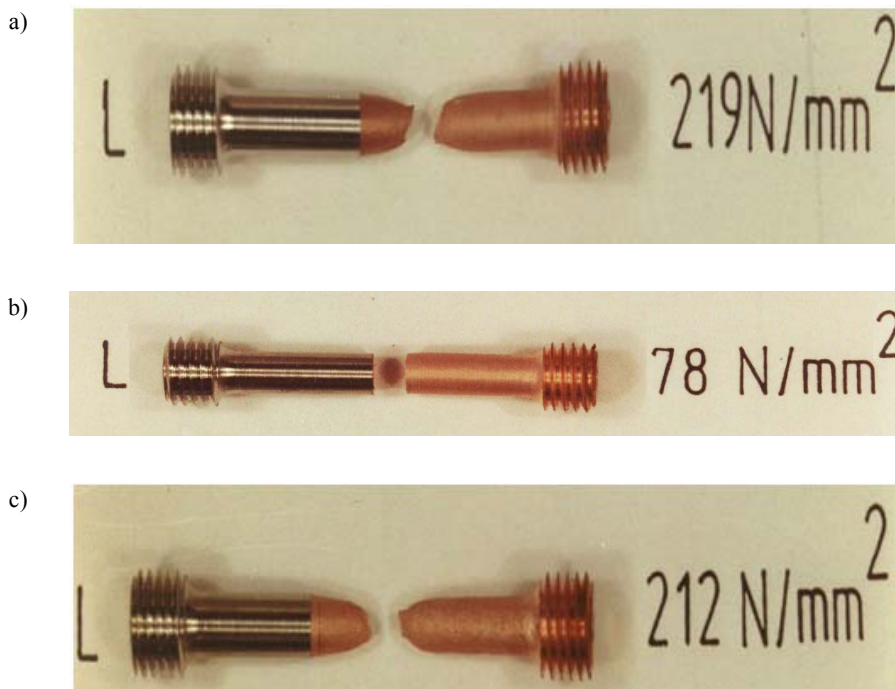
Na podstawie wyników badań metalograficznych stwierdzono, że po obróbce cieplnej złączy, w przypadku zastosowania do zgrzewania miedzi elektrolitycznej (E-Cu57), w strefie połączenia powstają mikropęknięcia (rys. 4.12b). W wyjściowym materiale rodzimym E-Cu 57 widoczne są skoagulowane wydzielienia  $\text{Cu}_2\text{O}$ , o nieco



Rys. 4.13. Widok próbek złączy zgrzewanych tarciove stal X10CrNiTi189–miedź E-Cu57 po statycznej próbie rozciągania (a), technologicznej próbie zginania (b) i próbie ścinania (c)

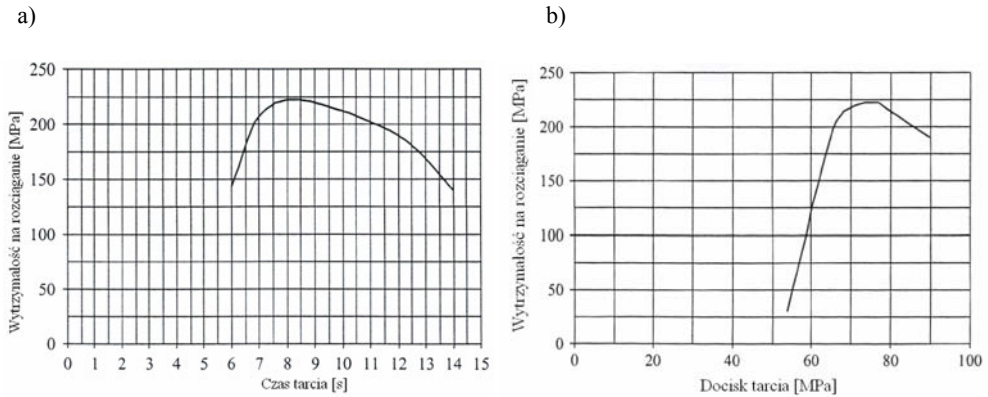
elipsoidalnym kształcie w kierunku odkształcenia. Takie rozłożenie cząstek  $\text{Cu}_2\text{O}$  nie wpływa w istotny sposób na właściwości wytrzymałościowe materiału. W czasie zgrzewania tarciovego, w strefie przyległej do powierzchni zgrzewanych, po stronie miedzi następuje znaczne odkształcenie plastyczne i rozdrobnienie cząstek  $\text{Cu}_2\text{O}$ , które rozkładają się głównie po granicach ziaren. Przy takim rozłożeniu  $\text{Cu}_2\text{O}$ , podczas ponownego nagrzewania dochodzi do styku z wodorem atomowym i w mikroobszarach zachodzi reakcja (4.1).

Wyniki statycznej próby rozciągania złącza miedź E-Cu57–stal austenityczna X10CrNiTi189 pokazują, że po dodatkowym wygrzaniu złącza w temperaturze 600 °C wytrzymałość połączenia zmniejsza się do 30% wytrzymałości złącza bez obróbki cieplnej, a złom występuje na powierzchni łączenia (rys. 4.14b), co jest spowodowane wystąpieniem zjawiska choroby wodorowej miedzi. W przypadku zgrzewania tarcowego miedzi odtlenionej (SF-Cu), po jej wyżarzaniu nie obserwuje się gwałtownego zmniejszenia wytrzymałości i zerwanie występuje nadal w miedzi (rys. 4.14c).



Rys. 4.14. Widok próbek po próbie rozciągania złączy miedź E-Cu57–stal X10CrNiTi189 zgrzewanych tarcowo (a) oraz po dodatkowej obróbce cieplnej złączy: miedź E-Cu 57–stal X10CrNiTi189 (b) i SF-Cu–stal X10CrNiTi189 (c) (według [16])

Sahin [146] optymalizował parametry zgrzewania stali austenitycznej z miedzią, na próbkach o średnicy 10 mm. Zależność wytrzymałości na rozciąganie od czasu tarcia oraz wielkości docisku tarcia przedstawiono na rysunku 4.15. W wyniku badań autor stwierdził, że wytrzymałość na rozciąganie złącza stal austenityczna–miedź, przy właściwie dobranych parametrach procesu, jest większa od wytrzymałości miedzi. Mała wytrzymałość złączy, zwłaszcza przy dłuższym czasie tarcia, jest spowodowana powstawaniem warstwy faz międzymetalicznych na powierzchni łączenia. Pomiary mikrotwardości wzdłuż osi próbki wykazały niewielkie jej zwiększenie przy powierzchni przylegania materiałów, natomiast nieznaczne zmniejszenie po stronie stali austenitycznej.



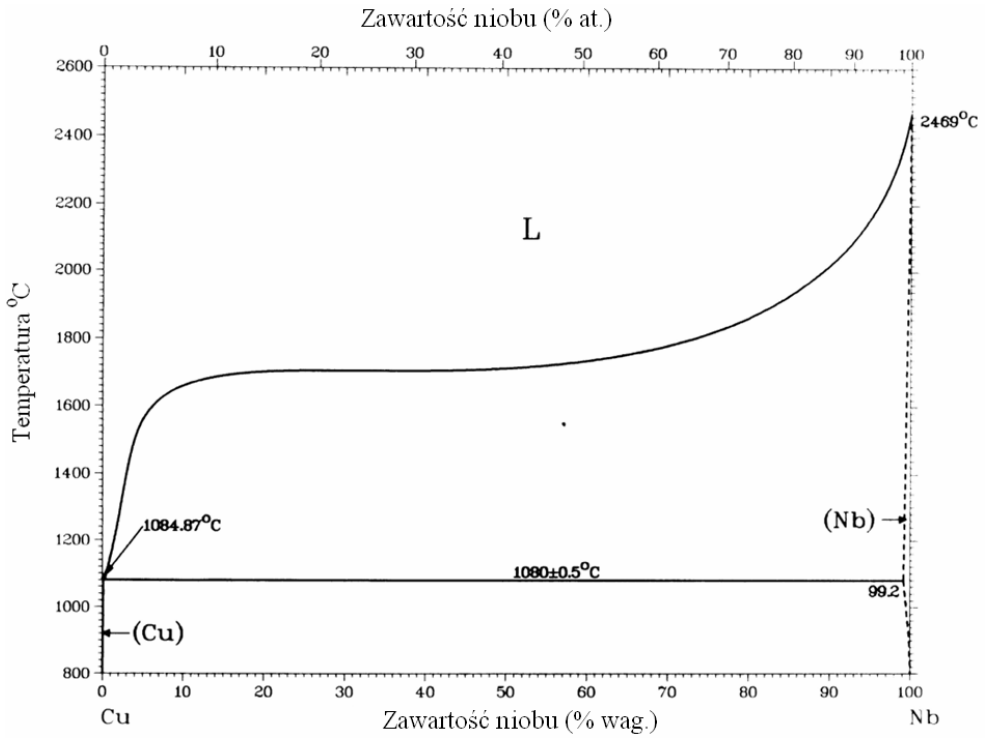
Rys. 4.15. Zależność wytrzymałości na rozciąganie złączy stal austenityczna X5CrNi18 10–miedź od czasu tarcia (a) i od wielkości docisku w fazie tarcia (b) (według [68])

Zgrzewanie tarciove stosowane jest także do łączenia stopów miedzi ze stalą. Przykładowo w pracy [68] przedstawiono wyniki badań nad łączeniem metodą zgrzewania tarciovego stali X4CrNiMo 17-12-2 ze stopem miedzi w gat. CuCr1Zr1. Stopy miedzi z chromem i cyrkonem charakteryzują się dużą wytrzymałością i dobrym przewodnictwem cieplnym i elektrycznym. Wcześniejsze próby wykonania połączenia metodami lutowania twardego, zgrzewania dyfuzyjnego i wybuchowego nie dały zadowalających wyników. Złącza zgrzewane tarciove (parametry 19, tab. 4.3) mają wytrzymałość większą od materiału rodzimego stopu miedzi, przy czym w obszarze do 2 mm od powierzchni połączenia zaobserwowano zmniejszenie twardości po stronie stopu miedzi z 150 HV do ok. 120 HV.

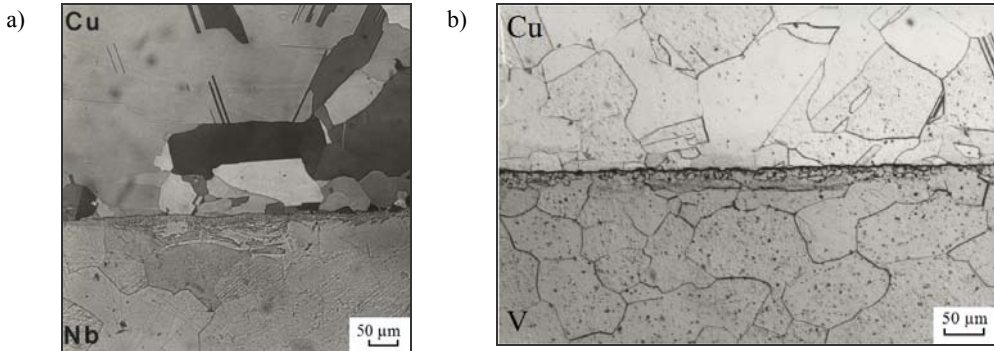
### 4.1.3. Miedź–niob oraz miedź–wanad

W układzie równowagowym miedzi z niobem występuje bardzo niewielka rozpuszczalność miedzi w niobie (rys. 4.16). Badania własne [8] wykazały, że w złączu miedź–niob zgrzewanym tarciove z parametrami według tabeli 4.3, w strefie łączenia, po stronie niobu, występuje wąska drobnoziarnista strefa odkształcenia (rys. 4.17a), w której mikrotwardość po stronie niobu wzrasta do 204 HV 0,015 (materiał rodzimy 106 HV 0,015). Wytrzymałość na rozciąganie złącza miedź–niob wynosi 279 MPa i jest zbliżona do wytrzymałości miedzi, chociaż złom przebiegał na granicy połączenia.

W układzie miedź–wanad w niewielkim zakresie występują jednofazowe roztwory (rys. 4.18). Wanad w strefie połączenia zgrzewanego tarciove o szerokości około 20  $\mu\text{m}$  ma rozdrobioną mikrostrukturę, odkształconą plastycznie (rys. 4.17b), o mikrotwardości zwiększonej do 184 HV 0,015, w porównaniu do mikrotwardości poza połączeniem (118 HV 0,015). Również po stronie miedzi obserwuje się pewne umocnienie w strefie połączenia miedź–wanad (mikrotwardość 104 HV 0,015).

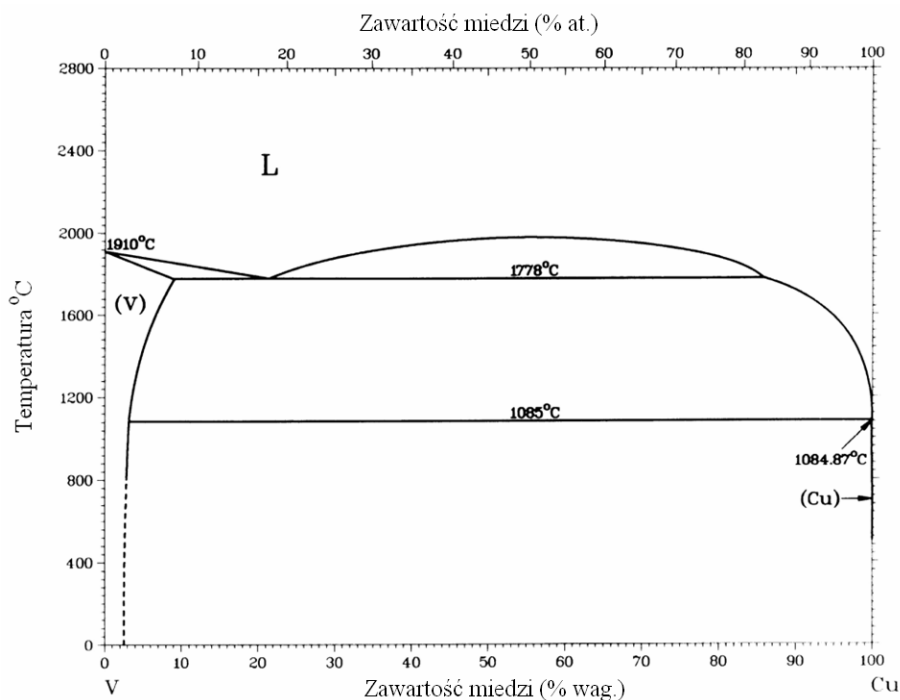


Rys. 4.16. Wykres równowagowy układu niob–miedź (według [111])



Rys. 4.17. Mikrostruktura w zgrzewanych tarciowo złączach: miedź–niob (a) i miedź–wanad (b) (wg [8])

Wytrzymałość na rozciąganie złączy, które wykonano przy stosunkowo małych naciskach jednostkowych spęczania, wynosiła 162 MPa (tab. 4.3), a złom przebiegał na granicy połączenia.



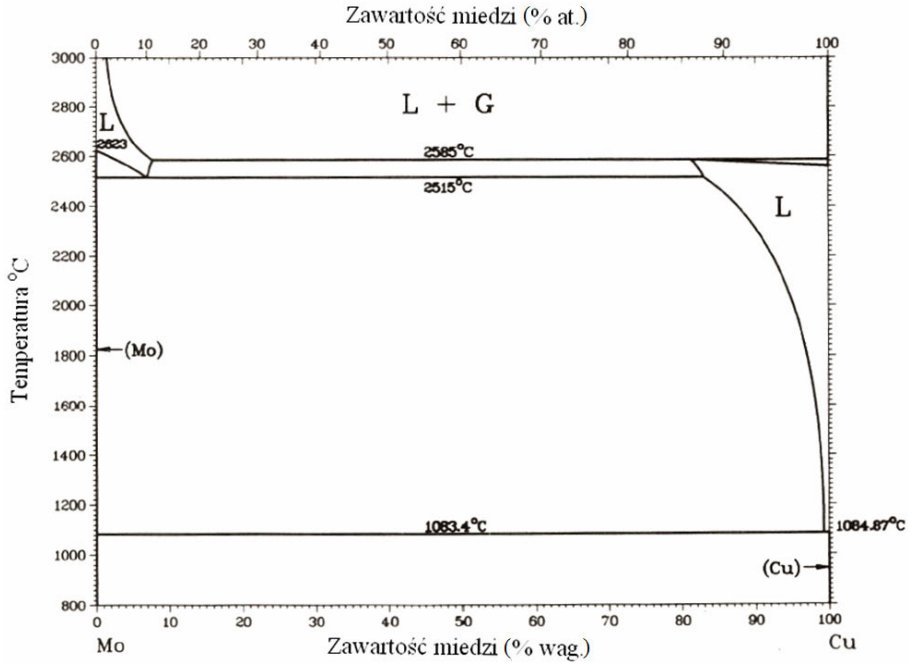
Rys. 4.18. Wykres równowagowy układu miedź-wanad (według [111])

#### 4.1.4. Miedź-molibden

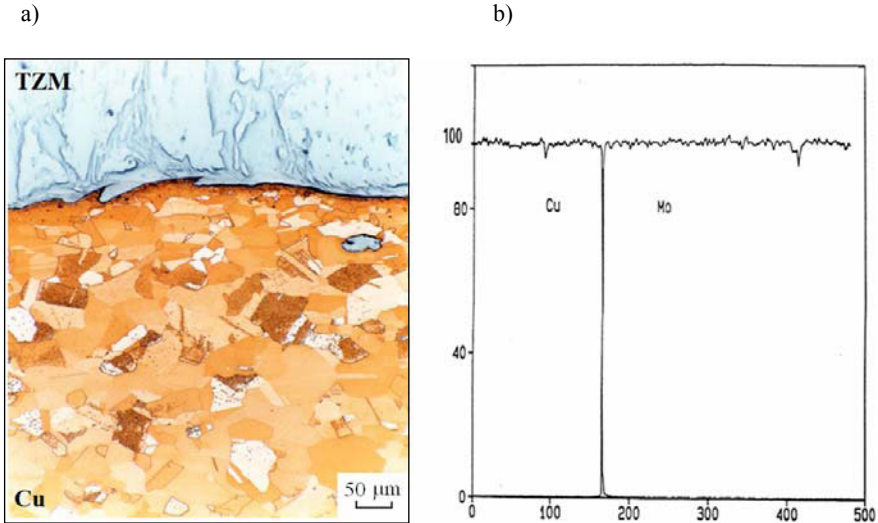
Układy równowagowe miedzi z molibdenem należą do grupy układów z brakiem wzajemnej rozpuszczalności w stanie stałym (rys. 4.19). W przypadku materiałów niewykazujących wzajemnej rozpuszczalności połączenie jest możliwe tylko dzięki wiązaniami metalicznym, które są słabsze niż wiązania chemiczne. W pracy [8] wykazano możliwość wykonania takich połączeń przez zgrzewanie tarciove zarówno molibdenu, jak i często stosowanego stopu molibdenu TZM (0,5% Ti, 0,07% Zr, 0,05% C, reszta Mo) z miedzią i określono właściwości wytrzymałościowe złączy.

Podczas zgrzewania tarciove molibdenu oraz stopu molibdenu TZM z miedzią, tworzy się wypływka całkowita po stronie miedzi. Na głębokości ok. 50–150  $\mu\text{m}$  po stronie miedzi widoczna jest strefa wcześniejszego płynięcia materiału (rys. 4.20a), z widocznymi niekiedy cząstkami TZM.

Obserwacje mikrostruktury oraz analiza liniowa rozkładu pierwiastków, nie wykazywały widocznej strefy dyfuzyjnej na granicy połączenia (rys. 4.20b), co potwierdza brak istnienia rozpuszczalności w układzie równowagowym molibden-miedź, ale połączenia nie wykazywały widocznych wad. Mikrotwardość dla TZM wynosiła ok. 400 HV 0,015, natomiast dla miedzi E-Cu57 w strefie połączenia 109 HV 0,015, podczas



Rys. 4.19. Wykres równowagowy układu molibden–miedź (według [111])



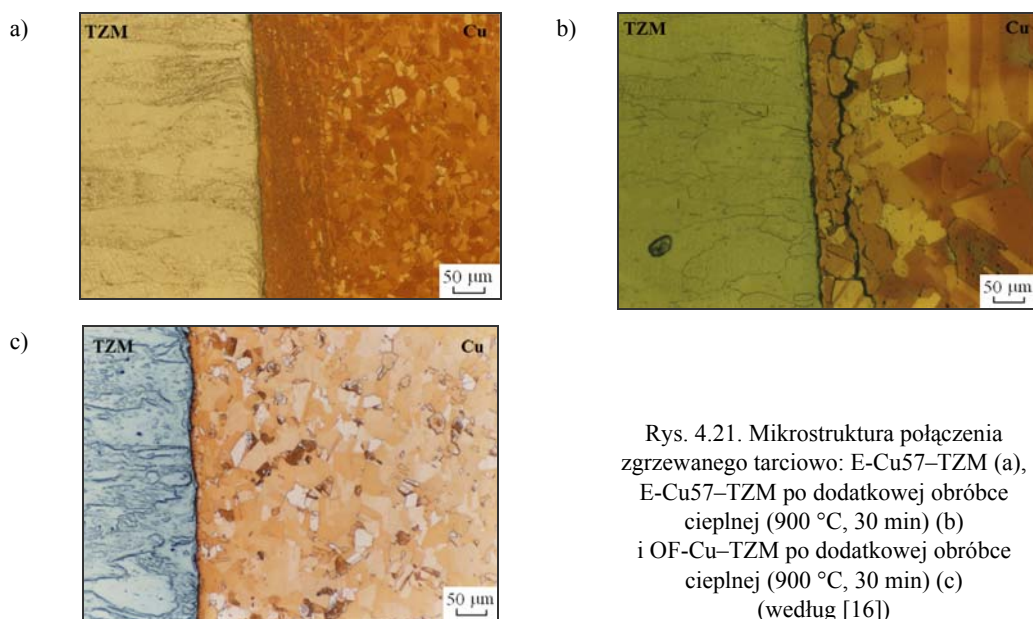
Rys. 4.20. Mikrostruktura zgrzewanego tarciowo połączenia TZM–miedź Ecu-57 (a) oraz rozkład liniowy miedzi i molibdenu w złączu (b) (według [111])

gdy dla materiału rodzimego była mniejsza – 86 HV 0,015. Podobnie wyglądają złącza wykonane z użyciem miedzi w gat. SF-Cu. Ze względu na mniejszą twardość wyjściową miedzi SF-Cu, przy podobnych naciskach spęczania powstaje większa wy-



plywka. Wytrzymałość na rozciąganie złączy zgrzewanych tarciove podczas długiego czasu fazy tarcia (około 35 s) stopu molibdenu TZM–miedź E-Cu57 wynosiła 152–159 MPa, a zerwanie następowało na powierzchni łączenia. Również w pracy [128] stwierdzono maksymalną wytrzymałość na rozciąganie złączy miedź–molibden podczas zgrzewania tarciovego z drogą skrócenia ponad 7 mm, wynoszącą około 190 MPa, a zerwanie następowało na powierzchni łączenia.

Na przykładzie złączy stop molibdenu TZM–miedź Autor badał występowanie zjawiska choroby wodorowej w przypadku zastosowania miedzi nieodtlenionej, które szczegółowo analizowano w pracach [8, 16]. Stwierdzono bowiem, że w wyniku obróbki cieplnej złączy zgrzewanych tarciove, po stronie miedzi w gat. E-Cu57 przy strefie połączenia, występują liczne mikropęknięcia, które pojawiają się po wygrzewaniu złączy w czasie 10 minut już w temperaturze 500 °C. Występuje tu także przypadek tzw. choroby wodorowej miedzi, przy czym przy rozdrobnieniu tlenków w rejonie powierzchni łączenia, wystarczająca jest już do jej powstania ta ilość wodoru, którą znajduje się w stanie rozpuszczonym w miedzi. W przypadku zastosowania miedzi odtlenionej w gat. OF-Cu nie obserwuje się tego zjawiska (rys. 4.21).



Rys. 4.21. Mikrostruktura połączenia zgrzewanego tarciove: E-Cu57–TZM (a), E-Cu57–TZM po dodatkowej obróbce cieplnej (900 °C, 30 min) (b) i OF-Cu–TZM po dodatkowej obróbce cieplnej (900 °C, 30 min) (c) (według [16])

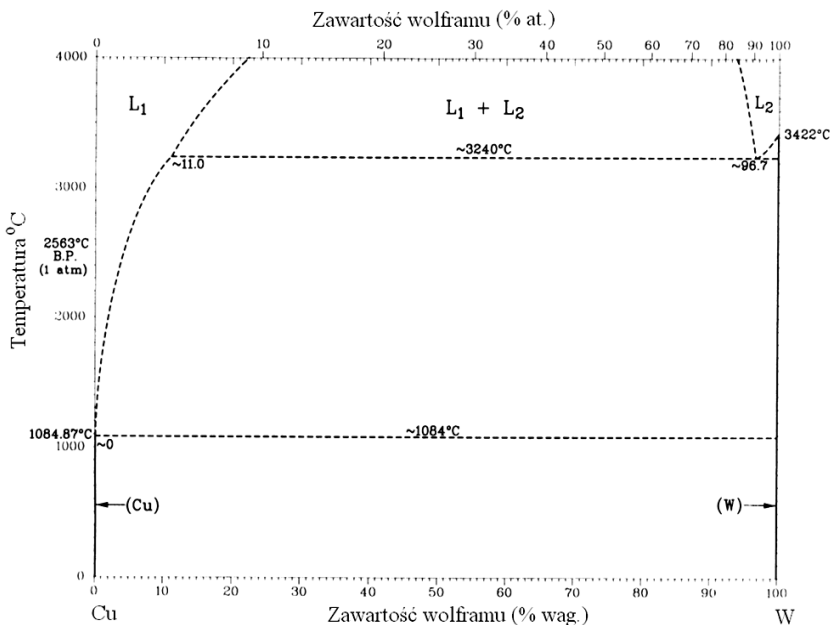
Wytrzymałość na rozciąganie złączy TZM–E-Cu57 bez obróbki cieplnej wynosiła ok. 152–159 MPa, natomiast po wyżarzeniu w temperaturze 600 °C zmniejszyła się do wartości 50–87 MPa. W przypadku zastosowania miedzi odtlenionej (SF-Cu), po wyżarzeniu w temperaturze 600 °C, wytrzymałość wynosiła ponad 110 MPa. We wszystkich przypadkach rozciąganych próbek złom powstawał w strefie połączenia. W próbkach niepoddanych obróbce cieplnej przelom od strony TZM nie wykazuje śladów osadu miedzi.

Podsumowując przeprowadzone badania stwierdzono, że:

- Różnorodne złącza zgrzewane tarciovo miedzi elektrolitycznej z metalami o większej od miedzi temperaturze topnienia, jak to jest w przypadku złączy ze stopem TZM czy przedstawionych w rozdz. 4.1.2 złączy ze stałą austenityczną, po poddaniu ich ponownemu wygrzewaniu w temperaturze już 500 °C wykazują w strefie łączenia po stronie miedzi mikropeknienia. Ich przyczyną jest tzw. choroba wodoro-wa miedzi.
- Wytrzymałość na rozciąganie złączy zgrzewanych tarciovo miedź–TZM wynosi około 70% wytrzymałości miedzi, a po poddaniu ich dodatkowemu oddziaływaniu cyklu cieplnego, w przypadku zastosowania miedzi elektrolitycznej, wytrzymałość złączy gwałtownie zmniejsza się do 40% wytrzymałości pierwotnej.
- Przy zgrzewaniu tarciovo miedzi z innymi metalami o wyższej temperaturze topnienia (złącza różnorodne), w przypadku gdy istnieje przypuszczenie, że złącze będzie mogło być w przyszłości narażone na oddziaływania temperatury, należy stosować miedź beztlenową, na przykład w gatunku SF-Cu lub OF-Cu.

#### 4.1.5. Miedź–wolfram

W układzie równowagowym miedź–wolfram występuje brak wzajemnej rozpuszczalności (rys. 4.22), a w mikrostrukturze połączenia nie widać żadnych stref dyfuzyjnych (rys. 4.23). Widoczne wtrącenia ziarn wolframu w miedzi pochodzą z wyrwania



Rys. 4.22. Wykres równowagowy układu wolfram–miedź (według [111])



Rys. 4.23. Mikrostruktura połączenia miedź-wolfram (fragment złącza wolfram-miedź-stal austenityczna po próbie rozciągania) (według [8])

ich z powierzchni tarcia. Wytrzymałość na rozciąganie złączy miedź-wolfram, wykonanych przy naciskach jednostkowych tarcia  $p_{t2}$  – 51 MPa i spęczania  $p_{s2}$  – 123 MPa, wynosiła 63 MPa, a złom przebiegał po powierzchni łączenia (tab. 4.3). Całkowite skrócenie złącza w czasie zgrzewania wynosiło 30,8 mm i następowało po stronie miedzi.

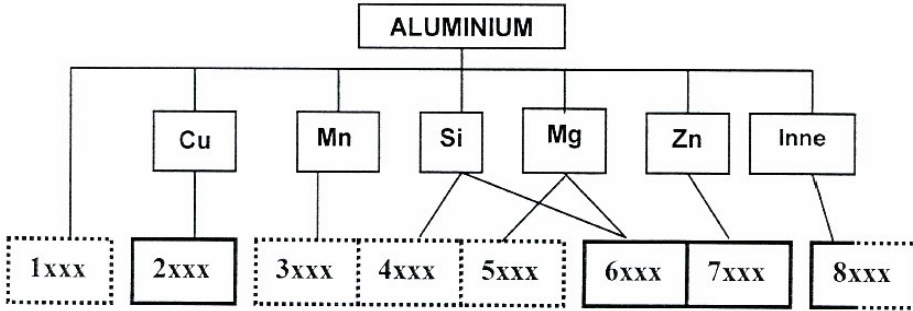
Do wykonania złącza wolfram-miedź-stal austenityczna, najpierw zgrzano tarcio-wo parę miedź-stal austenityczna, a następnie, po zostawieniu odcinka miedzi o długości 10 mm, wykonano złącze z wolframem, przy takich samych naciskach jednostkowych tarcia i spęczania, jak przy bezpośrednim łączeniu miedzi z wolframem. Całkowite skrócenie złącza było równe 10,5 mm, a złącze miało wytrzymałość 183 MPa. Złom przebiegał po powierzchni łączenia i częściowo przez ziarna wolframu (rys. 4.23).

## 4.2. Złącza aluminium i jego stopów

Czyste aluminium w stanie wyżarzonym ma małą granicę plastyczności (25–35 MPa), małą twardość (140–250 HB), odznacza się dużą rozszerzalnością liniową ( $23,1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) i przewodnością cieplną (237 W/(m·K)) (tab. 4.1). Po obróbce plastycznej i wyżarzeniu wytrzymałość na rozciąganie wynosi 60–100 MPa, wydłużenie 30–50%, natomiast twardość 15–20 HB.

Stopy aluminium mają znacznie lepsze właściwości wytrzymałościowe, ale gorsze właściwości plastyczne. Techniczne stopy aluminium dzielą się na stopy do przeróbki plastycznej oraz stopy odlewnicze. Stopy do przeróbki plastycznej obejmują wiele stopów z magnezem, manganem, cynkiem, miedzią itp. o zróżnicowanych właściwościach mechanicznych, korozyjnych i spawalniczych, przy czym niektóre z nich można

obrabiać cieplnie [137]. Podstawowe stopy aluminium, wraz z oznaczeniami grupy stopu, przedstawiono na rysunku 4.24.

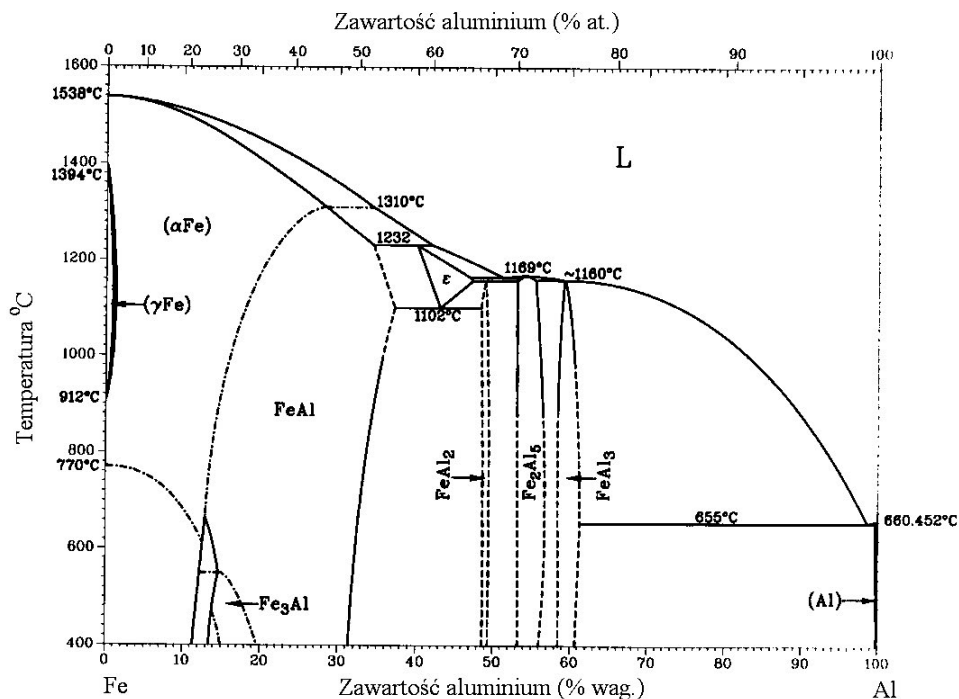


Rys. 4.24. Podstawowe stopy aluminium: — stopy obrabialne cieplnie, ..... stopy nieobrabialne cieplnie (według PN-EN 573-1, [38])

#### 4.2.1. Aluminium–stal

Łączenie metodami spajania takich par materiałów, jak stopy aluminium–stal, stwarza ciągle wiele problemów. Już sama analiza układu podwójnego aluminium–żelazo pozwala stwierdzić, że w przypadku odpowiednio długiego czasu przebiegu procesu i wysokiej temperatury, może dojść do tworzenia faz międzymetalicznych, które zapewne spowodują kruchość połączenia (rys. 4.25). W przypadku spawania stali z aluminium tworzą się nadmiernie kruche związki międzymetaliczne, prowadzące do degradacji złącza. W układzie równowagowym Al–Fe prawie w ogóle nie zachodzi rozpuszczalność w fazie stałej, dlatego podczas stosowania procesu zgrzewania tarcowego tworzą się fazy międzymetaliczne, pomimo łączenia w stanie stałym. Głównym składnikiem fazy międzymetalicznej wydzielającej się na granicy połączenia stal–aluminium jest faza międzymetaliczna  $Al_3Fe$  [126]. Podczas łączenia czystego aluminium ze stalą nierdzewną austenityczną, Sundaresan i inni stwierdzili, że na powierzchni łączenia wytworzyły się związki  $Fe_2Al_5$  i  $FeAl_3$  [164], a autorzy pracy [53] zaobserwowali, że na powierzchni zgrzewania tej pary materiałowej wydziela się, oprócz związków  $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_3$ , także faza  $FeAl$ . Seli i współautorzy [153] próbowali zamodelować rozkład ciepła w czasie zgrzewania tarcowego aluminium ze stalą konstrukcyjną i powiązać go z tworzeniem faz międzymetalicznych.

Jessop [70] wykazał, że w złączach aluminium–stal austenityczna tworzą się fazy międzymetaliczne na granicy połączenia, o grubości do  $3,0 \mu m$ , nierównomiernie rozłożone na średnicy powierzchni trącej. Zaobserwował on, że największa grubość fazy międzymetalicznej występuje na powierzchni łączenia w obszarze odległym o około połowy promienia od osi próbki. Prowadzone badania energii ścinania złączy wykazały jej zależność od grubości warstwy z fazą międzymetaliczną. Gdy grubość warstwy fazy międzymetalicznej wynosi  $0,2\text{--}1,0 \mu m$ , wówczas energia ścinania jest największa



Rys. 4.25. Wykres równowagowy układu aluminium-żelazo (według [111])

(ok. 600 J), a gdy jest mniejsza od 0,2  $\mu\text{m}$  lub wynosi ponad 2  $\mu\text{m}$ , energia ścinania zmniejsza się do ok. 400 J. Autor stwierdza, że brak fazy międzymetalicznej świadczy zapewne o niepewnym procesie połączenia, a zbyt duża grubość kruchej fazy międzymetalicznej powoduje zmniejszenie energii ścinania.

Do podobnych wniosków doszedł też Elliot [47] oraz autorzy prac [126, 189], którzy potwierdzili w swoich badaniach, że grubość strefy z fazą międzymetaliczną zależy od czasu tarcia i prędkości obrotowej, a największą wytrzymałość na rozciąganie uzyskano dla warstwy grubości około 1–2  $\mu\text{m}$ .

Yilbas i inni w [189] prowadzili badania dotyczące zgrzewania tarciove stali z aluminium. Do badań stosowali stal węglową niestopową, o wytrzymałości na rozciąganie około 5 razy większej od aluminium. Stosowali 3 różne prędkości obrotowe: 2000, 2500 i 2800  $\text{min}^{-1}$ , o różnych dociskach tarcia i czasie tarcia (4, 7 i 10 s), podobnie jak podczas badania złącza stal-miedź. Zaobserwowano występowanie fazy międzymetalicznej na granicy połączenia, przy czym stwierdzili, że dla dobrego złącza akceptowalna jest warstwa międzymetaliczna o grubości od 0,1 do 1  $\mu\text{m}$ , która występuje zazwyczaj w połowie długości promienia. Na obrzeżach warstwa ta pojawia się w nieznacznych ilościach, natomiast w środku złącza nie występuje w ogóle, co jest związane z najmniejszą prędkością obrotową w tym obszarze.

Tabela 4.5. Parametry zgrzewania tarciovego złączy o różnych właściwościach (aluminium i jego stopy ze stalią i tytanem i ich właściwości wytrzymałościowe (oznaczenia parametrów według rys. 4.1)

Próbki	Zgrzewane materiały	Prędkość obrotowa	Docisk tarcia (prędkość skracania)	Czas tarcia	Docisk spęczania	Skrócenie	Wytrzymałość na rozciąganie	Kąt zgięcia (udarność)	Uwagi	Literatura	
1	Stal austenityczna—aluminium	$\text{min}^{-1}$	$P_{01}/P_{02}$ MPa $v_{0k}, \text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$	$t_{01}/t_{02}$ s	$P_s$ MPa	$s/s$ mm	$R_m$ MPa	$^\circ$ ( $\text{J}\cdot\text{cm}^{-2}$ )			
		1300	4kN	1,5	23	3,4				[70]	
		1500	75	0,5	134/259	4,5/28,7	107			MR (Al)	wł.
			26/77	1,5/0,2	235	3,8/39	78		Ponad 120	MR (Al)	
		710	77	0,65	131	4,7/19,5				wł.	
2	Stal austenityczna—stop Al 0,5Si 0,5Mg	1500	52/94	1,5/0,2	235	7,2/25,1	210	75		wł.	
		1300	9,0	1,0	25	4,0			stożkowa powierzchnia stali	[70]	
		1500	(1,0)	4,3	100	14,6	160	52			[121]
			(1,0)	4,8	85	8,1	113	1,5		stożkowa powierzchnia stali	[121]
3	Stal austenityczna—stop AlMg3	1500	69/92	2/02	300	1,6/20,5	197	1,3		[11]	
		710	85/96	1/0,3	239	1,2/13,7	207	11	AlMg3	[11]	
			43/120	4/0,5	239	15/23	197	13	zgrubne rysy, powierzchnia	[11]	
		710	83	2,4/1,2	256	0,8/17	9			[11]	
			38	2,4/60	256	0,3/21,7	0			[11]	

4	Stal aust./aluminium m-stop AlMg3	1500	24/28	3/03	81	1,6/14,1	90	Ponad 120	Al-35mm	[11]
							107		Al-25 mm	[11]
							128		Al-8 mm	[11]
							185		Al-3 mm	[11]
5	AlCuMgNi-42CrMo4	720	104/121	1,0/0,2	300	0,6/4	98			[13]
		1500	107/124	1,0/0,2	200	0,5/2,9		102		[13]
		720	41/96	4,0/0,9	160	3,5/4,2		114		[13]
		1500	41/96	4,0/0,85	160	5,6/7,4		54		[13]
		720	41/96	4,0/0,85	160	5,6/7,4		54		[13]
		720 (D1)	41/93	4,0/0,9	161	3,2/4,1		198		[13]
6	42CrMo4-Ni	720 (D2)	41/90	4,0/0,85	161	3,4/4,6	0			[13]
		720	24/55	2,0/18,35	81	1,1/2,0				[13]
7	42CrMo4/ Ni-AlCuMgNi	720	41/92	4,0/0,9	161	4,4/5,1	211			[13]
		720	41/103	4,0/0,85	200	6,8/9,8		235		[13]
		720 (R)	41/122	4,0/0,9	242	9,7/13,6		265		[13]
		720 (RW)	41/114	4,0/0,9	223	5,9/9,5		272		[13]
8	AlMg3-Ti	1500	69/91	2,4/0,2	200	3,2/11,6	205,4	120		[11]
		1500	24	3,03	80	2,4/18,1		72	120	[11]
10	AlMgSi0,5 -AlMg3	1500	52/94	1,5/0,2	235	7,2/25,1	210	75	MR (Al)	wł.
			35/40	3,0/3	120/134	3,2/17,6	210	120	MR (Al)	wł.

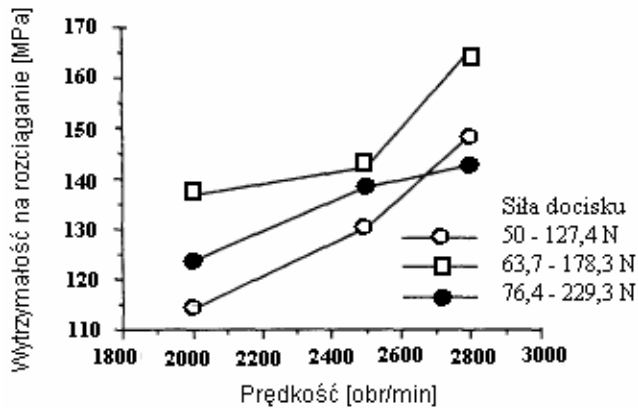
- Czas spieczania ( $t_{s1}, t_{s2}$ ) = 10 s.

D – złącza poddane dodatkowo zgrzewaniu dyfuzyjnemu parametrami: 1 – 5000 °C, 2 min, docisk 5 kN; 2 – 550 °C, 40 min, docisk 5 kN.

R – powierzchnia niklu o dużej chropowatości, W – złącze poddane obróbce cieplnej (680 °C, 1 h, piec próżniowy)

wł. – badania własne. MR (Al) – przełom po statycznej próbie rozciągania w stanie rodzimym Al

W złączu po stronie stali doszło do zmniejszenia twardości o 50 HV w strefie wpływu ciepła, na długości 1,5 mm od powierzchni zgrzewania. Szerokość strefy wpływu ciepła jest bardzo mała w porównaniu do zgrzewania innych materiałów. Największą wytrzymałość na rozciąganie stwierdzono dla prędkości obrotowej  $2800 \text{ min}^{-1}$  (rys. 4.26).



Rys. 4.26. Właściwości wytrzymałościowe złącza stal–aluminium zgrzewanego przy różnych parametrach (według [189])



Rys. 4.27. Widok złączy zgrzewanych tarciowo aluminium 99,8–stal austenityczna X10CrNiT189 po statycznej próbie rozciągania (a) i po technologicznej próbie zginania (b)

Badania własne Autora dotyczące bezpośredniego zgrzewania tarcioвого aluminium ze stalą X10CrNiT189, przy parametrach procesu według tab. 4.5 (parametry nr 1), wykazały zadowalające właściwości wytrzymałościowe i plastyczne badanych



złączy (rys. 4.27). Wytrzymałość na rozciąganie wynosiła 107 MPa, a zrywanie następowało po stronie aluminium, w znacznej odległości od strefy łączenia. W technologicznej próbie zginania otrzymywano kąty zgięcia ponad 120°, przy czym całe odkształcenie występowało po stronie aluminium (rys. 4.27b). Otrzymane wyniki były powtarzalne nawet w przypadku dwukrotnie mniejszej prędkości obrotowej, tabela 4.5. W celu zapobieżenia tworzeniu się fazy międzymetalicznej, stosowano krótki czas tarcia (0,5 s) oraz duży docisk w fazie spęczania (134–259 MPa), co powodowało znaczne skrócenie zgrzewanych elementów (28,7 mm).

#### 4.2.2. Stopy aluminium–stal austenityczna

Z materiałów omówionych w poprzednim rozdziale wynika, że łączenie czystego aluminium ze stalą metodą zgrzewania tarciovego jest możliwe. W technice, a zwłaszcza morskiej, lotniczej czy w chłodnictwie znajdują zastosowanie połączenia stopów aluminium głównie ze stalą austenityczną chromoniklową. Stopy aluminium z magnezem, a zwłaszcza stop AlMg3 (stop 5754), są powszechnie stosowane tam, gdzie wymagane są lepsze właściwości wytrzymałościowe w porównaniu do aluminium. Dodatki stopowe, które występują w stopach aluminium, a zwłaszcza magnez, najczęściej pogarszają warunki metalurgiczne spajania aluminium [155], gdyż między innymi, przez wzrost współczynnika dyfuzji, wywołują przyspieszenie tworzenia fazy międzymetalicznej na granicy połączenia [172]. Magnez, w porównaniu z aluminium, charakteryzuje się większym współczynnikiem dyfuzji i znacznie mniejszą rozpuszczalnością w żelazie. Z tych względów na powierzchni zgrzewania stopów aluminium zawierających magnez zachodzą intensywne procesy heterodyfuzji i dyfuzji reakcyjnej, powodujące powstawanie fazy międzymetalicznej.

W pracy [75] stwierdzono, że faza  $Fe_2Al_5$  wydzieliła się podczas łączenia stopu aluminium A6061 ze stalą nierdzewną AISI 304 podczas procesu zgrzewania tarciovego na powierzchni przylegania. Natomiast na powierzchni łączenia czystego aluminium ze stalą węglową zaobserwowano związki  $Fe_4Al_{13}$  oraz  $Fe_2Al_5$  [52, 53].

Fakumoto i inni w [54, 55], analizując za pomocą mikroskopu transmisyjnego (TEM) fazę międzymetaliczną powstającą na granicy połączenia stal austenityczna (typ 304)–stop aluminium serii 5052, stwierdzili tworzenie się warstwy amorficznej w stanie stałym w wysokiej temperaturze.

W pracy [72] badano zgrzewalność różnych stopów aluminium (z serii 1050, 2011, 5052, 5056, 6061 i 7075) ze stalą niestopową węglową S25C (0,26%C), stosując różne parametry procesu: czas tarcia 1–4 s, docisk w fazie tarcia 10–30 MPa, dociski w fazie spęczania 10–80 MPa. Dokonano identyfikacji faz powstających na powierzchni przylegania łączonych materiałów, a jakość złączy oceniano na podstawie statycznej próby rozciągania. Stwierdzono, że aby złącze charakteryzowało się dostateczną wytrzymałością na rozciąganie, to szerokość strefy dyfuzyjnej z fazami międzymetalicznymi musi wynosić 0,2–1  $\mu m$ . Dla konkretnych złączy osiągnęto od ponad 90% wytrzymałości stopu aluminium (dla stopów 1052, 6061, 6063), 50% (dla stopów 5056) do 26% dla

stopów 2011 i 24% dla stopów 2024. Większą wytrzymałość stwierdzono dla złączy prętów w porównaniu ze złączami rurowymi.

Szerokie badania zgrzewania tarcowego stopu aluminium A 6061-T6 z 6 rodzajami stali (stale niestopowe, stale do ulepszenia cieplnego i stal austenityczna) przedstawiono w pracy [126]. Jakość złączy oceniano na podstawie statycznej próby rozciągania i pomiarów mikrotwardości. Stwierdzono zwiększenie wytrzymałości złączy wraz ze zwiększaniem docisku w fazie tarcia i wielkości skrócenia (czas zgrzewania sterowano długością skrócenia). Największa wytrzymałość wynosiła 240 MPa, gdy docisk tarcia był równy 240 MPa, a skrócenie ok. 16 mm.

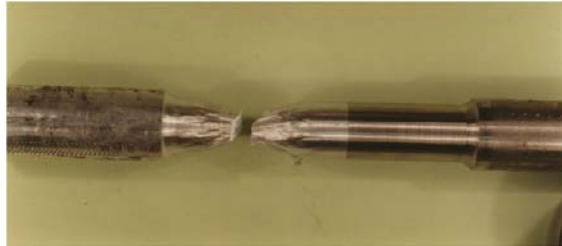
Zgrzewanie tarcowe stopów aluminium ze stalą austenityczną było przedmiotem wielu prac, w tym i Autora. W większości publikacji związanych ze zgrzewaniem stali z aluminium i jego stopami pomijane są badania w zakresie plastyczności złączy, które można ocenić na przykład przez prowadzenie technologicznej próby zginania. Jedyne Na [121] odnotowuje wyniki dla badanych w swojej rozprawie doktorskiej złączy (tab. 4.5).

Problematyka właściwości plastycznych złączy zgrzewanych tarcowo stali austenitycznej ze stopami aluminium, na przykładzie stopów aluminium AlMgSi<sub>0,5</sub> i AlMg<sub>3</sub>, była rozpatrywana w pracach z udziałem Autora [11, 13, 15].

#### **AlMgSi<sub>0,5</sub>–stal austenityczna**

Zgrzewane tarcowo złącza AlMgSi<sub>0,5</sub>–stal austenityczna X10CrNiTi189, w porównaniu ze złączami stali z czystym aluminium, charakteryzują się większą wytrzymałością na rozerwanie (ok. 210 MPa), ale w technologicznej próbie zginania otrzymano kąt zgięcia ok. 75° (rys. 4.28).

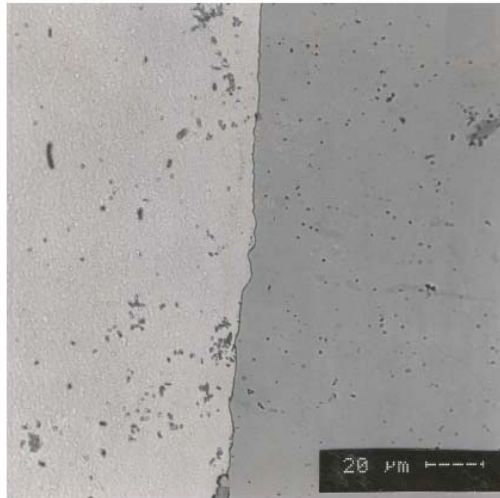
a)



b)



Rys. 4.28. Widok złączy zgrzewanych tarcowo stop aluminium AlMgSi<sub>0,5</sub>–stal austenityczna X10CrNiTi189 po statycznej próbie rozciągania (a) i po technologicznej próbie zginania (b)



Rys. 4.29. Mikrostruktura w strefie połączenia złącza zgrzewanego tarciove stop aluminium AlMgSi<sub>0,5</sub>–stal austenityczna X10CrNiTi189 (według [11])

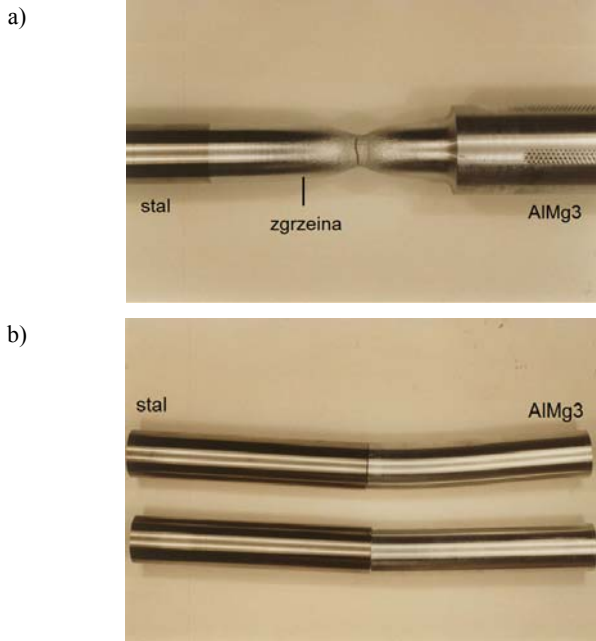
W wyniku obserwacji mikroskopowych stwierdzono bardzo wąską warstwę dyfuzyjną na powierzchni połączenia, o grubości około 1  $\mu\text{m}$  (rys. 4.29). Również badania innych autorów [70, 121] wykazały zbliżone wyniki z badań wytrzymałości złączy, z tym że o mniejszych wartościach, co wynika zapewne z zastosowanych przez nich nieco mniejszych docisków w czasie fazy spęczania (tab. 4.5).

#### **AlMg3–stal austenityczna**

Jak dotychczas nie udało się uzyskać zgrzewanych złączy stali austenitycznej chromoniklowej ze stopem aluminium AlMg3 o zadowalających właściwościach plastycznych przy ich bezpośrednim łączeniu. Autor prowadził obszerne badania nad zgrzewaniem tarciove takich połączeń, częściowo przedstawionych w [11].

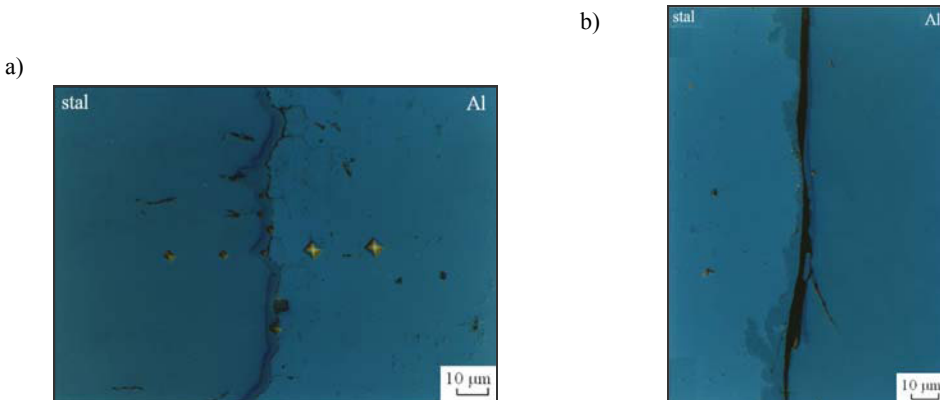
Zgrzewane tarciove złącza AlMg3–stal X10CrNiTi189 o średnicy 30 mm mają dużą wytrzymałość na rozciąganie (ok. 207 MPa), a zerwanie następuje w materiale rodzimym stopu AlMg3 (rys. 4.30a), ale w technologicznej próbie zginania otrzymywano kąt zgięcia w zakresie kilku stopni, o niewielkiej zależności od średnicy trzpienia gnącego (rys. 4.30b).

Badania metalograficzne ujawniły istnienie strefy dyfuzyjnej o szerokości 1–6  $\mu\text{m}$ , w zależności od zastosowanych parametrów zgrzewania. Pomimo przyjętego bardzo krótkiego czasu procesu zgrzewania oraz dużego docisku podczas spęczania (parametry 3 według tab. 4.5), nie udało się w pełni usunąć faz międzymetalicznych z powierzchni połączenia. Na potrzeby badawcze wykonano zgrzewanie tarciove pary materiałowej stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189 przy bardzo długim czasie zgrzewania (ok. 62 s). W tak wykonanym złączu na granicy połączenia powstała szeroka (ok. 8  $\mu\text{m}$ ) strefa dyfuzyjna o mikrotwardości do 1800 HV 0,005



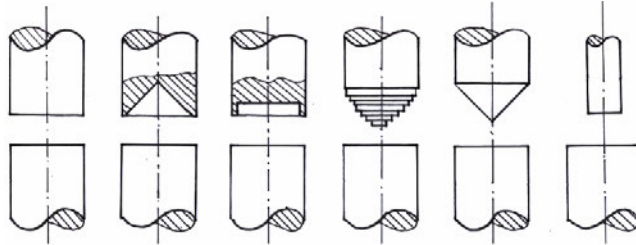
Rys. 4.30. Widok złączy zgrzewanych tarciovo stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiT189 po statycznej próbie rozciągania (a) i po technologicznej próbie zginania trzpieniem gnącym o średnicy 100 mm i 20 mm (b)

(rys. 4.31a). Po stronie stali mikrotwardość wynosiła 183 HV 0,005, a przy samej warstwie fazy międzymetalicznej 348 HV 0,005. Natomiast po stronie stopu aluminium, w strefie przyległej do warstwy z fazami międzymetalicznymi, stwierdzono zwiększenie mikrotwardości do 65 HV 0,005 (mikrotwardość materiału rodzimego – 58 HV 0,005). Technologiczna próba zginania takiego złącza zakończyła się natychmiastowym pęknięciem, które przebiegało po warstwie fazy międzymetalicznej (rys. 4.31b).

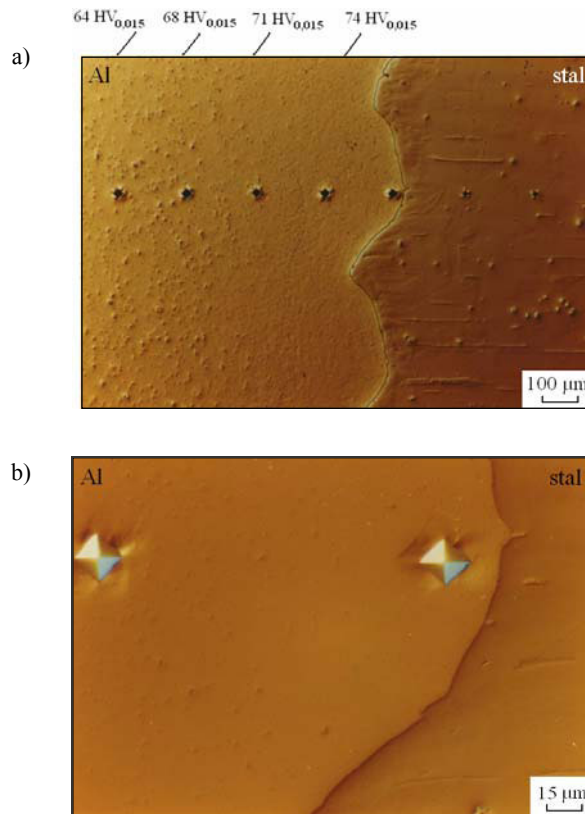


Rys. 4.31. Mikrostruktura w strefie połączenia złącza zgrzewanego tarciovo stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiT189 wraz z pomiarem mikrotwardości (a) oraz po próbie zginania (b)

Dla krótkiego czasu zgrzewania ( $t_t = 3,6$  s) szerokość strefy z fazą międzymetaliczną wynosiła 1–2  $\mu\text{m}$ , ale kąt zgięcia wynosił nadal zaledwie ok.  $10^\circ$ . Podjęto liczne próby wyeliminowania fazy międzymetalicznej przez zmianę geometrii powierzchni łączenia (rys. 4.32).



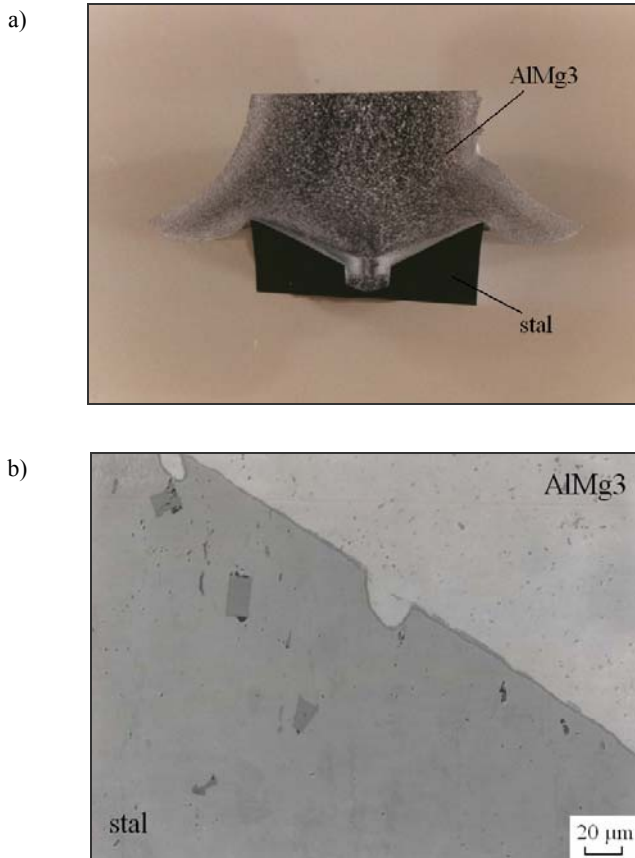
Rys. 4.32. Schemat kształtów powierzchni złączy zgrzewanych tarciove stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189 stosowanych w badaniach (wg [11])



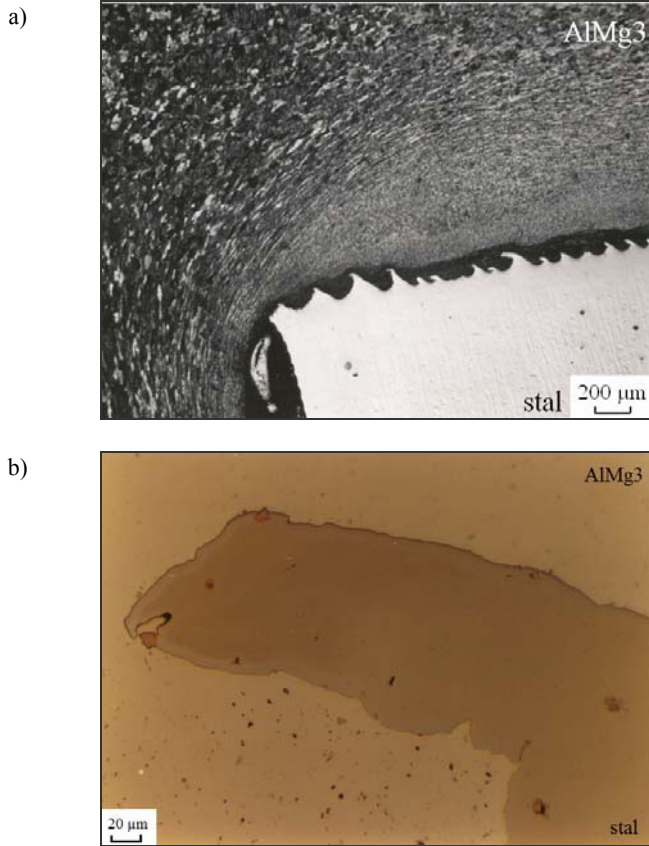
Rys. 4.33. Mikrostruktura w strefie połączenia złączy zgrzewanego tarciove stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189 (próbka stalowa z powierzchnią chropowatą –  $R_z = 150 \mu\text{m}$ ) (a), oraz powiększony fragment mikrostruktury z rys. 4.33a (b)

Na rysunku 4.33 pokazano mikrostrukturę strefy połączenia złącza zgrzewanego tarciowo stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189 wraz z pomiarem mikrotwardości, przy czym powierzchnię czołową próbki stalowej przygotowano przez zgrubne toczenie (chropowatość  $Rz = 150 \mu\text{m}$ ). Na rysunku 4.33a widoczna jest, po stronie stopu aluminium, strefa o szerokości około  $500 \mu\text{m}$ , pozbawiona mikrowtrąceń i o zwiększonej do  $74 \text{HV } 0,015$  mikrotwardości (materiał rodzimy –  $64 \text{HV } 0,015$ ). Na granicy połączenia występuje wąska (ok.  $1 \mu\text{m}$ ) strefa dyfuzyjna. Statyczna próba rozciągania spowodowała rozerwanie próbki na powierzchni przylegania, przy wytrzymałości  $197 \text{MPa}$ , natomiast kąt zgięcia wynosił  $13^\circ$ .

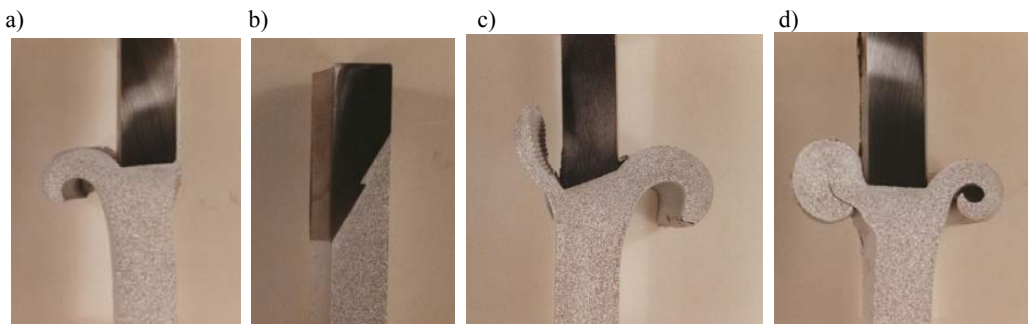
Kolejne próby, m.in. ze stożkową powierzchnią próbki stalowej (rys. 4.34), nie spowodowały wyeliminowania strefy z fazą międzymetaliczną na granicy połączenia. Maksymalne kąty zgięcia dochodziły do  $35^\circ$  przy stożkowym kształcie złącza.



Rys. 4.34. Makrostruktura połączenia zgrzewanego tarciowo stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189 o średnicy 30 mm, przy stożkowym kształcie złącza (a) oraz mikrostruktura tego połączenia (b)



Rys. 4.35. Makrostruktura połączenia zgrzewanego tarciove stop aluminium AlMg3 o średnicy 60 mm–stal austenityczna X10CrNiTi189 o średnicy 30 mm i o znacznym schropowaceniu powierzchni przylegania (a) oraz mikrostruktura tego połączenia (b)

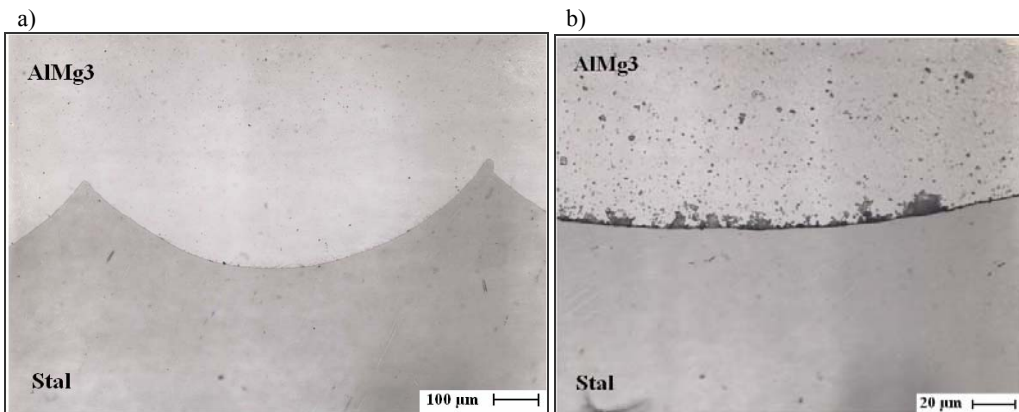


Rys. 4.36. Widok makrostruktur ścianki rur o średnicy 50 mm, grubość ścianki 10 mm, ze złączy zgrzewanych tarciove stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189, dla różnych sposobów ukształtowania połączenia: z trzpieniem ograniczającym wypływkę wewnątrz rury, kąt ukosowania czoła próbki stalowej – 10°, powierzchnia stoczona zgrubnie (a), z ukosowaniem czoła próbki stalowej 45° i z zamkiem (b), kąt ukosowania czoła próbki stalowej – 30°, powierzchnia stoczona zgrubnie (c), kąt ukosowania czoła próbki stalowej – 10°, ale do wewnątrz rury, powierzchnia stoczona zgrubnie (d)

Na rysunku 4.35 pokazana jest makrostruktura zgrzewanych tarciowo próbek ze stopu aluminium AlMg3 o średnicy 60 mm ze stalą austenityczną X10CrNiTi189 o średnicy 30 mm i znacznym schropowaceniu powierzchni przylegania po stronie stali. Widoczne jest zakłócenie w wplynięciu materiału stopu AlMg3 wskutek występujących makrochropowatości.

Przeprowadzono liczne próby kształtowania powierzchni czołowej stali w złączach rurowych o średnicy 50 mm. Ich ukształtowanie wpływało wprawdzie na różne kształtowanie się wypłytki, ale nie powodowały wyeliminowania warstwy z fazami międzymetalicznymi na powierzchni przylegania łączonych materiałów (rys. 4.36).

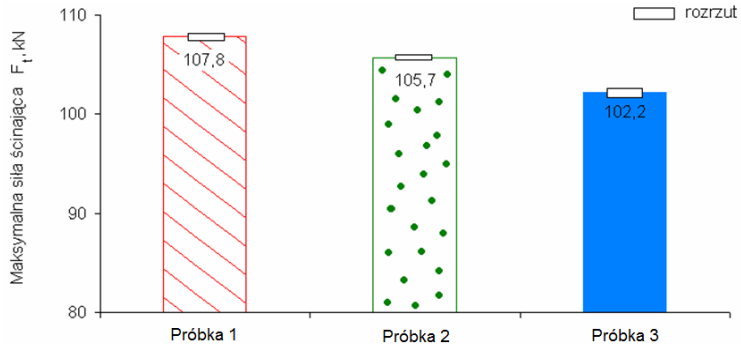
W celu określenia wpływu parametrów procesu zgrzewania tarcioowego złączy na pracę ścinania przeprowadzono w pracy [15] badania metodą podaną w rozdziale 7. Złącza ze stopu aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189 w postaci prętów o średnicy 30 mm wykonano z trzema różnymi parametrami zgrzewania tarcioowego, dobranymi tak, aby zapewnić różne właściwości mechaniczne złączy, starano się tak kształtować złącza, żeby wystąpiły na powierzchni przylegania różne grubości warstw z fazą międzymetaliczną. Różnicowano więc czas tarcia oraz sposób przygotowania powierzchni próbek stalowych. Analizowane w badaniach złącza wykonywano z czasem tarcia 1,3 s i 4,5 s (parametry poz. 12 i 13, tab. 4.5), przez co występowała różna grubość warstw z fazami międzymetalicznymi, co jest widoczne na rysunku 4.37. Powierzchnie czołowe próbek stalowych przygotowywano przez toczenie dokładne (próbka 1:  $t_t = 1,3$  s;  $R_z = 24$   $\mu\text{m}$ ) i zgrubne (próbka 2:  $t_t = 1,4$  s;  $R_z = 152$   $\mu\text{m}$ ; próbka 3:  $t_t = 4,5$  s;  $R_z = 152$   $\mu\text{m}$ ).



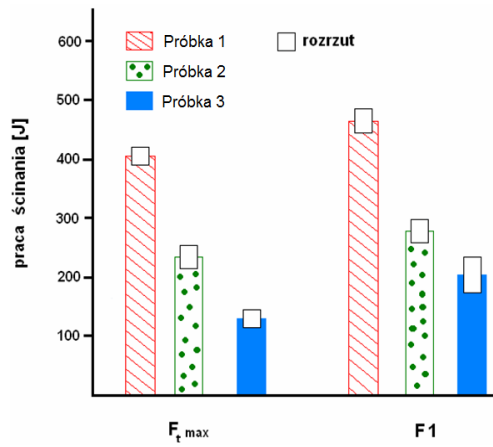
Rys. 4.37. Widok strefy połączenia zgrzewanych tarciowo złączy stop aluminium AlMg3–stal austenityczna (mikroskop świetlny, zgląd nietrawiony, próbka 2 (a) oraz próbka 3 (b) (według [15])

Podczas gdy dla złączy zgrzewanych o krótkim czasie tarcia występuje ciągła wąska strefa dyfuzyjna, o szerokości kilku mikrometrów (rys. 4.37a), wówczas przy dłuższym czasie tarcia występują po stronie stopu aluminium miejscowe pogrubienia warstwy dyfuzyjnej i nieciągłości (rys. 4.37b).

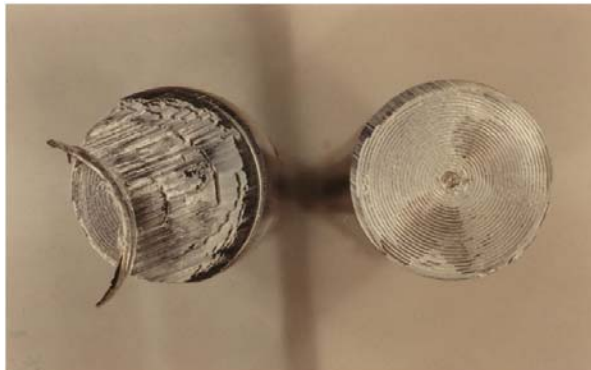




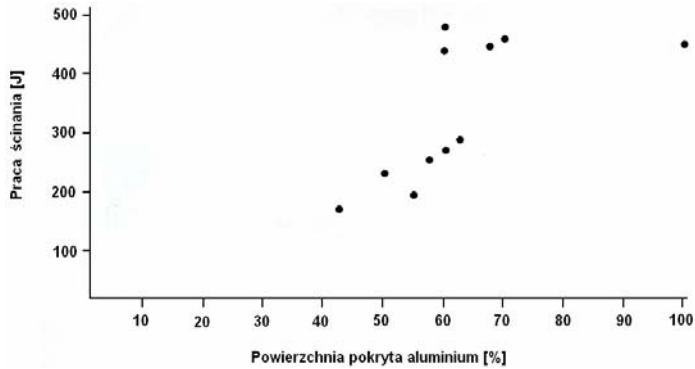
Rys. 4.38. Maksymalna siła ścinająca złącza stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189 (według [15])



Rys. 4.39. Wyniki pracy ścinania badanych złączy stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189, określonej dla dwóch wariantów drogi ścinania (według [15])



Rys. 4.40. Wygląd powierzchni złącza stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi 189 po próbie ścinania (parametry zgrzewania nr 1) (według [15])



Rys. 4.41. Zestawienie pracy ścinania zgrzewanych tarciowo złączy stop aluminium AlMg3–stal austenityczna i wielkości powierzchni osadu aluminium na stali (według [15])

Wyniki maksymalnej siły obciążającej, otrzymanej w próbie ścinania badanych złączy podano na rysunku 4.38. Natomiast na rysunku 4.39 pokazano wyniki pracy ścinania obliczonej dla dwóch wariantów drogi ścinającej,  $F_{t\max}$  i  $F_1$ . Wygląd przykładowych próbek po przeprowadzonej próbie ścinania pokazano na rysunku 4.40. Na przekroju, w zależności od parametrów zgrzewania, po stronie stali widoczny jest osad aluminium, którego oszacowana ilość wynosiła od 42% do 100% powierzchni próbki, w zależności od parametrów zgrzewania.

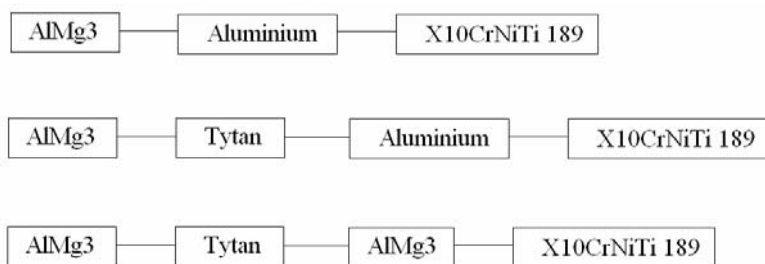
Z wcześniejszych badań [9, 112] wiadomo, że podczas zgrzewania tarcioowego stali, w tym również stali austenitycznych ze stopami aluminium, zawierającymi powyżej 2% wag. magnezu następuje tworzenie się twardych i kruchych faz międzymetalicznych typu  $Al_{13}Fe_4$ . Ich powstawanie jest warunkowane procesami dyfuzyjnymi, które przyspiesza magnez, a ich grubość zależy od parametrów zgrzewania, zwłaszcza czasu tarcia. Analizowane w badaniach złącza wykonywano z dwoma różnymi czasami tarcia, tak więc występowała różna grubość warstw z fazami międzymetalicznymi. Dla złączy zgrzewanych o krótkim czasie tarcia występuje ciągła wąska strefa dyfuzyjna o szerokości kilku mikrometrów (rys. 4.37a), przy dłuższym czasie tarcia występuje po stronie stopu aluminium miejscowe pogrubienia warstwy dyfuzyjnej i nieciągłości (rys. 4.37b). Ale próba ścinania wykazała różnicę jedynie około 5% w maksymalnej sile ścinającej między złączami wykonanymi z badanymi parametrami zgrzewania (rys. 4.38), przy czym największe wartości (średnia 107,8 kN) stwierdzono dla próbek zgrzewanych z parametrami o krótkim czasie fazy tarcia, a najmniejsze (102,2 kN) dla próbek zgrzewanych parametrami z długim czasem fazy tarcia. Natomiast wyznaczona praca ścinania dla różnych etapów próby wykazała, że w pracy ścinania dla analizowanych złączy występują duże różnice, zależne od zastosowanych parametrów procesu. Jeżeli analizowany jest okres do wystąpienia największej siły ścinającej  $F_{t\max}$ , to praca ścinania wynosi, odpowiednio dla parametrów zgrzewania: 402 J; 245 J; 132 J (rys. 4.39). Gdy rozpatruje się okres dla siły  $F_1$ , tzn. dla siły mniejszej o 8 kN od  $F_{t\max}$ , wówczas praca ścinania ma średnie wartości odpowiednio 461 J; 270 J i 198 J (rys. 4.39).

Jeżeli zestawione zostaną na jednym wykresie praca ścinania i oszacowana powierzchnia osadu aluminium pozostającego na stali po próbie ścinania, to można zauważyć zależność zwiększenia pracy ścinania wraz z wielkością powierzchni pokrytej aluminium (rys. 4.41).

Przeprowadzone próby ścinania złączy stop aluminium AlMg3–stal austenityczna pozwalają stwierdzić, że wprawdzie różnice w maksymalnej sile ścinającej złączy wykonanych z różnymi parametrami zgrzewania są nieznaczne, ale praca ścinania jest różna dla złączy wykonanych z badanymi zróżnicowanymi parametrami technologicznymi i może być istotnym wskaźnikiem oceny jakości połączenia.

Należy jednak zauważyć, że grubość warstwy z fazą międzymetaliczną w zgrzewanych tarciove złączach stopu aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189 jest znacznie mniejsza (wynosi 1–3  $\mu\text{m}$ ) niż występująca podczas zgrzewania dyfuzyjnego (6–8  $\mu\text{m}$ ) [102, 103]. Z tego względu złącze zgrzewane tarciove stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189 może z powodzeniem zastąpić takie złącza wykonywane przez zgrzewanie dyfuzyjne.

Wobec niepowodzeń w uzyskaniu przez bezpośrednie zgrzewanie tarciove stopu AlMg3 ze stalą X10CrNiTi189 złączy o dobrej plastyczności, to jest o większych kątach zgięcia, podjęto dalsze próby polepszenia właściwości plastycznych złącza poprzez zastosowanie warstw pośrednich, wykonanych także metodą zgrzewania tarciovego, co schematycznie pokazano na rysunku 4.42.

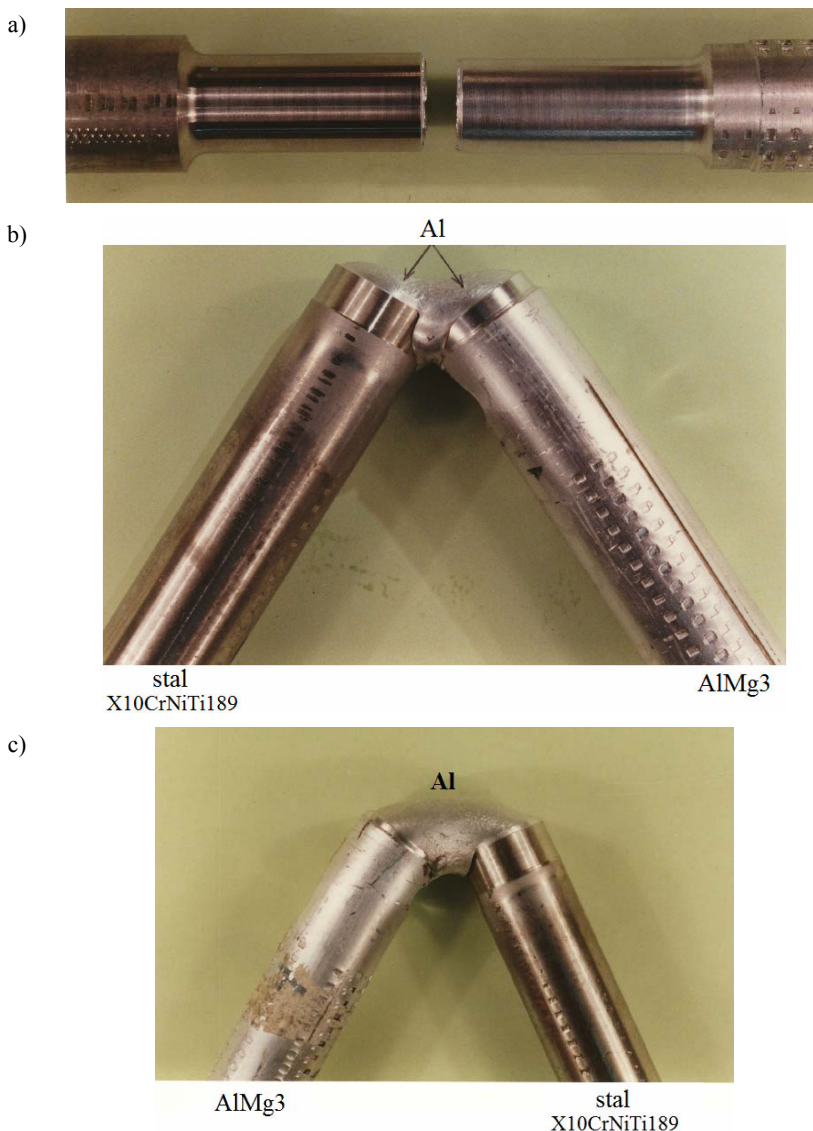


Rys. 4.42. Schemat budowy złącza stop aluminium AlMg3–stal austenityczna X10CrNiTi189 z warstwami pośrednimi

W pierwszych badaniach Autora [11] zastosowano warstwę pośrednią z czystego aluminium Al99,8, podobnie jak się stosuje podczas zgrzewania wybuchowego takich par materiałów [178]. Wykonane złącza miały wytrzymałość na rozciąganie 90–185 MPa, zależną od grubości warstwy przejściowej, które badano w zakresie 3–35 mm (tab. 4.5, parametry 4, rys. 4.43a).

Technologiczna próba zginania powodowała silną deformację w warstwie pośredniej z czystego aluminium (rys. 4.43b, c).

Kolejnym materiałem, który przebadano jako materiał na warstwę pośrednią dla złącza stop AlMg3 ze stalą X10CrNiTi189, był tytan. Jak to przedstawiono w rozdziale 4.4.2, w strefie łączenia zgrzewanego tarciove złącza tytan–AlMg3 występuje



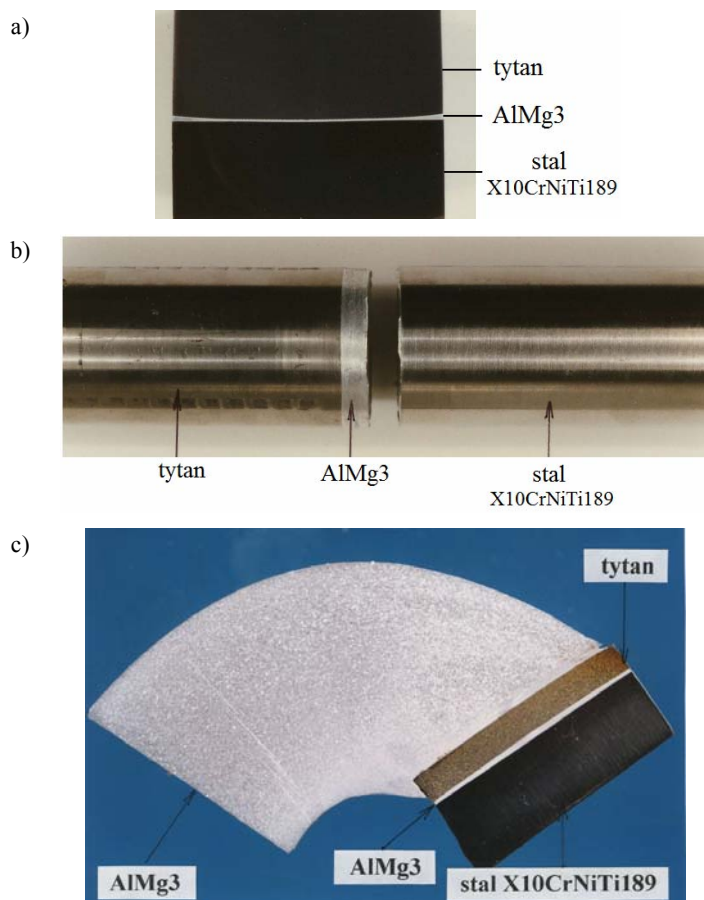
Rys. 4.43. Widok złącza stop aluminium AlMg3–stal X10CrNiTi189 z warstwą pośrednią z aluminium Al99,8, o grubości 8 mm, po statycznej próbie rozciągania (a), po technologicznej próbie zginania (b), po technologicznej próbie zginania przy warstwie pośredniej z aluminium o grubości 18 mm (c) (według [11])

warstwa dyfuzyjna, której grubość (do ok. 10  $\mu\text{m}$ ) zależy od zastosowanych parametrów procesu. Stwierdzono, że maksymalna twardość w warstwie dyfuzyjnej wynosi 222 HV 0,005, jest zatem tylko nieznacznie większa od mikrotwardości samego tytanu (171 HV 0,025).

Ponieważ we wcześniejszych danych literaturowych mówi się o tym, że nie można uzyskać złącza tytan–stal bez warstwy kruchej fazy międzymetalicznej [8, 9] postano-

wiono do łączenia stopu AlMg3 ze stalą X10CrNiTi189 zastosować drugą warstwę przejściową, to jest pomiędzy stalą a warstwą z tytanu (rys. 4.42, 4.44a). Na materiał tej warstwy stosowano czyste aluminium Al99,8 albo stop AlMg3. W konstrukcji złącza z użyciem międzywarstwy z czystego aluminium, wytrzymałość na rozciąganie wynosiła 185 MPa, a zerwanie następowało na granicy połączenia aluminium–stal. Technologiczna próba zginania wykazała silną deformację w warstwie aluminium.

Zastosowanie drugiej międzywarstwy ze stopu AlMg3 pozwoliło otrzymać złącza o wytrzymałości 346 MPa (zerwanie na granicy AlMg3–stal, rys. 4.44b) oraz osiągnąć w technologicznej próbie zginania kąt zgięcia ponad 120°. Takie zachowanie złącza można wyjaśnić tym, że pomimo utworzenia na granicy stop AlMg3–stal X10CrNiTi189 faz międzymetalicznych, mała grubość całej przekładki powoduje, że przenosi ono z powodzeniem naprężenie występujące w złączu podczas zginania, a odkształcenie przebiega za warstwą tytanu, po stronie AlMg3 (rys. 4.44c).



Rys. 4.44. Widok makrostruktury złącza zgrzewanego tarciove tytan–AlMg3–X10CrNiTi189 (a) oraz złącze po próbie rozciągania (b) i złącze AlMg3–tytan–AlMg3–X10CrNiTi189 po technologicznej próbie zginania (c) (według [11])

Zastosowanie do badań złączy stopu AlMg<sub>3</sub>–stal austenityczna X10CrNiTi189 warstw pośrednich z tytanu i AlMg<sub>3</sub> umożliwia otrzymanie złącza charakteryzującego się dużą wytrzymałością i stosunkowo dużym kątem zgięcia.

#### Stal 42CrMo4–stop aluminium AlCuMgNi

W pracy [13] Autor przedstawił część badań nad zgrzewaniem tarciovym stopu aluminium AlCuMgNi (wg ASTM B247) o nazwie handlowej AN40 w postaci odkuwek w stanie dostawy T6 (przesycany, a następnie starzony sztucznie), ze stałą do ulepszenia cieplnego w gat. 42CrMo4 w postaci wałków o średnicy 45 mm. Zastosowanie tak dużych średnic próbek było uwarunkowane dążeniem do jak najbardziej ścisłego zbliżenia przeprowadzonych badań do ich przeznaczenia utylitarnego. Takie połączenie miało bowiem zastąpić dotychczasowe łączenie mechaniczne wału i wirnika, wykonanych z tych materiałów, stosowane w niektórych typach turbodoładowywczy w dużych silnikach wysokoprężnych.

Stal do ulepszenia cieplnego w gatunku 42CrMo4, której skład chemiczny podano w tab. 4.6, po austenitzacji w temperaturze ok. 850 °C, w zależności od szybkości chłodzenia, może charakteryzować się różną budową mikrostrukturalną, o twardości od 175 HV do 640 HV. Temperatura odpuszczania dla tej stali wynosi 480–650 °C, a wyżarzania zmiękczającego 680–720 °C.

Tabela 4.6. Skład chemiczny badanych materiałów (wg [13])

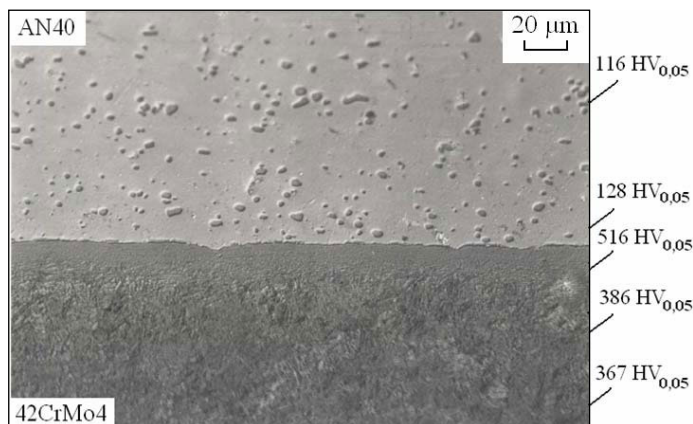
Materiał	Zawartość, % wag.												
		C	Cu	Mo	Si	Mn	Mg	Cr	Ni	Ti	Zn	Inne	
AlCuMgNi (wg ASTM B247)	min	0,9	2,3	–	0,2	–	1,4	–	0,9	–	–	0,05 razem	Al–reszta
	max	1,2	2,7		0,25	0,10	1,8	0,05	1,2	0,06	0,1	max 0,15	
42CrMo4 (wg DIN 17200)	min	0,38	–	0,15	–	0,50	–	0,90	–	–	–	P-max 0,035	Fe–reszta
	max	0,45		0,30	0,40	0,80		1,20				S-max 0,030	

Powierzchnie czołowe próbek przeznaczonych do zgrzewania tarciovego przygotowano przez toczenie, a bezpośrednio przed zgrzewaniem myto w alkoholu etylowym. Próbki ze stopu aluminium dodatkowo trawiono, a następnie ponownie przemywano alkoholem. Powierzchnie czołowe próbek stalowych łączono pod kątem pochylenia 2° do osi, w celu zmniejszenia początkowego momentu tarcia.

W pierwszym etapie badań nad połączeniami AN40–stal 42CrMo4 postanowiono dokonać ich bezpośredniego zgrzewania tarciovego, stosując parametry podane w tab. 4.5. Specjalnie dobrano różne parametry, w tym dwie prędkości obrotowe (720 i 1500 min<sup>-1</sup>), żeby zróżnicować ilość dostarczanego ciepła.

Wyniki badań metalograficznych wykazały, że dostarczanie większej ilości energii w procesie zgrzewania, powodowało utworzenie spękanej warstwy dyfuzyjnej o mikrotwardości 516 HV (rys. 4.45), co prowadziło do zniszczenia złącza w próbie rozciągania już przy niewielkim obciążeniu (tab. 4.5). Zastosowanie krótszego czasu

zgrzewania, ale większych nacisków, prowadzi do zaniku warstwy dyfuzyjnej, ale wytrzymałość złącza była nadal niewielka (ok. 100 MPa). Przeprowadzone na tym etapie badania wykazały, że nieco większą wytrzymałość mają złącza wykonane przy mniejszej prędkości obrotowej (tab. 4.5, próbka 5).



Rys. 4.45. Mikrostruktura złącza zgrzewanego tarciove stop AN40–stal 42CrMo4

Podjęto próbę zwiększenia oddziaływania dyfuzyjnego na powierzchni spajania stop AN40–stal 42CrMo4 przez dodatkowe wyżarzanie złącza w zgrzewarce dyfuzyjnej. Badania wykazały, że dla wąskiego zakresu parametrów zgrzewania można uzyskać zwiększenie wytrzymałości złącza, ale i tak otrzymane wyniki są niezadowalające (tab. 4.5).

W wyniku przeprowadzonych badań stwierdzono, że poprzez bezpośrednie zgrzewanie tarciove stali w gat. 42CrMo4 ze stopem aluminium AN40, uzyskuje się gorsze właściwości mechaniczne złącza (wytrzymałość na rozciąganie do ok. 100 MPa). Stwierdzono występowanie twardej warstwy dyfuzyjnej na granicy łączenia. Zastosowanie parametrów zgrzewania tarciowego, powodujących wprowadzenie mniejszej ilości ciepła do złącza, powoduje wprawdzie zanik strefy dyfuzyjnej, ale także zmniejszenie wytrzymałości złącza.

Podjęto więc dalsze próby uzyskania lepszych właściwości połączenia stali w gat. 42CrMo4 ze stopem aluminium AN40 przez zastosowanie warstw pośrednich, wykonanych także metodą zgrzewania tarciowego.

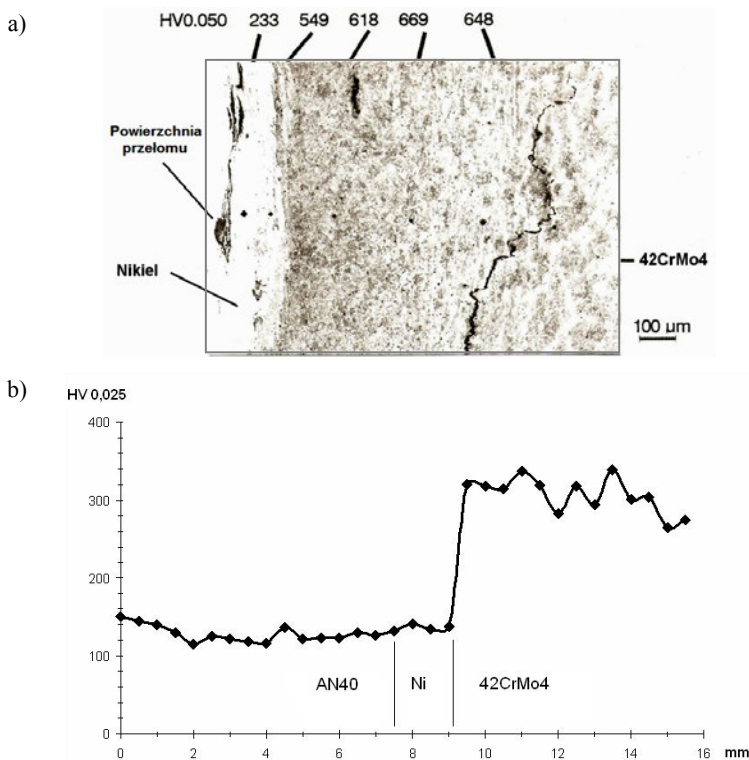
Na tym etapie badań postanowiono zastosować międzywarstwę z metalu, który będzie miał większy zakres tworzenia roztworu stałego z aluminium, a przez to w strefie połączenia nie powinna tak szybko powstawać strefa fazy międzymetalicznej, jak w bezpośrednim łączeniu stali 42CrMo4 ze stopem AN40. Na podstawie analizy układów podwójnych z aluminium można stwierdzić, że żaden z metali nie tworzy w całym zakresie stężeń roztworu stałego bez fazy międzymetalicznej. Wybrano nikiel, sugerując się wcześniejszymi badaniami procesu zgrzewania dyfuzyjnego [102, 103].

Wałki ze stali 42CrMo4 zgrzewano tarciove do płytek niklu o wymiarach 2×50×50 mm, (próbka 6, tab. 4.5), a następnie przetoczono czoło i powierzchnię

boczną złącza stal/nikiel. Tak przygotowany półprodukt zgrzewano następnie ze stopem aluminium AN40 (tab. 4.5, próbka 7). Już pierwsze próby umożliwiły uzyskanie złączy o wytrzymałości 211–235 MPa.

Dalsze badania skierowano na odpowiednie przygotowanie powierzchni niklu. Okazało się, że zgrubne toczenie powierzchni czołowej od strony niklu, zamiast dokładnego, polepszyło wytrzymałość połączenia. Stwierdzono, że korzystne wyniki uzyskuje się dla powierzchni czołowej o parametrze chropowatości  $R_a = 43 \mu\text{m}$ ,  $R_z = 162 \mu\text{m}$ . Przeprowadzone próby dodatkowego wygrzewania w piecu próżniowym, w celu wytworzenia szerszej warstwy dyfuzyjnej na powierzchni łączenia, nie przyniosły spodziewanego wzrostu wytrzymałości na rozciąganie połączenia.

Badania metalograficzne wykazały, że po zgrzewaniu tarciovym stali 42CrMo4 z niklem, po stronie stali tworzy się strefa o strukturach hartowniczych, o mikrotwardości 648 HV 0,050, podczas gdy mikrotwardość materiału rodzimego wynosi 310 HV 0,050 (rys. 4.46a). W złączach po próbie rozciągania zaobserwowano mikropęknięcia właśnie w tej strefie, pomimo że zerwanie próbki nastąpiło w płaszczyźnie połączenia AN40–Ni.

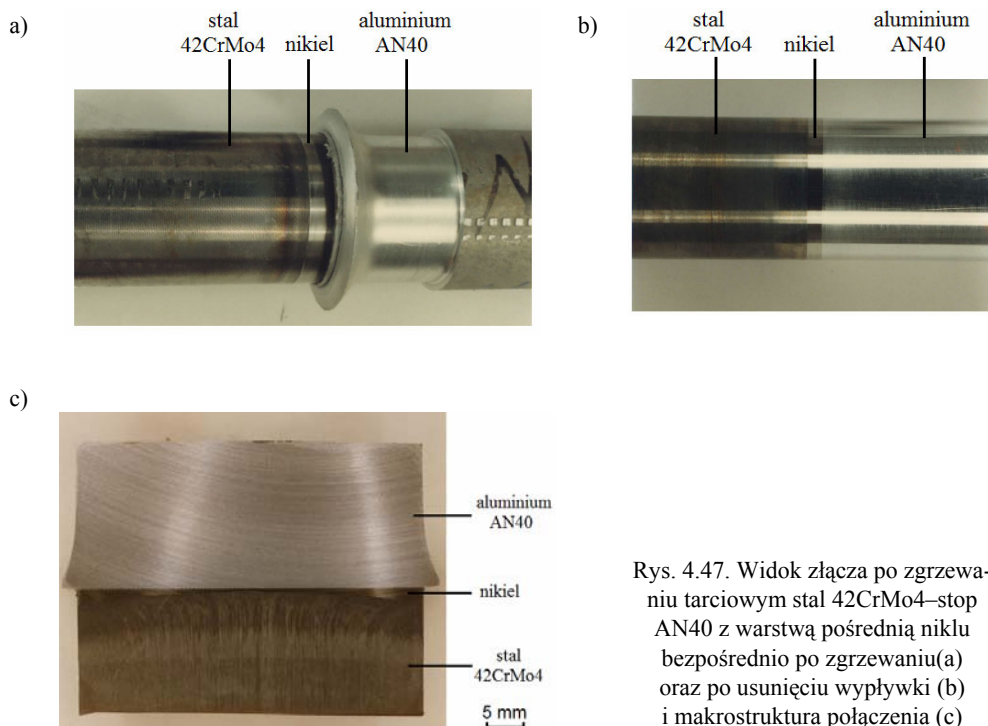


Rys. 4.46. Zgrzewane tarciovo złącze stal 42CrMo4–nikiel–stop AN40, mikrostruktura po próbie rozciągania (a) oraz przebieg mikrotwardości (b) (według [13])

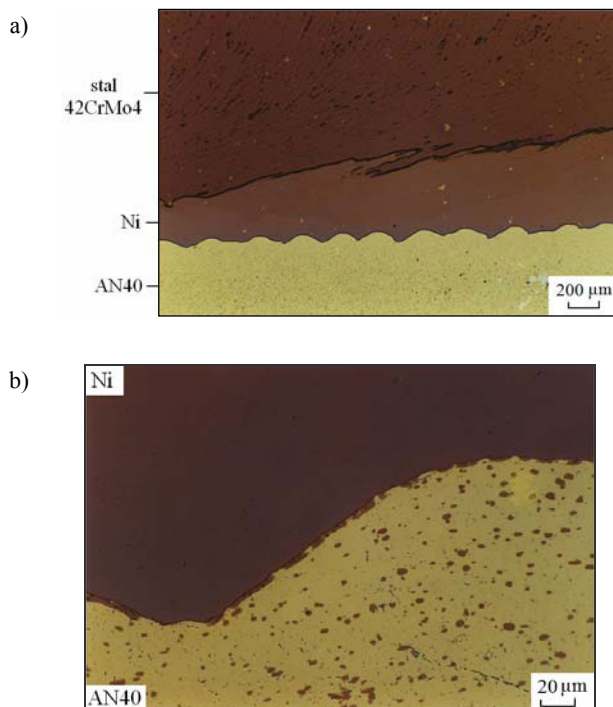


W celu usunięcia w stali strefy o dużej twardości, zgrzane tarciove złącze stal 42CrMo4–nikiel poddano obróbce cieplnej (680 °C, 60 minut, piec próżniowy). Po tak przeprowadzonym wyżarzaniu wykonywano dalszy etap zgrzewania tarciovego, to jest złącze stop AN40–Ni/stal 42CrMo4. Występująca w tym przypadku temperatura na granicy połączenia stop aluminium–nikiel/stal 42CrMo4 nie powoduje austenitizacji w stali, a więc nie tworzą się struktury hartownicze, jak podczas zgrzewania z materiałem o większej temperaturze topnienia. Wyniki badań mikrotwardości takiego połączenia pokazano na rysunku 4.46b. Widać, że zastosowana obróbka cieplna spowodowała zanik twardej strefy po stronie stali (mikrotwardość stali przy powierzchni przylegania wynosiła około 330 HV).

Najlepsze właściwości mechaniczne złącza – ok. 270 MPa, co stanowi ok. 70% wytrzymałości na rozciąganie stopu AN40, uzyskano dla połączenia wykonywanego przez kolejno przeprowadzane operacje: zgrzewanie tarciove stal–nikiel, następnie obróbkę cieplną (wysokie odpuszczanie) i kolejne zgrzewanie tarciove wykonanego złącza stal/nikiel ze stopem aluminium. Widok złącza po zgrzewaniu tarciowym przedstawiono na rysunku 4.47a, jego mikrostrukturę na rys. 4.47c, a po usunięciu wypłytki z widoczną warstwą pośrednią z niklu na rysunku 4.47b. Mikrostrukturę połączenia pokazano na rysunku 4.48. Na powierzchni przylegania stop AN40–nikiel, po stronie stopu aluminium, widoczne są nieciągłe wydzielenia fazy międzymetalicznej (rys. 4.48b).



Rys. 4.47. Widok złącza po zgrzewaniu tarciowym stal 42CrMo4–stop AN40 z warstwą pośrednią niklu bezpośrednio po zgrzewaniu(a) oraz po usunięciu wypłytki (b) i makrostruktura połączenia (c)



Rys. 4.48. Mikrostruktura połączenia stal 42CrMo4–stop AN40 z warstwą pośrednią niklu (a) oraz fragment powiększonej mikrostruktury strefy połączenia nikiel–stop AN40 (b)

Przełom w próbie rozciągania następuje po powierzchni połączenia nikiel–stop aluminium. Ze względu na osiągnięcie krańcowej wartości siły docisku w urządzeniu do zgrzewania tarcowego (ok. 400 kN), nie było możliwe zastosowanie dla próbek o średnicach 45 mm, większych docisków spęczania, co jeszcze mogło poprawić właściwości mechaniczne połączenia.

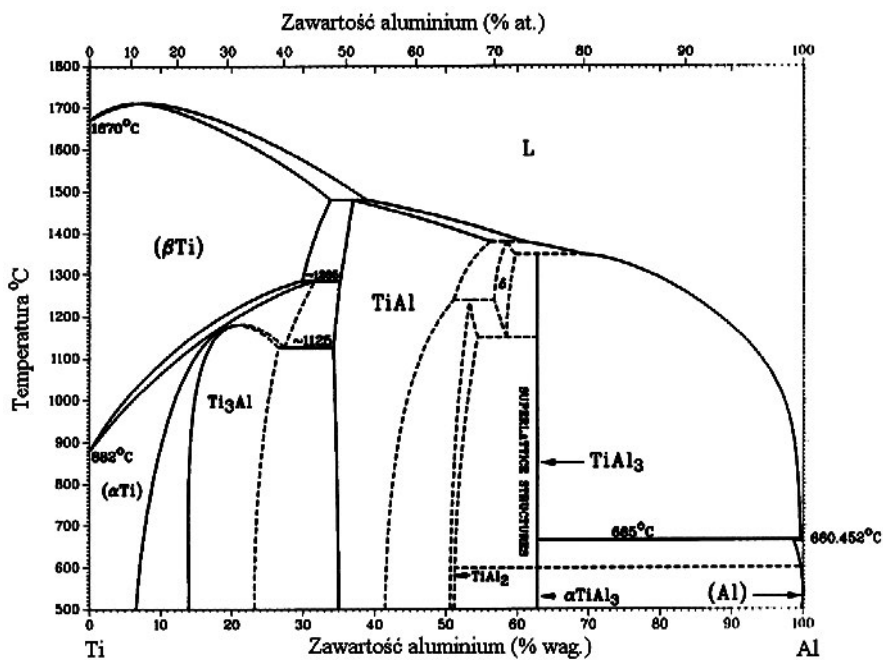
Istnieje także możliwość łączenia stali z aluminium czy stopami aluminium metodą zgrzewania tarcowego FSW i jej odmianami [115, 116]. W pracy [35] przedstawiono przykłady zgrzewania złączy stopu aluminium AA6061 ze stalą niskowęglową w gatunku SS400. Autorzy stosowali analizę wariacyjną i inne techniki metod statystycznych do interpretacji wyników eksperymentu. Złącza wykonywano dla dwóch prędkości obrotowych narzędzia ( $550 \text{ min}^{-1}$  i  $800 \text{ min}^{-1}$ ) i trzech prędkości posuwu ( $0,9$ ;  $1,2$  i  $1,5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ). Stwierdzono, że najmniejsza praca łamania wyniosła 36 J i występuje dla złączy wykonanych z najmniejszą z badanych prędkości obrotowych narzędzia ( $550 \text{ min}^{-1}$ ).

Wyniki badań zgrzewania doczołowego metodą FSW pary materiałów stal austenityczna X5CrNi1810 ze stopem aluminium Al6013 przedstawiono także w [174]. Obserwacje mikroskopowe ujawniły niejednorodne rozmieszczenie zdeformowanych cząstek stali nierdzewnej o nieregularnych poszarpanych kształtach otoczonych osnową stopu aluminium. W części cząstek stali, które znalazły się w obrębie strefy zgrze-

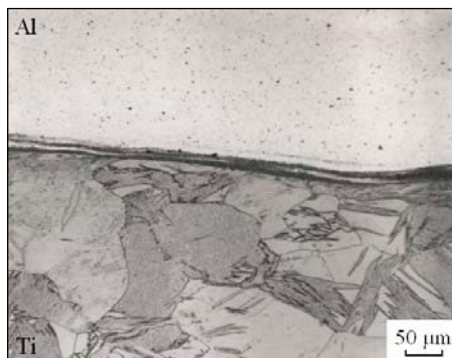
iny, stwierdzono mikropęknięcia, co autorzy tłumaczą wysokim stopniem deformacji i intensywnym mieszaniem się materiałów. Wytrzymałość zmęczeniowa złączy była o około 30% mniejsza niż wytrzymałość rodzimego stopu aluminium.

### 4.2.3. Aluminium–tytan

W równowagowym układzie dwuskładnikowym aluminium–tytan (rys. 4.49) występuje faza międzymetaliczna  $TiAl_3$ , ale w dość szerokim zakresie procentowym są też roztwory aluminium w tytanie.



Rys. 4.49. Wykres równowagowy układu aluminium–tytan (według [111])



Rys. 4.50. Mikrostruktura połączenia tytan–stop aluminium AlMg3

Podjęto badania nad bezpośrednim połączeniem zgrzewanym tarciovo aluminium–tytan i stop aluminium AlMg3–tytan [11, 12]. Parametry zgrzewania podano w tabeli 4.5. Badania metalograficzne wykazały istnienie warstwy dyfuzyjnej o grubości ok. 10  $\mu\text{m}$  na powierzchni przylegania (rys. 4.50), o mikrotwardości ok. 222 HV 0,005 (czas tarcia 2,6 s). Mikrotwardość tytanu wynosiła ok. 170 HV 0,025, przy czym w pobliżu powierzchni złącza wzrosła do ok. 200 HV 0,025. Natomiast mikrotwardość stopu aluminium AlMg3 była na poziomie 84 HV 0,025. Należy zwrócić uwagę na stosunkowo małą mikrotwardość warstwy dyfuzyjnej.

Statyczna próba rozciągania złączy stop aluminium AlMg3–tytan wykazała, że zerwanie następuje w materiale stopu aluminium, przy sile zrywającej 205 MPa. Również technologiczna próba zginania dała pozytywny wynik, kąt zgięcia wynosił ponad 120°.

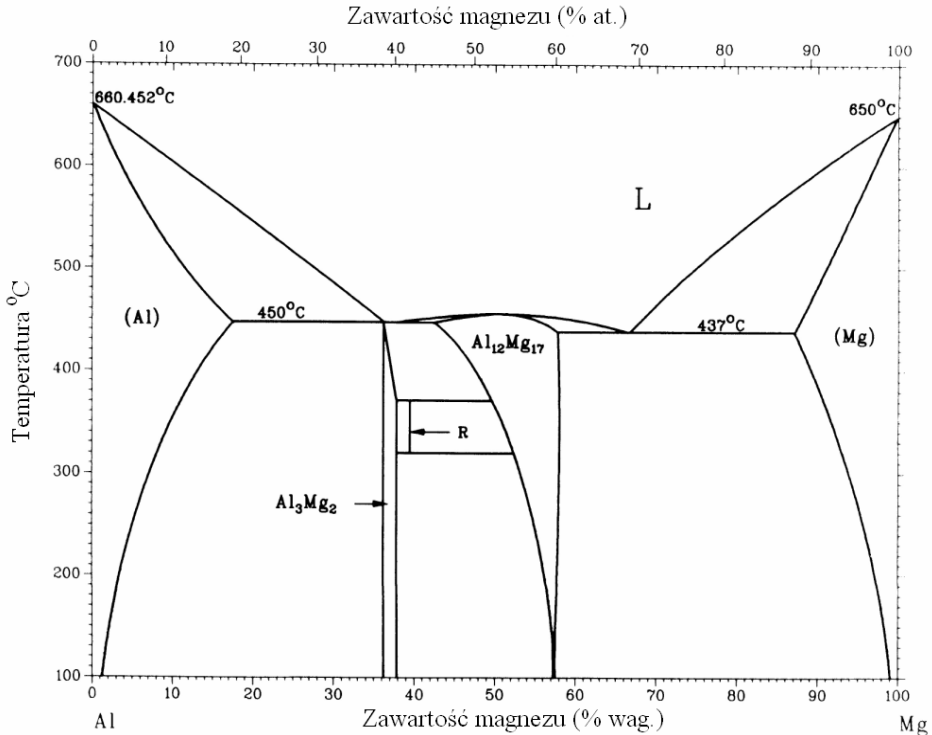
Pozytywne wyniki technologicznej próby zginania, z jednocześnie stosunkowo dużą wytrzymałością na rozciąganie, skłoniły do zaprojektowania złącza stop aluminium AlMg3–stal austenityczna z międzywarstwą tytanu (rozd. 4.2.1).

Połączenia tytanu ze stopami aluminium wykonywane metodą FSW są przedmiotem badań ze względu na ich zastosowanie w przemyśle kosmicznym i motoryzacyjnym. W pracy [34] przedstawiono wyniki łączenia tą metodą tytanu o grubości 2 mm z odlewniczym stopem aluminium ADC12 (2,4% Cu, 0,56% Zn, 0,18% Mn, 0,81% Fe, 0,17% Mg, 11,8% Si, reszta Al) o grubości 4 mm. Wykonywano złącza zakładkowe, stosując prędkość obrotową narzędzia 1500  $\text{min}^{-1}$ , prędkości posuwu kolejno 60; 90 i 120  $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$  oraz siłę docisku 5,39 kN. Stwierdzono powstawanie faz międzymetalicznych  $\text{TiAl}_3$ , ale autorzy, powołując się na literaturę, twierdzą że dopiero warstwa związków niemetalicznych o grubości ponad 5  $\mu\text{m}$  może przynosić negatywne efekty, takie jak osłabienie połączenia. Zauważono, że powstanie fazy międzymetalicznej jest związane z parametrami przebiegu procesu zgrzewania, a przede wszystkim zależy od prędkości posuwu narzędzia. Parametr ten ma wpływ na ilość wygenerowanego ciepła, a to z kolei na szybkość i stopień dyfuzji. Przeprowadzona statyczna próba rozciągania złącza wykazała jego wytrzymałość równą 62% wytrzymałości na rozciąganie stopu aluminium i stwierdzono przydatność zgrzewania metodą FSW do wykonywania połączeń pomiędzy stopami aluminium i tytanem.

#### 4.2.4. Aluminium–magnez

Potrzeba łączenia stopów aluminium ze stopami magnezu wynika jednoznacznie z dążenia konstruktorów do zmniejszenia masy elementów, jak również zwiększenia efektywności produkcji zastępując, gdzie to jest tylko możliwe, stopy aluminium stopami magnezu. Łączenie wymienionych metali jest bardzo trudne w konwencjonalnym sposobie spawania łukowego. Podczas standardowego spajania, w związku z roztopianiem materiałów i dużą ilością dostarczanego ciepła, następuje znaczny rozrost ziaren w strefie wpływu ciepła oraz powstanie wielu kruchych związków międzymetalicznych. W układzie równowagowym aluminium–magnez występuje wprawdzie wzajem-

na częściowa rozpuszczalność aluminium i magnezu, ale w zakresie kilku procent wagowych, a w pozostałych składach tworzą się struktury z fazami międzymetalicznymi (rys. 4.51).



Rys. 4.51. Układ równowagowy aluminium–magnez (według [111])

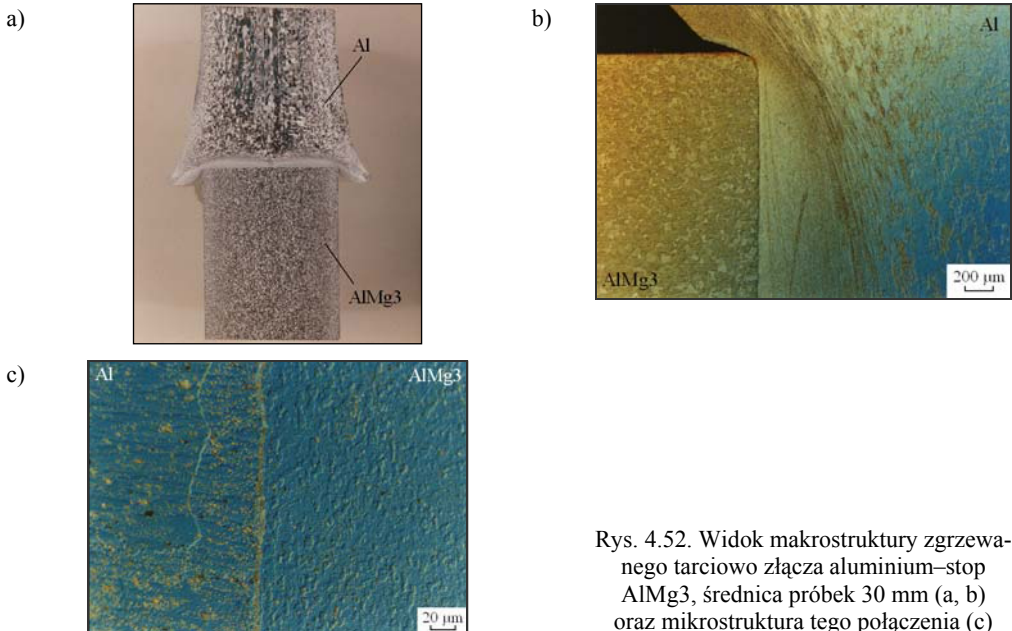
Różnorodne złącza aluminium–magnez wykonuje się przede wszystkim metodą zgrzewania FSW, aby wykorzystać mniejszą zdolność do tworzenia fazy międzymetalicznej w przypadku spajania w stanie stałym. W publikacjach [150, 151] przedstawiono badania zgrzewania metodą FSW stopu aluminium 1050 ze stopem magnezu AZ31. Prędkość obrotowa narzędzia wynosiła  $2450 \text{ min}^{-1}$ , przy posuwie narzędzia  $1,5 \text{ mm/min}$  oraz pochyleniu  $3^\circ$ , przy czym obrót narzędzia odbywał się przeciwnie do wskazówek zegara. Badania mikrostrukturalne pozwoliły stwierdzić występowanie wydzieli międzymetalicznej fazy  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ , która powodowała znaczne zwiększenie twardości w miejscu zgrzeiny. Twardość materiału rodzimego stopu aluminium wynosi 25 HV, natomiast stopu magnezu 50 HV, ale w strefie wzdłuż powierzchni przylegania twardość oscyluje w granicach 200–225 HV. Autorzy są zdania, że podczas procesu musiało dojść do nadtopienia materiału, który przeszedł podczas przemiany eutektycznej z postaci ciekłej w  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17} + \text{Mg}$ . Zbyt duża temperatura doprowadziła do dyfuzji atomów obu materiałów oraz wytworzenia związku  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  w zgrzeinie, co znacząco

zwiększyło twardość połączenia. Jest to sprzeczne z założeniami metody FSW, która zakłada, że jest to proces w stanie stałym.

Inne badania dotyczyły łączenia doczołowego blach grubości 2 mm ze stopu aluminium A5052P-O ze stopem magnezu AZ31B-O [89]. Stwierdzono, że złącza wolne od wad można uzyskać dla prędkości obrotowych narzędzia 1000, 1200 i 1400  $\text{min}^{-1}$ . Dla prędkości 800  $\text{min}^{-1}$  złącze charakteryzowało się wgłębieniami na powierzchni od strony narzędzia (bardzo nierówne szorstkie lico zgrzeiny). Podczas prędkości narzędzia 1600  $\text{min}^{-1}$  powstały liczne pęknięcia w centralnej części złącza. Autorzy nie znaleźli dowodów na powstanie fazy  $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$  w zgrzeinie oraz na to że w jakimkolwiek miejscu została przekroczona temperatura liquidus dla łączonych materiałów. Największa wartość wytrzymałości na rozciąganie (132 MPa) uzyskano dla zgrzeiny wykonanej z prędkością obrotową narzędzia wynoszącą 1000  $\text{min}^{-1}$ , co stanowi 66% wytrzymałości na rozciąganie łączonego stopu aluminium. Otrzymane połączenie charakteryzowało się wyjątkowo niewielkim wydłużeniem podczas zerwania próbki (2%). Przedstawione przykładowe wyniki badań wskazują na możliwość wykonywania połączeń spajanych ze stopów o różnych właściwościach magnezu i aluminium metodą FSW.

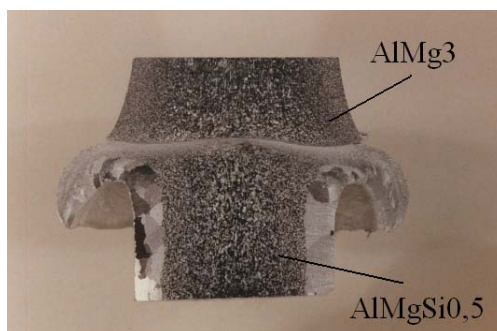
#### 4.2.5. Różnorodne złącza aluminium i jego stopów

W technice spotyka się wiele różnorodnych połączeń aluminium i stopów aluminium między sobą. Łączy się je zarówno metodą konwencjonalnego zgrzewania tarciovego, jak i zgrzewania metodą FSW.



Rys. 4.52. Widok makrostruktury zgrzewanego tarciovio złącza aluminium–stop AlMg3, średnica próbek 30 mm (a, b) oraz mikrostruktura tego połączenia (c)

Na rysunku 4.52 przedstawiono makro- i mikrostrukturę złącza zgrzewanego tarciove stop aluminium AlMg<sub>3</sub>–aluminium. Widać formowanie się wypłytki po stronie aluminium, a w mikrostrukturze na powierzchni przylegania zauważalna jest wąska strefa z wydzieleniami faz AlMg (rys. 4.52c). Nie wpływa to jednak w sposób istotny na właściwości mechaniczne złącza, zerwanie próbek następuje po stronie aluminium, a kąt zgięcia przekracza 120°.



Rys. 4.53. Widok makrostruktury zgrzewanego tarciove złącza stop aluminium AlMgSi<sub>0,5</sub>–AlMg<sub>3</sub> (średnica próbek 30 mm)

Makrostrukturę połączenia zgrzewanego tarciove stopów aluminium AlMg<sub>3</sub> i AlMgSi<sub>0,5</sub> przedstawiono na rysunku 4.53. Po dłuższym czasie zgrzewania (ok. 3 s) kąt zgięcia złącza w technologicznej próbie zginania przekracza 120°, a wytrzymałość na rozciąganie jest równa materiałowi AlMgSi<sub>0,5</sub> i wynosi 210 MPa.

Badania dotyczące wykonywania metodą FSW złączy o różnych właściwościach ze stopów aluminium są przedmiotem licznych publikacji [73, 115, 122, 129, 130].

Murr [118, 119] podaje parametry zgrzewania metodą FSW, następujących różnorodnych złączy aluminium:

Al7075–Al5052

Al7075–Al2017

Al7075–Al1100

Al2017–Al5052

Al2024–Al7039

Najczęściej stosuje się prędkość obrotową narzędzia 1250 min<sup>-1</sup> i prędkość zgrzewania 1 mm·s<sup>-1</sup>. Larsson [90] badał zgrzewanie FSW stopów aluminium Al5083–Al6082. Stwierdzono występowanie strefy o zmniejszonej twardości po stronie stopu Al6082, położonej bezpośrednio przy zgrzeinie. Zerwanie próbek w statycznej próbie rozciągania następowało właśnie w tej strefie o naprężeniu 29,6–31,9 MPa, a kąt zgięcia wyniósł ponad 120°.

W badaniach Maeda [109] przedstawiono zakres optymalnych parametrów zgrzewania metodą FSW różnorodnych złączy ze stopów aluminium A5083 i A6061. Złącza bez wad uzyskano przy prędkości obrotowej narzędzia 1800 min<sup>-1</sup> i prędkości zgrzewania 2,5 mm/s.

### 4.3. Złącza różnorodnych stali

Ze względu na różne zmiany strukturalne, jakie mogą wystąpić w stalowych złączach o różnych właściwościach, należy rozróżnić zgrzewanie tarciove konstrukcyjnych stali węglowych ze stalami narzędziowymi, stali do ulepszania cieplnego ze stalami austenitycznymi, a także połączenia wysokostopowych stali austenitycznych z ferrytycznymi. Z uwagi na dość powszechnie spotykane przypadki wykonywania takich połączeń w praktyce przemysłowej, zostaną one bardziej szczegółowo omówione. Procesy zgrzewania tarciove stosuje się także do łączenia stali z żeliwem [63].

#### 4.3.1. Stal szybko tnąca – konstrukcyjna stal węglowa

Stale szybko tnące są stalami o dużej ciągliwości i bardzo dobrych właściwościach skrawających. Cechują się odpornością na odpuszczanie, stosowane są do obróbki skrawaniem materiałów trudno obrabialnych, twardych, w tym i austenitycznych stali, do obróbki zestawów kołowych, obręczy, wyrobów z żeliwa, a także na noże strugarskie, wiertła specjalne, frezy i noże kształtowe. Nadają się do ulepszania cieplnego i osiągają twardość do 64 HRC.

Węglowe stale konstrukcyjne wyższej jakości zazwyczaj są dostarczane jako stale uspokojone, nadające się do obróbki cieplej. Stosuje się je głównie na części maszyn i urządzeń. Ich twardość po obróbce cieplnej wynosi 55 HRC, natomiast w stanie surowym 23,1 HRC. W budowie narzędzi często spotyka się połączenia części skrawającej ze stali szybko tnącej z częścią chwytową ze stali konstrukcyjnej węglowej. Składy chemiczne przykładowych stali szybko tnących (SK5M, SW7M) i stali konstrukcyjnych węglowych (C45, C55) podano w tabeli 4.7.

Pietras prowadził badania dotyczące nieciągłości struktury w złączach zgrzewanych tarciove stali szybko tnących z konstrukcyjnymi [132]. W badaniach stosowano próbki wykonane z prętów o średnicy 25 mm ze stali SK5M oraz średnicy 30 mm ze stali C55 w stanie wyżarzonym. Problem połączenia tych dwóch materiałów wiąże się z pojawianiem się tzw. „progów strukturalnych” o zmniejszonej wytrzymałości, występujących w strefie przyzgrzeinowej w postaci „błyszczących pierścieni” [93]. Ich rozrost powoduje zmniejszenie wytrzymałości złącza. Istnieje zakres docisków, w których nie występuje taka strefa, ale są to jednak tak małe wartości, że nie pozwalają na uzyskanie odpowiedniego uplastycznienia zgrzewanych powierzchni. Pietras stwierdził, że powodem występowania tych nieciągłości jest warstwa pośrednia, wydzielona z drobinek stali szybko tnącej, która ma mniejszą przewodność cieplną. Warstwa ta przed spęcaniem osiąga grubość nawet do 1,5 mm i osadza się na powierzchni stali konstrukcyjnej, powodując przemieszczenie się płaszczyzny tarcia w głąb stali szybko tnącej. W przypadku zastosowania małych wartości docisku tarcia oraz dużych prędkości obrotowych, warstwa ta jest wyraźnie oddzielona od materiału uplastycznionego i ma wówczas inne zabarwienie oraz ukształtowanie od jednorodnego materiału zgrzewanych stali.

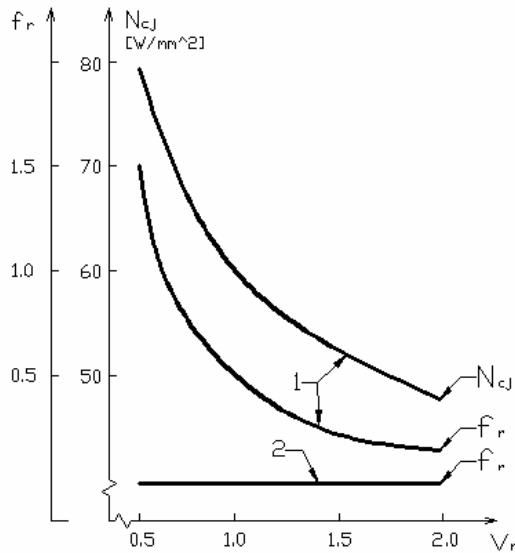


Tabela 4.7. Procentowy skład stali SK5M i SW7M wg PN-EN ISO 4957:2002  
oraz stali C45 i C55 wg PN-EN 10083-1+A1:1999

Stal	Zawartość (% wag., Fe-reszta)											
	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Al	Cu	Ni	P	S
SK5M	0,88-0,96	max 0,45	max 0,4	3,8-4,5	6,0-6,7	4,7-5,2	1,7-2,0	4,5-5,0	-	max 0,4	max 0,03	max 0,03
SW7M	0,82-0,92	max 0,5	max 0,04	3,5-4,5	6,0-6,7	4,5-5,5	1,7-2,1	-	max 0,3	max 0,4	max 0,03	max 0,03
C45	0,37-0,45	0,17- 0,37	0,5-0,9	max 0,3	-	-	-	-	max 0,3	max 0,3	max 0,03	max 0,03
C55	0,42-0,5	0,17- 0,37	0,5-0,8	max 0,3	-	-	-	-	max 0,3	max 0,3	max 0,04	max 0,04

Podczas zgrzewania tarciowego stali szybko tnących z konstrukcyjnymi, przy docisku tarcia powyżej 200 MPa, następuje intensywne usuwanie wydzielonej warstwy plastycznej do tworzącej się wypłytki. Zauważono, że przy prędkości obrotowej  $600 \text{ min}^{-1}$  usuwana była większa ilość uplastycznionego materiału wraz z nieciągłościami, niż przy  $1200 \text{ min}^{-1}$ .

W celu sprawdzenia mocy zgrzewania, Pietras porównywał zgrzewanie stali SK5M ze stalą C55 oraz złącza o jednakowych właściwościach stali konstrukcyjnej w gatunku C55. Otrzymane wyniki wykazały, że moc źródła ciepła w fazie tarcia, w przypadku zgrzewania stali szybko tnącej ze stalą konstrukcyjną, wyniosła 2580 W i była o ok. 40% mniejsza niż podczas zgrzewania stali konstrukcyjnych, dla których sięga ona 4249 W [132]. Autor stwierdził, że wydzielająca się gruba warstwa pośrednia podczas zgrzewania stali SK5M ze stalą C55 ma duży wpływ na rozkład współczynnika tarcia, który dla różnych docisków tarcia i różnych wymiarów próbek przyjmuje różne wartości (rys. 4.54).

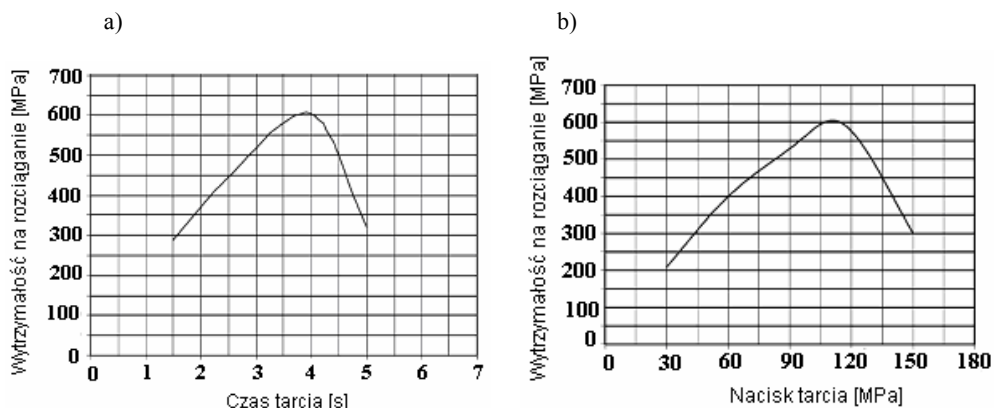


Rys. 4.54. Zależność zmian współczynnika tarcia  $f_r$  i mocy jednostkowej  $N_{cJ}$  od prędkości liniowej  $V_R$  w 1 sekundzie procesu tarcia (1) oraz po 11 sekundach (2) (według [132])

Jedynie na początku procesu tarcia rozkład współczynnika tarcia w pełni zależy od prędkości liniowej. Po 11 sekundach procesu następuje tak silne tarcie ślizgowe, co sprawia, że wraz ze zwiększeniem prędkości liniowej prawie w ogóle nie zmienia się energia cieplna. W celu uzyskania prawidłowej struktury złącza zgrzewanego tarciowo z wymienionych materiałów, należy stosować duże naciski tarcia.

Sahin w [144] przedstawił przebieg badań dotyczących zgrzewania stali szybko tnącej SW7M ze stalą węglową C40, do których dobrał optymalne parametry procesu zgrzewania tarcioowego. Wypływka w zgrzewaniu tarciowym powstawała przede

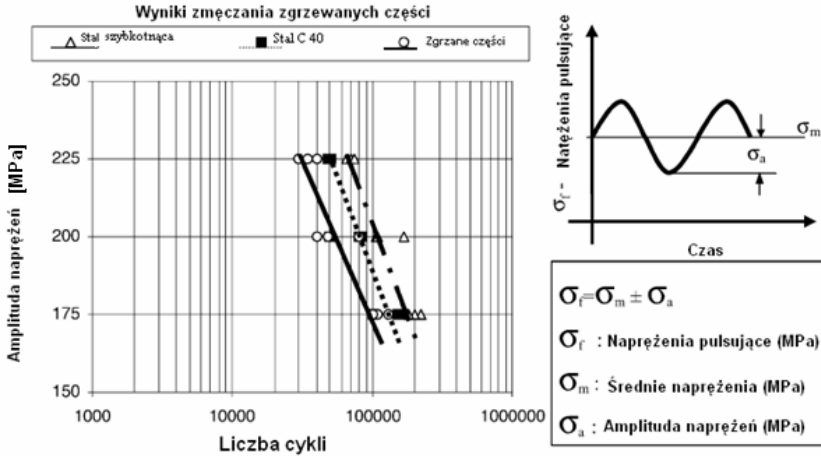
wszystkim po stronie stali węglowej (C40) i była większa od wytrzymałości stali szybkołnącej. Spowodowane jest to tym, że wytrzymałość w wysokich temperaturach stali szybkołnącej jest większa od stali węglowej. Jakość złączy oceniano na podstawie statycznej próby wytrzymałości, badań zmęczeniowych, prób udarności oraz badań metalograficznych. Badano wpływ czasu i nacisku tarcia na wytrzymałość na rozciąganie złączy o średnicy 10 mm. Dobrano dwa typy ustawień parametrów zgrzewania, przy czym czas spęczania (20 s) i docisk spęczania (150 MPa), były utrzymywane na stałym poziomie. W pierwszym ustawieniu, kiedy docisk tarcia (110 MPa) był utrzymywany na stałym poziomie – był zmieniany czas tarcia. W drugim ustawieniu docisk tarcia zmieniano, natomiast czas tarcia (4 s) był utrzymywany na stałym poziomie. Po zgrzewaniu próbki poddawano wyżarzaniu w temperaturze 650 °C, przez 4 h. Przebieg zmian wytrzymałości na rozciąganie zgrzanych próbek, w zależności od czasu i nacisku tarcia, pokazano graficznie na rysunku 4.55.



Rys. 4.55. Zależność wytrzymałości na rozciąganie zgrzewanych tarciove złączy stal SW7M–stal C40 od czasu tarcia (a) oraz docisku tarcia (b) (według [144])

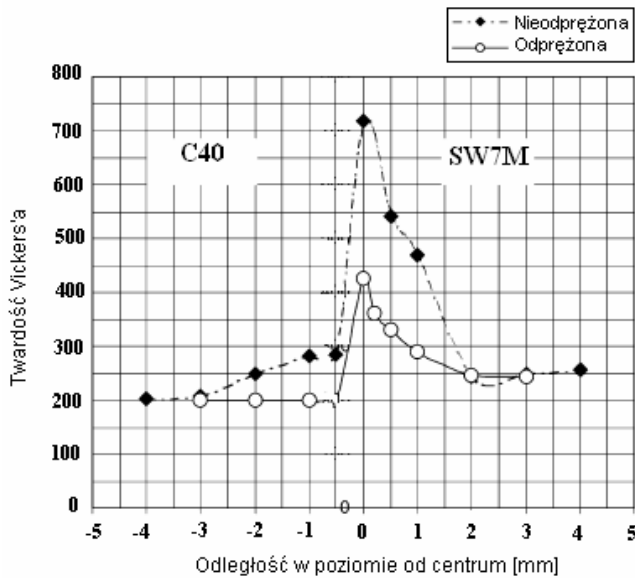
Stwierdzono zwiększanie się wytrzymałości na rozciąganie złączy wraz ze wzrostem czasu zgrzewania (do około 4 s) oraz docisku tarcia (do około 110 MPa) (rys. 4.55). Jednak dalsze zwiększanie tych parametrów powoduje zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie złączy zgrzewanych. Maksymalna wytrzymałość w złączy wynosi 75% wytrzymałości materiału zastosowanego ze stali węglowej w stanie odpuszczonym oraz 65% materiału zastosowanego ze stali szybkołnącej.

Złącza zgrzewane tarciove, po wyżarzaniu (w temperaturze 650 °C przez 4 h), poddano badaniom zmęczeniowym. Stosowano pulsujące naprężenia rozciągające o amplitudzie 175–225 MPa, przy czym określono liczbę cykli do zniszczenia próbki. Wyniki badań zmęczeniowych zgrzewanych części były porównane z wynikami badań zmęczeniowych materiałów rodzimych (rys. 4.56). Wytrzymałość zmęczeniowa zgrzewanych tarciove materiałów (stal szybkołnąca–stal węglowa), jest nieco mniejsza niż materiału rodzimego.



Rys. 4.56. Wyniki prób zmęczeniowych (według [144])

Wytrzymałość złączy jest powiązana ze zmianą twardości wewnątrz strefy wpływu ciepła. Zmianę twardości wzdłuż osi próbki w strefie zgrzewania złącza pokazano na rysunku 4.57. Zmiana twardości w złączach niewyżarzanych okazała się większa niż w złączach wyżarzanych (650 °C, 4 h). Stwierdzono, że w strefie powierzchni przylegania, dla złączy niewyżarzanych po zgrzewaniu, twardość wynosi ok. 710 HV, natomiast po wyżarzaniu zmniejsza się do około 430 HV.



Rys. 4.57. Zmiana twardości wzdłuż osi próbki w strefie zgrzewania wyżarzanych i niewyżarzanych złączy ze stali SW7M i C40 (według [144])

Z przeprowadzonych badań można wyciągnąć następujące wnioski:

- Wytrzymałość na rozciąganie złączy zgrzewanych tarciove stali szybko tnących ze stałą konstrukcyjną węglową zwiększa się wraz ze zwiększeniem czasu i docisku tarcia, ale po osiągnięciu maksimum zmniejsza się wraz z dalszym wzrostem czasu i nacisku.
- W stali szybko tnącej powstaje strefa „błyszczących pierścieni”, która powoduje zwiększenie kruchości złączy i zmniejszenie ich wytrzymałości na rozciąganie. Podczas stosowania optymalnych parametrów wytrzymałość na rozciąganie zgrzewanych części sięga wartości bliskiej materiałowi rodzimego stali C40.
- Badania makro- i mikrostruktury wykazały powstanie strefy odwęglonej w obszarze zgrzewania stali szybko tnącej ze stałą węglową, po stronie stali węglowej obok zgrzein, ale wytrzymałość na rozciąganie złączy jest porównywalna z wytrzymałością materiału rodzimego stali węglowej.
- Twardość w złączy, po stronie stali szybko tnącej i na powierzchni zgrzewania, osiąga wartość ponad 700 HV. Jednak wyżarzanie w temperaturze 650 °C powoduje zmniejszenie twardości stali do około 430 HV.

### 4.3.2. Stal do ulepszenia cieplnego–stal austenityczna

Wysokostopowe austenityczne stale nierdzewne są uważane za najlepiej spawalne ze wszystkich stali nierdzewnych. Dzięki właściwościom fizycznym stali austenitycznej jej spawalnicze zachowanie różni się znacznie od stali ferrytycznej, martenzytycznej i nierdzewnej stali typu duplex. Nierdzewne stale austenityczne chromoniklowe, zawierające 12–25% Cr i 8–25% Ni, są powszechnie stosowane tam, gdzie wymagana jest duża odporność na korozję, np. w budowie statków, rur, przewodów, zastosowaniach medycznych i dentystycznych. Łączenie stali austenitycznych ze sobą oraz z innymi materiałami w konwencjonalnym procesie spawania metodą TIG, laserem, czy wiązką elektronową może prowadzić jednak do wytworzenia i nieoczekiwanego rozprzestrzenienia się negatywnych zmian metalurgicznych, takich jak tworzenie pierwotnej fazy ferrytu (ferryt  $\delta$ ), korozji na granicy ziarn, korozji naprężeniowej czy fazy sigma. Wymagane jest często zastosowanie przed i po procesie spawania obróbki cieplnej oraz dużych prędkości spawania. Występują także inne problemy związane z łączeniem tych stali przez spawanie. Mogą być one wywołane przez różne parametry, jak np. długi czas procesu, który prowadzi do korozji na granicy ziarn, ponieważ powoduje pojawienie się chromowęglowej fazy  $\sigma$  wydzielającej się w temperaturach 480–850 °C w austenitycznych stalach chromoniklowych. W konsekwencji tego, jeśli materiał jest narażony na oddziaływanie środowiska korozyjnego, na granicy ziarn może dojść do korozji międzymetalicznej z powodu niewystarczającej zawartości chromu w danym obszarze, która stopniowo może objąć cały materiał.

Özdemir [131] przeprowadził próby konwencjonalnego zgrzewania tarciove połączeń nierdzewnej stali austenitycznej X2CrNi19-11 ze stałą konstrukcyjną

34CrNiMo6 przeznaczoną do ulepszania cieplnego (próbki średnicy 12 mm). Skład chemiczny obydwu stali stosowanych w badaniach podano w tabeli 4.8.

Tabela 4.8. Skład chemiczny materiałów stosowanych w pracy [131]

Materiał	Zawartość składnika w % wag.							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
34CrNiMo6	0,425	0,343	0,692	0,014	0,007	0,8	1,461	0,22
X2CrNi19-11	0,033	0,48	1,324	0,037	0,005	19,5	7,37	0,313

Tabela 4.9. Parametry stosowane w procesie zgrzewania tarcowego stali 34CrNiMo6 i X2CrNi19-11 (według [131])

Nr próbki	Prędkość obrotowa $\text{min}^{-1}$	Docisk tarcia MPa	Docisk spęczania MPa	Czas tarcia s	Czas spęczania s	Skrócenie osiowe mm
S1	1500	40	60	5	10	2,3
S2	1700	40	60	5	10	2,8
S3	2000	40	60	5	10	4,1
S4	2300	40	60	5	10	4,5
S5	2500	40	60	5	10	4,8

Badania mikrostrukturalne złączy ujawniły występowanie czterech wyraźnych stref:

- materiał rodzimy (z ang. *parent material* – PM),
- strefa częściowej deformacji (z ang. *partial deformed zone* – PDZ),
- strefa zdeformowana (z ang. *deformed zone* – DZ),
- strefa przekształcona i zrekrystalizowana, całkowicie uplastyczniona i zdeformowana strefa (z ang. *fully plasticized deformed zone* – FPDZ).

W próbkach zgrzanych parametrami S1 ( $1500 \text{ min}^{-1}$ ) (tab. 4.9) można zaobserwować, że grubość obszaru FPDZ wynosi ok.  $30 \mu\text{m}$ , DZ –  $0,8 \text{ mm}$ , a PDZ –  $2,5 \text{ mm}$ . Tworzenie się tych struktur zachodzi na powierzchni strefy złącza zgrzanego i jest rezultatem wpływu ciepła i dużego plastycznego odkształcenia. Odkształcenie jest większe po stronie stali nierdzewnej X2CrNi 19–11, gdyż stal ta ma większą zdolność do odkształceń od stali 34CrNiMo6.

Zaobserwowano, że prędkość obrotowa wpływa na szerokość i położenie poszczególnych stref złącza. Najwięcej zmian mikrostrukturalnych zachodzi w strefach położonych najbliżej powierzchni przylegania materiałów (FPDZ i DZ). Duża prędkość obrotowa powoduje w krótkim czasie lokalne nagrzewanie na powierzchni do wysokiej temperatury. Mimo że warunki te prowadzą do poszerzenia całkowitej strefy wpływu ciepła, to jednak duża prędkość obrotowa powoduje zwężenie strefy FPDZ (bezpośrednio przylegającej do powierzchni tarcia).

Podczas prób rozciągania stwierdzono, że całkowity obszar złącza, składający się z ze struktury drobnoziarnistej i gruboziarnistej, ma większą wytrzymałość od materiału rodzimego stali austenitycznej. Spowodowane jest to dużym dociskiem spęczania, który prowadzi do dynamicznej rekrytalizacji powodującej rozdrobnienie ziarn.

Badania własne autora, dotyczące zgrzewania tarciovego złącza stali 42CrMoV4 ze stalą austenityczną X10CrNiTi189 próbek o średnicy 45 mm, parametrami podanymi w tabeli 4.11 wykazały, że w złączach po stronie stali 42CrMoV4 występuje strefa zahartowana o twardości około 700 HV 0,025 na szerokości do ok. 1,5 mm od powierzchni przylegania. W celu zmniejszenia tej twardości złącze poddano wyżarzaniu zmiękcżającym w temperaturze 600 °C, przez 1 godzinę, co spowodowało zmniejszenie maksymalnej twardości do około 340 HV 0,025. Podobne zmiany w strefie wpływu ciepła po stronie stali 42CrMoV4 obserwowano w zgrzewanych tarciove złączach miedz–stal 42CrMoV4 (rozdział 4.1.2).

### 4.3.3. Stal austenityczna–chromowa stal ferrytyczna

Zgrzewanie nierdzewnych stali ferrytycznych wiąże się z kilkoma trudnościami takimi jak rozrost ziarn w obrębie zgrzeiny, w strefie wpływu ciepła, a także małą ciągliwością zgrzeiny – ze względu na brak przemiany fazowej, podczas której ziarna ulegają „rafinacji”.

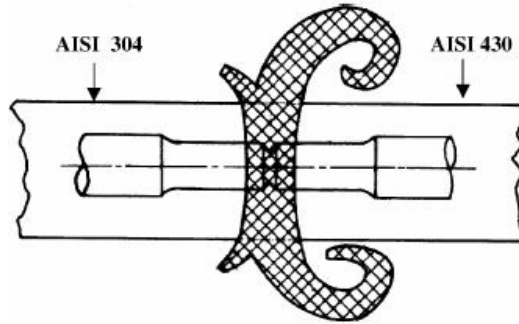
Z kolei zgrzewanie austenitycznej stali nierdzewnej nie stwarza większych problemów. Niemniej jednak, poddając łączeniu nierdzewną stal austenityczną ze stalą ferrytyczną przeznaczoną do pracy w warunkach obniżonej temperatury i w środowisku korozyjnym należy zwrócić szczególną uwagę na ilość ferrytu, jaka wystąpi w zgrzeiny, gdyż to głównie ona decyduje o właściwościach mechanicznych i korozyjnych zgrzeiny, a w konsekwencji o trwałości złącza. Właściwości złącza zgrzewanych tarciove nierdzewnych stali ferrytycznych ze stalami austenitycznymi analizowano m.in. w pracach [152, 190].

W pracy [152] przeprowadzono obszerne badania nad zgrzewalnością nierdzewnych stali austenitycznych z nierdzewnymi stalami ferrytycznymi, na przykładzie dwóch rodzajów stali: stal AISI304 (austenityczna stal nierdzewna odpowiadająca stali X5CrNi18-10) oraz stal AISI430 (nierdzewna stal ferrytyczna odpowiadająca stali X6Cr17).

Mikrostruktura stali AISI304 składa się z równych, jednorodnych ziaren austenitu, ze sporadyczną liczbą ziarn bliźniaczych, natomiast mikrostrukturę stal AISI430 charakteryzuje występowanie grubych i wydłużonych ziaren ferrytu.

Zgrzewanie tarciove przeprowadzono na zgrzewarce tarciovej konwencjonalnej stosując prędkość obrotową wrzeciona 1500 min<sup>-1</sup>. Autorzy dokonali optymalizacji parametrów zgrzewania, przy czym głównymi parametrami, jakie brano pod uwagę były dociski osiowe w okresie tarcia  $P_t$ , i w okresie spęczania  $P_s$  oraz skrócenie osiowe  $S$  [152].

Stwierdzono, że wyplwka formowała się po stronie stali ferrytycznej, natomiast materiał austenitycznej stali nierdzewnej nie miał istotnego udziału w jej tworzeniu i skrócenie następowało przede wszystkim po stronie ferrytycznej stali nierdzewnej



Rys. 4.58. Schemat złącza zgrzewanego tarciowo stal austenityczna (AISI 304)–stal ferrytyczna (AISI430) wraz z usytuowaniem próbki do statycznej próby rozciągania (według [152])

(rys. 4.58). Asymetryczne odkształcenie zgrzewanych prętów jest wynikiem różnych właściwości fizycznych oraz cieplnych (pojemność cieplna, przewodność cieplna, zależność między twardością a temperaturą) materiałów, z jakich te pręty zostały wykonane. Stale austenityczne mają mniejszą przewodność cieplną oraz znacznie większą twardość w podwyższonych temperaturach w porównaniu do ferrytycznych stali nierdzewnych. Z tego powodu odkształcenia w zgrzewanym elemencie są obecne tylko po stronie ferrytycznej stali nierdzewnej.

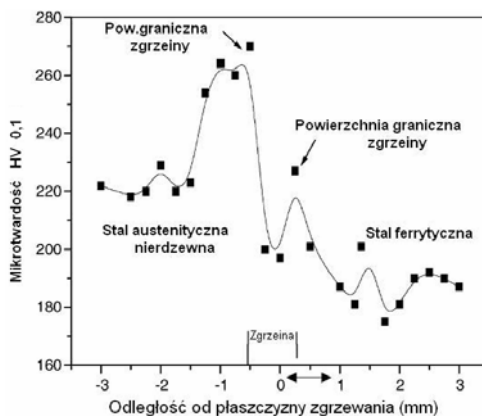
Formowanie się wypłytki po stronie stali ferrytycznej nierdzewnej wynika również z jej mniejszej ogólnej wytrzymałości. Wąska strefa pasm deformacji, obecnych po stronie stali austenitycznych sugeruje, że region ten również ulega odkształceniom, mimo że stal ta nie bierze udziału w formowaniu się wypłytki.

Obserwacja mikrostruktury w centralnym obszarze zgrzeiny wykazała, że wszystkie zgrzeiny zawierają drobne, równe ziarna ferrytu w strefie o szerokości około 700  $\mu\text{m}$  (obszar rekrytalizacji dynamicznej po stronie stali ferrytycznej). Wielkość ziaren ferrytu zależała zarówno od siły osiowej, jak i spęczania (im mniejsza była ich wartość – tym ziarna były większe). Stwierdzono, że docisk spęczania w przeważającym stopniu wpływa na rekrytalizację ziaren, natomiast siła docisku osiowego w czasie zgrzewania ma wpływ na ich wielkość. Zauważono, że centralny obszar zgrzeiny zawierał równe ziarna stali ferrytycznej. Do obszaru tego przylegały zakrzywione i wydłużone pasma, również po stronie ferrytycznej stali nierdzewnej. Podobnie po stronie stali austenitycznej – zaobserwowano występowanie pasm. Pasma te były równoległe zakrzywione i przylegały do obszaru centralnego zgrzeiny.

Badania wykazały, że twardość w strefie zgrzeiny wynosiła 195–270 HV. Największa twardość (270 HV) występowała po stronie stali austenitycznej dla złączy zgrzewanych o dużej sile spęczania oraz małej długości skrócenia osiowego. Charakterystyczny rozkład twardości w przekroju poprzecznym zgrzeiny przedstawiono na rysunku 4.59.

W wyniku badań niszczących (udarności) stwierdzono, że próbki o małej udarności oraz małej wytrzymałości na rozciąganie miały przełom kruchy, natomiast próbki





Rys. 4.59. Charakterystyczny rozkład twardości w przekroju poprzecznym zgrzeiny (według [152])

o dużej udarności i wytrzymałości na rozciąganie pękały tylko częściowo (absorbowały dużo energii).

Sądzić należy, że rozmiar ziaren w obszarze zgrzeiny niejako dyktuje typ pęknięć, jakie powstają w próbach udarnościowych. W związku z tym strukturę drobnoziarnistą cechuje „wysoka ciągliwość pęknięć”, natomiast struktura gruboziarnista sprzyja powstawaniu pęknięć kruchych materiału. Stwierdzono, że udarność była większa dla próbek o większej wartości skrócenia osiowego, natomiast próbki te miały małą wytrzymałość na rozciąganie. Wytrzymałość na rozciąganie badanych próbek wahała się w zakresie od 600 do 689 MPa, natomiast udarność wynosiła od 15 do 28 J.

Badania odporności na korozję punktową w elektrolicie mieszaniny kwasów siarkowego i solnego metodą potencjału miejscowego wykazały, że jej wartość była większa w przypadku połączeń o jednakowych właściwościach stali ferrytycznej ( $E_{pit} = 1023$  mV), niż w przypadku połączeń o różnych właściwościach stali austenitycznej i ferrytycznej nierdzewnej ( $E_{pit} = 931$  mV). Oznacza to, że zgrzewane tarciove złącza o jednakowych właściwościach stali ferrytycznej charakteryzowały się lepszą odpornością korozyjną. Złącza o jednakowych właściwościach wykazują ponadto minimalnie większą odporność na korozję miejscową w porównaniu do materiałów rodzimych, z których zostały wykonane. Bardzo dobrą odporność na korozję miejscową, w złączach o jednakowych właściwościach stali ferrytycznej nierdzewnej oraz stali austenitycznej, przypisuje się występowaniu dynamicznej rekrytalizacji mikrostruktury oraz jej ujednocnieniu (brak segregacji składników mikrostruktury w wyniku szybkiego chłodzenia złącza).

Badania zależności między mikrostrukturą a właściwościami wytrzymałościowymi wykazały, że struktura drobnoziarnista charakteryzowała się dużą wytrzymałością na rozciąganie oraz małą twardością, natomiast struktura gruboziarnista wykazywała dokładnie odwrotne zależności. Porównanie właściwości mechanicznych (wytrzymałość na rozciąganie oraz udarność) zgrzein o jednakowych właściwościach oraz materiałów o różnych właściwościach przedstawiono w tabeli 4.10.

Tabela 4.10. Zestawienie właściwości mechanicznych materiałów rodzimych, złączy o jednakowych właściwościach zgrzewanych tarciowo stali ferrytycznej i austenitycznej oraz ich złączy o różnych właściwościach [152]

Materiał	Zgrzeina materiałów o jednakowych właściwościach				Zgrzeina materiałów różnorodnych	
	Austenityczna stal nierdzewna		Ferrytyczna stal nierdzewna		Austenityczna i ferrytyczna stal nierdzewna	
	Wytrzymałość na rozciąganie MPa	Udarność J	Wytrzymałość na rozciąganie MPa	Udarność J	Wytrzymałość na rozciąganie MPa	Udarność J
Materiał rodzimy	830–896	213–214	547–590	6–7	–	–
Zgrzeina	693–753	71–148	660–784	8,5–30	600–697	16–28

Jak wynika z tabeli 4.10, właściwości zgrzein austenitycznych stali nierdzewnych i ferrytycznych nierdzewnych są porównywalne z właściwościami ferrytycznej stali nierdzewnej.

Analiza wyników badań mechanicznych złączy zgrzewanych tarciowo wskazuje, że ich twardość zależy od wartości siły spęczania oraz zespolonego działania (wartości) siły osiowej  $P_t$  i spęczania  $P_s$ , podczas gdy udarność zależy od działania nacisków osiowych ( $P_b$ ,  $P_s$ ) w połączeniu z długością skrócenia osiowego ( $S$ ). Ponadto, udarność uznano jako zależną od ilości oraz sposobu rozchodzenia się ciepła w zgrzewanych elementach.

Większe wartości skrócenia osiowego sprzyjają większemu rozchodzeniu się ciepła, stabilizacji mikrostruktury i wzrostowi udarności ze względu na dłuższy czas zgrzewania.

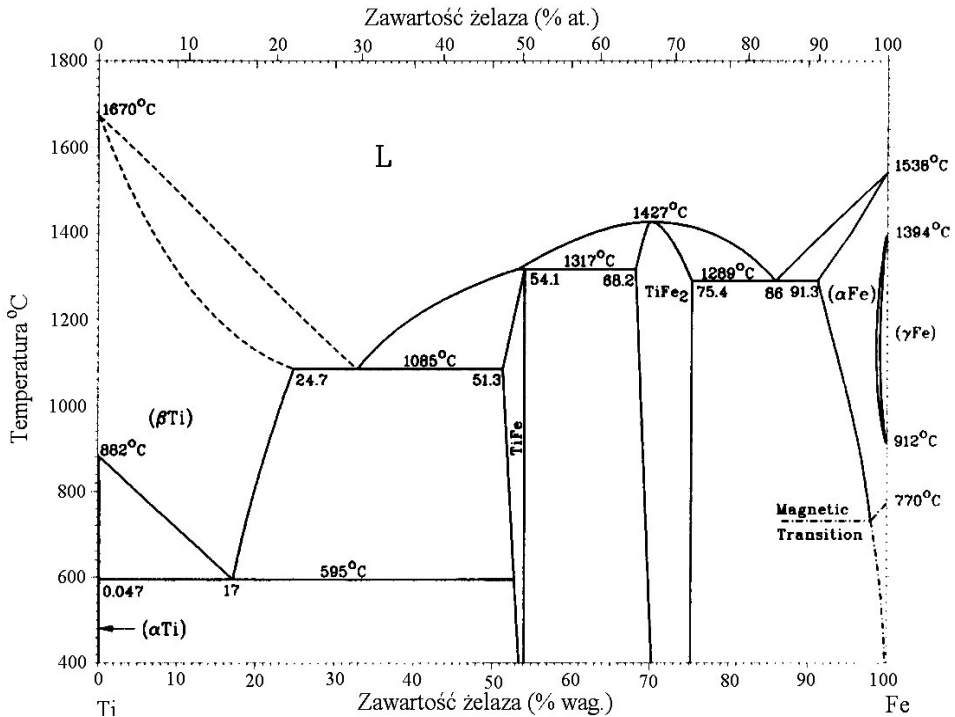
Stwierdzono również, że twardość i wytrzymałość na rozciąganie zgrzein najbardziej zależną od wzajemnych proporcji docisku spęczania  $p_s$  oraz docisku w okresie tarcia  $p_t$ , jak również ilości przepływającego ciepła przez materiał.

## 4.4. Złącza tytanu

### 4.4.1. Tytan–stal

Wykonywaniu złączy zgrzewanych dyfuzyjnie tytan–stal czy tytan–żelazo armco, poświęcono wiele prac [175, 178], których wspólną właściwością było poszukiwanie, często bardzo skomplikowanych, sposobów uniknięcia tworzenia się faz międzymetalicznych. Połączenia między elementami wykonanymi z tytanu oraz stali austenitycznej nierdzewnej typu 304L mają bardzo istotne znaczenie w przemyśle nuklearnym, gdzie z powodu radioaktywnego środowiska ważne jest, aby złącza miały dużą odporność na korozję oraz zapewniały bardzo szczelne połączenie.

W układzie dwuskładnikowym tytan–żelazo występują fazy międzymetaliczne (rys. 4.60).



Rys. 4.60. Układ równowagowy tytan–żelazo (według [111])

Konwencjonalne spawanie tytanu ze stalą austenityczną 304L wiąże się z kilkoma problemami, m.in. tworzeniem się w złączu kruchych związków międzymetalicznych, takich jak FeTi oraz Fe<sub>2</sub>Ti oraz z nadmiernym odkształceniem i naprężeniami wewnętrznymi pozostającymi w złączu spawanym. Przyczyną występowania znacznych naprężeń w złączach tytan–stal austenityczna są różnice we właściwościach łączonych materiałów, na przykład współczynnika rozszerzalności cieplnej (Ti – 7,6 K<sup>-1</sup>, stal 304L 17–18 K<sup>-1</sup>). Z tych względów bezpośrednie łączenie metodą spawania tytanu i stali 304L nie jest możliwe do wykonania. Stąd do spajania materiałów o różnych właściwościach stosuje się różne metody zgrzewania, które ograniczają obszar wymieszanych materiałów. W zgrzewaniu tarciowym materiałów o różnych właściwościach, takich jak tytan–stal, obszary odkształceń plastycznych różnią się znacznie i występują przede wszystkim po stronie tytanu. Z tego też powodu chropowatość powierzchni po stronie stali nierdzewnej ma krytyczne znaczenie dla wytrzymałości złącza. Kontrolowanie maksymalnej temperatury w zgrzeinie ma również istotny wpływ szczególnie na formowanie się kruchych faz oraz generowanie naprężeń.

Parametry samego procesu zgrzewania tarciowego tytanu i stali austenitycznej zostały dokładnie opisane w pracach Fujiego [50, 51], które mogą stanowić podstawę do

optymalizacji parametrów ze względu na uzyskanie jak najlepszych właściwości plastycznych i wytrzymałości na rozciąganie. W przypadku wykonywania złączy tytan–stal 304L, osiągnano wytrzymałość na rozciąganie około 460 MPa, przy czym autorzy stwierdzają, że możliwe jest jej zwiększenie w wyniku zmiany chropowatości powierzchni stali 304L. Wszystkie złącza o różnych właściwościach zgrzewane tarciovo z tych materiałów ulegają zerwaniu na powierzchni złącza.

Meshram w swojej pracy [113] zauważył, że w przypadku zgrzewania tarciowego żelaza i tytanu, zerwanie próbek poddanych statycznej próbie rozciągania następuje bądź po stronie żelaza (krótki czas w fazie tarcia, 3 mm skrócenie), bądź bezpośrednio w zgrzeinie (dłuższy czas w fazie tarcia – 5 mm skrócenie). Pęknięcia w zgrzeinie występujące w przypadku dłuższego czasu w fazie tarcia, zdaniem autora, mogą być spowodowane zwiększeniem szerokości warstwy fazy międzymetalicznej  $Fe_2Ti$ .

Analiza porównawcza zgrzewania tarciowego i lutowania twardego tytanu ze stałą nierdzewną w gatunku 321 przeprowadzona w pracy [25] wykazała, że zgrzewane tarciovo próbki charakteryzowały się wytrzymałością na rozciąganie oscylującą w granicach 420 MPa z zerwaniem po stronie tytanu, natomiast w próbkach lutowanych złom przebiegał na powierzchni łączenia i złącze miało znacznie mniejszą wytrzymałość (około 275 MPa). Autor zauważa, że największą wytrzymałość na rozciąganie złącze zgrzewane tarciovo uzyskuje przy wystąpieniu jak najcieńszej warstwy faz międzymetalicznych (grubość nieprzekraczająca 0,1  $\mu m$ ). W przeciwieństwie do zgrzewania tarciowego, zastosowanie procesu lutowania twardego prowadzi do zwiększenia grubości warstwy faz międzymetalicznych TiAg, skurczu w wyniku krzepnięcia, występowania faz bogatych w Ag na powierzchni styku obu metali, co w sumie odpowiedzialne jest za słabe właściwości plastyczne próbek poddanych procesowi lutowania.

Badania nad zwiększeniem wytrzymałości złączy tytan–stal nierdzewna 304, przez dodatkową obróbkę cieplną połączenia (wyżarzanie w temperaturze 850 °C i w czasie 30–150 min, z jednoosiowym dociskiem wynoszącym 3 MPa), spowodowały pojawienie się faz  $\sigma$ ,  $\chi$ , FeTi,  $Fe_2Ti_4O$  w strefie powierzchni przylegania łączonych materiałów. Maksymalna wytrzymałość na rozciąganie próbek wynosiła 242 MPa (76% wartości tytanu), natomiast wydłużenie próbki wyniosło 5% [25].

Również w pracy [41] podjęto próbę polepszenia właściwości mechanicznych złączy zgrzewanych tarciovo tytanu ze stałą austenityczną 304L. Stosowano docisk tarcia 100 i 200 MPa, o bardzo krótkim czasie tarcia (skrócenie 1 lub 2 mm). Po procesie zgrzewania zastosowano obróbkę cieplną, aby usunąć wszelkie naprężenia szczątkowe oraz poprawić plastyczność struktury. Obróbka cieplna była prowadzona w piecu próżniowym w temperaturze 600 °C i przy dwóch różnych czasach wytrzymywania (15 oraz 30 min) z szybkością grzania 14 °C/min. Próbkę schładzano w próżni do temperatury 400 °C, a następnie do temperatury pokojowej za pomocą argonu. Największą wytrzymałość (400 MPa, zerwanie w materiale rodzimym tytanu) miały próbki wykonane podczas małego docisku tarcia i w krótkim czasie tarcia.

Próby zginania złączy wykazały praktycznie ich zerową plastyczność, co może być spowodowane formowaniem się kruchych związków międzymetalicznych, naprężeniami szczątkowymi w okolicy powierzchni łączenia, a także utwardzeniem materiału.

Próbki, które po zgrzewaniu zostały poddane obróbce cieplnej do temperatury 600 °C w czasie 30 min i bardzo szybko schłodzone, podczas zginania ulegały zniszczeniu już przy praktycznie zerowym kącie zgięcia. Natomiast próbki, które poddano obróbce cieplnej w czasie tylko 15 min (podgrzanie do temperatury 600 °C), wykazywały marginalne polepszenie plastyczności (kąć zgięcia podczas zniszczenia próbki wynosił zaledwie 5°).

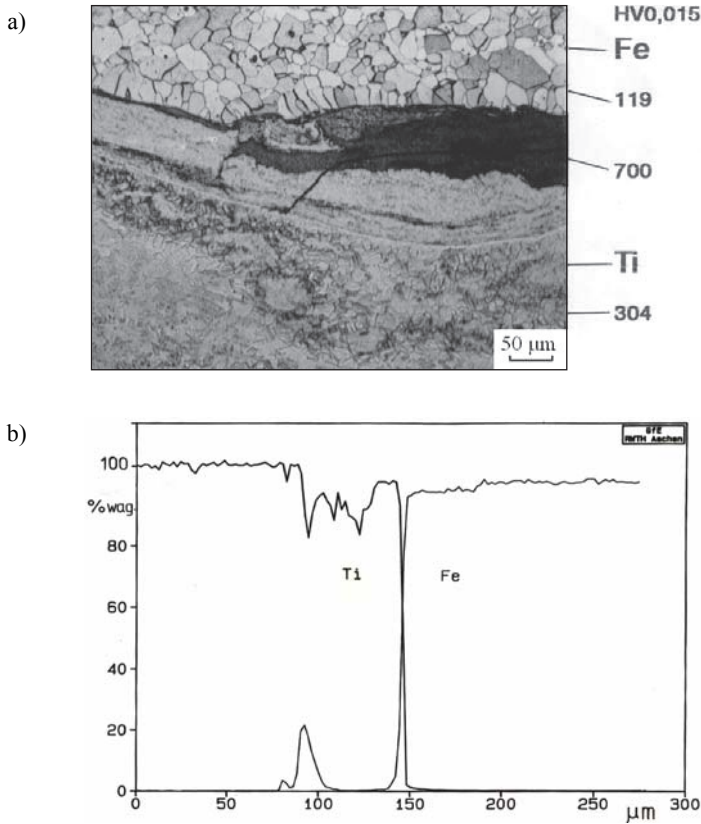
Autorzy stwierdzają, że przyczyną tego zjawiska jest formowanie się i rozrost kruchych faz na powierzchni łączenia, postępujące wraz ze zwiększaniem czasu grzania.

Badania mikrotwardości zgrzewanych tarciove złączy tytan–stal austenityczna wykazały, że twardość tytanu w strefie wpływu ciepła ulega zwiększeniu ze 150 HV w materiale rodzimym do około 230 HV w strefie wpływu ciepła o szerokości około 4 mm i do około 280 HV bezpośrednio przy powierzchni łączenia. Twardość stali nie zmieniła się i wynosiła 280 HV. Obróbka cieplna złączy (600 °C, 30 min) powoduje znaczne zmniejszenie twardości w strefie wpływu ciepła po stronie tytanu do około 165 HV. W rezultacie obróbki cieplnej materiał osiąga nieco większą plastyczność (kąć zgięcia 5° w próbach zginania). Wyniki te wskazują, że zarówno utwardzenie, jak i naprężenia szczątkowe nie są głównymi czynnikami mającymi wpływ na małą plastyczność złączy z różnorodnych materiałów tytan–stal 304L. Czynnikiem decydującym o małej plastyczności złączy jest więc formowanie się kruchych faz na powierzchni złącza, co potwierdziły obserwacje na mikroskopie elektronowym SEMEDS [41].

Można więc przyjąć, że obróbka cieplna po procesie zgrzewania ma znikome znaczenie dla poprawy plastyczności złącza.

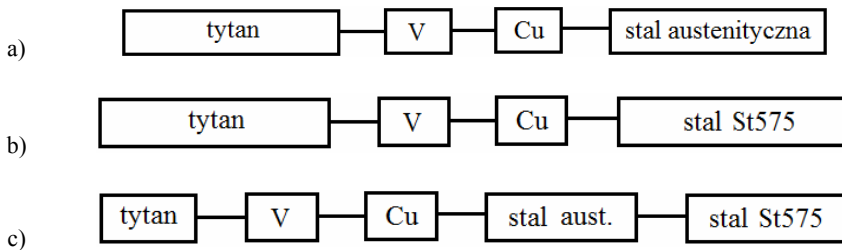
Własne próby bezpośredniego zgrzewania tytanu z żelazem armco wykazały, że nie jest możliwe uniknięcie tworzenia się faz międzymetalicznych na całym połączeniu. Ilość wydzielającego się ciepła w poszczególnych punktach trących się powierzchni, będąca złożoną funkcją odległości od osi obrotu, prowadzi do tworzenia się obszarów z fazami międzymetalicznymi, zwłaszcza w odległości ok. 2/3 promienia od środka próbki. Natomiast zastosowanie krótszego czasu zgrzewania nie zapewnia uzyskania połączeń wzdłuż całego przekroju próbki [8].

Na rysunku 4.61a przedstawiono wygląd mikrostruktury w złączu 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. 4.61b.), poprowadzony w poprzek takiego połączenia, wykazuje występowanie faz z układu Fe–Ti.



Rys. 4.61. Mikrostruktura (a) oraz liniowy rozkład żelaza i tytanu w połączeniu tytan–żelazo armco (b) (według [8])

Wobec niepowodzeń z bezpośrednim łączeniem tytanu z żelazem, przyjęto w pracy [8] dla znajdujących częste zastosowanie w praktyce złączy tytan–stal austenityczna X10CrNiTi189, podobnie jak w zgrzewaniu dyfuzyjnym w pracach [100, 103], międzywarstwy z wanadu i miedzi (rys. 4.62). W literaturze spotyka się też międzywarstwy z niklu [159].



Rys. 4.62. Schemat złącza zgrzewanego tarciowo tytan–stal austenityczna (a) oraz tytan stal St575 (b, c) z warstwami pośrednimi

Tabela 4.11. Parametry zgrzewania tarciovego złącza o różnych właściwościach tytanu, metali trudno topliwych i stali oraz ich właściwości wytrzymałościowe (oznaczenia parametrów według rys. 4.1)[8]

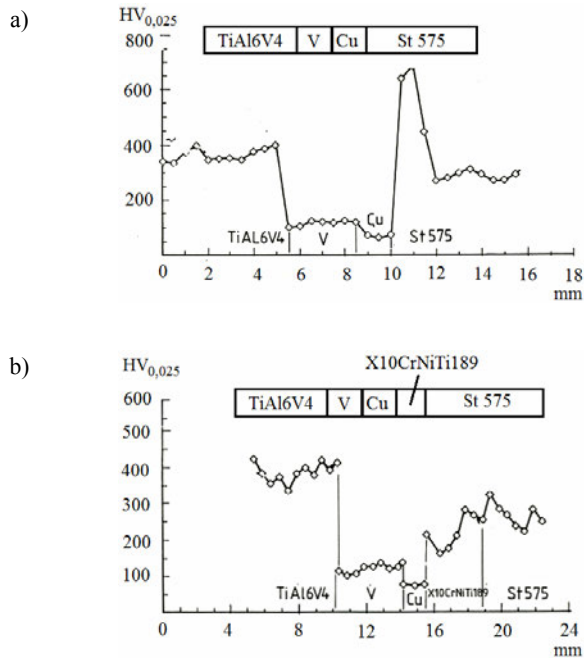
Lp.	Zgrzewane materiały	Docisk tarcia	Czas tarcia	Docisk spęczania	Skrócenie
		$p_{t1}/p_{t2}$ MPa	$t_{t1}/t_{t2}$ s	$p_{s1}/p_{s2}$ MPa	$s_1/s_2$ mm
1	Tytan–żelazo	27/82	5/14,6	100	4,3/7,8
2	Tytan–wanad	17/25	1,3/2,7	41	9,8/12,3
3	Miedź–stal aust.	22/24	10/0,8	41	6,0/12,6
4	Tytan/wanad–miedź/stal austen.	28/37	3,5/0,4	150	2,9/6,1
5	Miedź–stal 42CrMo4	22/25	10/1,1	44	8,0/15,7
6	Stal austenityczna–stal 42CrMo4	51/70	10/12	150/160	1/5,8
7	Tytan–wolfram	24/30	3,0/8,5	37	30/31,7
8	Tytan–molibden	23/35	3/4	43	24,3/26,8
9	Tytan–TZM	17/25	1,5/3,4	30/51	10,2/26,8
10	Tytan – niob	28/31	1,2/1,5	67/72	6,0/9,3
11	Tytan–zircaloy 2	20/24	1,2/1,7	51/58	7,2/12,2
12	Niob–D18	33/43	5,0/25	100	0,2/7,1
13	Niob–miedź	23/49	20/2,9	153	8,8/21,7
14	D18–miedź/niob miedź	23/43	20/0,7	203	3,3/7,7
15	D18–tytan*	25/32	3,0/6,2	100	1,3/1,5
16	Tytan/wanad–miedź/D18	28/65	3,5/1,4	152	10,4/10,6
17	Molibden–wanad	34/33	1,5/1,5	67/73	1,4/3,9
18	TZM–wanad	33	1,5/1,5	67/73	0,9/2,2
19	Molibden–tantal	33/31	1,5/3	66/73	8/10,2
20	TZM–tantal	31/35	1,5/2,3	52/72	8,0/10,2
21	Molibden–niob	33/37	1,5/4,0	66/70	4,2/6,0
22	TZM–niob	32/35	1,5/3,4	61/78	15,3/18,9
23	Wolfram–tantal	31/37	4/2	152/182	14,8/19,9
24	Wolfram–niob	28/40	3,5/4,0	82/83	13,8/17,0
25	Wanad–niob	31	1,5/3,4	64/71	1,6/3,2
26	Wanad–tantal	31/33	1,5/3,4	67/72	3,4/5,1

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

Złącze wykonano w trzech etapach, to jest zgrzewanie tarciove stali austenitycznej X10CrNiTi189–miedź, tytan–wanad, oraz końcowe tytan/wanad–miedź/stal austenityczna, parametrami podanymi w tabeli 4.11. Otrzymane połączenie miało ok. 4 mm warstwę wanadu i ok. 0,8 mm warstwę miedzi. Średnia wytrzymałość złącza na rozciąganie wynosiła 404 MPa, a złom przebiegał przez międzywarstwę miedzi.

Złącze stal austenityczna–tytan o zadowalających właściwościach wytrzymałościowych można wykonać, stosując międzywarstwy z miedzi i wanadu. Jednak pod-

czas wykonywania złączy stal konstrukcyjna węglowa St575–tytan w taki sposób, jak dla stali austenitycznych, okazało się, że przy zgrzewaniu złącza stal St575–miedź cykl cieplny powoduje powstanie po stronie stali, przy powierzchni łączenia, struktur hartowania, o mikrotwardości ok. 700 HV<sub>0,025</sub>, które nie ulegają zanikowi podczas zgrzewania dalszych elementów (rys. 4.63a, 4.64). Obróbka cieplna, która usunęłaby zmiany, jakie zaszły w stali, powodowałaby wyżarzanie zmiękczające międzywarstwę miedzi, co w znaczący sposób przyczyniłoby się do zmniejszenia wytrzymałości całego złącza. Aby zapobiec takiej sytuacji, postanowiono wprowadzić drugą międzywarstwę ze stali austenitycznej typu 18/9. Jej zadaniem jest niedopuszczenie do nagrzania się stali St575 do temperatury austenitizacji (850 °C) podczas wykonywania połączenia z miedzią, a także późniejszego połączenia ze złączem wanad–stop tytanu. Obliczony rozkład temperatury dla zgrzewanych tarciowo złączy miedź–stal X10CrNiTi189, posłużyły do zaprojektowania międzywarstwy ze stali austenitycznej typu 18/9 dla połączeń stal St575–stop tytanu TiAl6V4 (dobrano minimalną grubość warstwy ze stali X10CrNiTi189 równą 3,5 mm) [8].



Rys. 4.63. Rozkład mikrotwardości w zgrzewanym tarciowo złączu węglowa stal konstrukcyjna St575–tytan (z międzywarstwami miedzi i wanadu) (a) oraz z dodatkową międzywarstwą ze stali X10CrNiTi189 (b) (według [8])

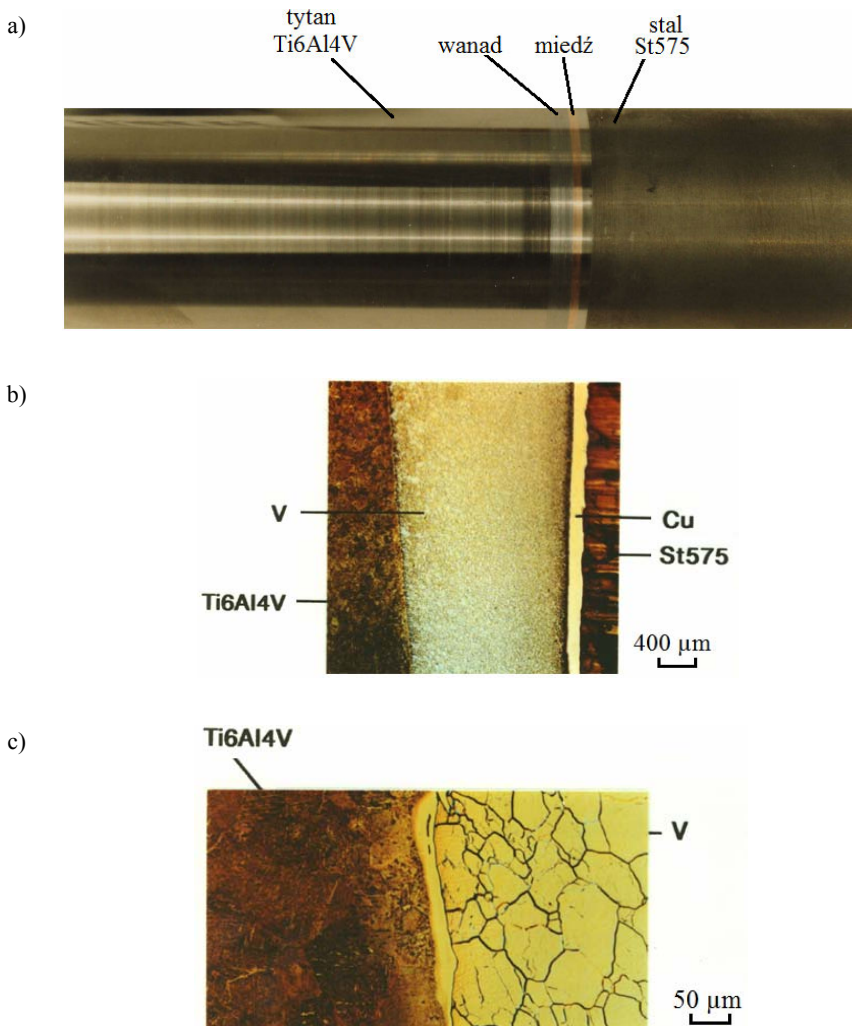
Złącza wykonywano w ten sposób, że pierwsze zgrzewano połączenie stal St575–stal X10CrNiTi189, które poddawano wyżarzaniu zmiękczającemu (680 °C, 1 h), a następnie, po zostawieniu warstwy ze stali austenitycznej o grubości 3,5 mm, wykonywano połączenie z miedzią, a następnie z próbką wanad–stop tytanu. Tak wykonane



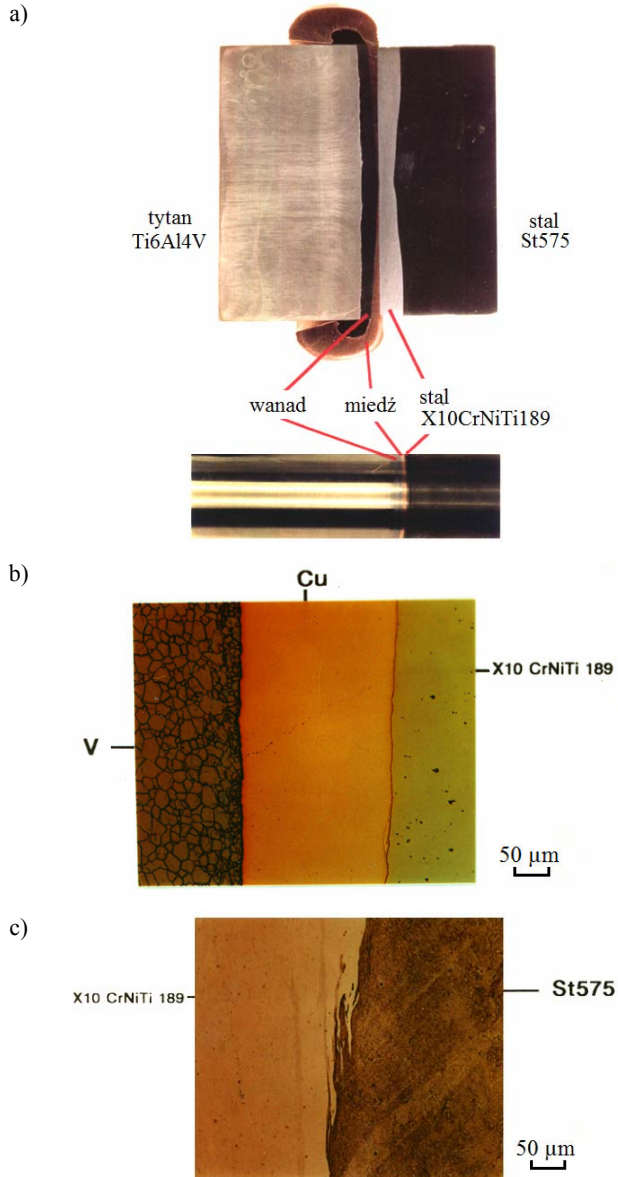
połączenia nie wykazywały niebezpiecznego wzrostu mikrotwardości po stronie stali St575 (rys. 4.63b), a wytrzymałość na rozciąganie całego złącza wynosiła 454 MPa. Widok złącza wraz z jego makrostrukturą i mikrostrukturą pokazano na rysunku 4.65.

Należy jednak zauważyć, że przyjęcie rozwiązania wykonania złącza stal austenityczna–tytan przez zastosowanie międzywarstw z miedzi można jednak użyć tylko wtedy, gdy nie jest wymagana od złącza odporność korozyjna lub zastosowane warstwy pośrednie spełniają oczekiwaną odporność korozyjną.

Wytworzenie połączeń stal–tytan było między innymi przedmiotem udzielonego patentu europejskiego, w którego zespole twórców był Autor niniejszej książki [4, 7].



Rys. 4.64. Widok zgrzewanego tarciove połączenia stal St575–stop tytanu Ti6Al4V z międzywarstwą miedzi i wanadu po usunięciu wypłytki (a) oraz mikrostruktury poszczególnych złączy (b) (c)

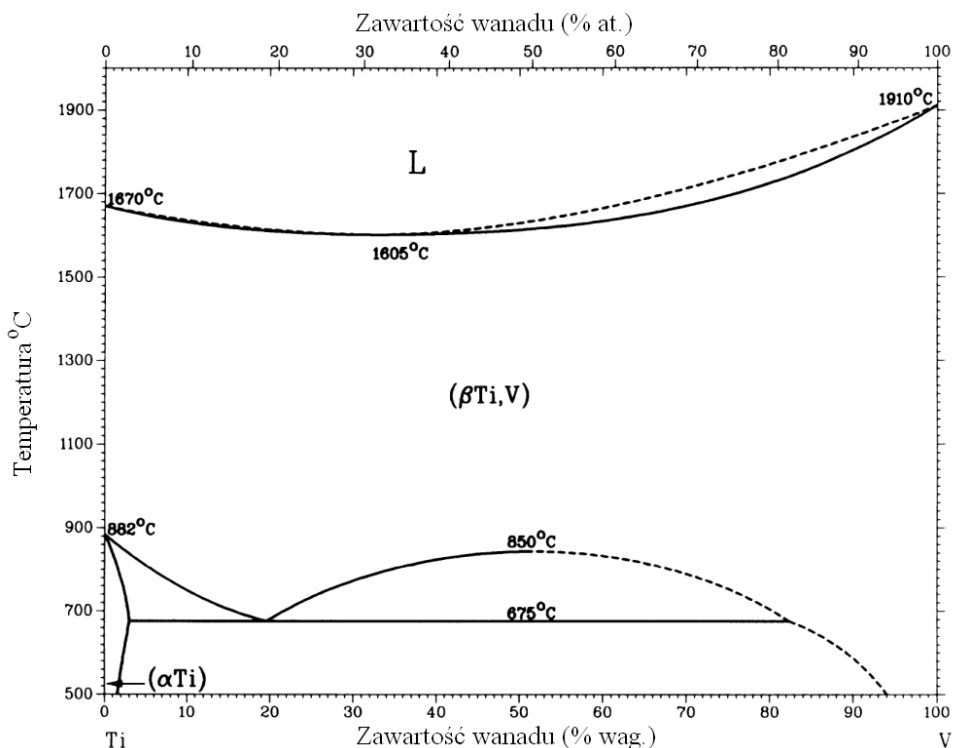


Rys. 4.65. Makrostruktura zgrzewanego tarciowo połączenia stal St575–stop tytanu Ti6Al4V z międzywarstwą miedzi, wanadu i stali austenitycznej (a) oraz mikrostruktury poszczególnych połączeń (b, c)

#### 4.4.2. Tytan–wanad

W dwuskładnikowych stopach tytanu z wanadem podczas krzepnięcia powstaje z cieczy roztwór  $Ti(\beta)$ -V o nieograniczonej rozpuszczalności. Podczas dalszego chł-

dzienia zachodzi przemiana  $Ti(\beta) \rightarrow Ti(\alpha)$ , w układzie  $Ti(\alpha)$ –wanad występuje ograniczona rozpuszczalność składników. Poniżej temperatury  $500^\circ C$  rozpuszczalność tytanu w wanadzie jest niewielka (rys. 4.66).

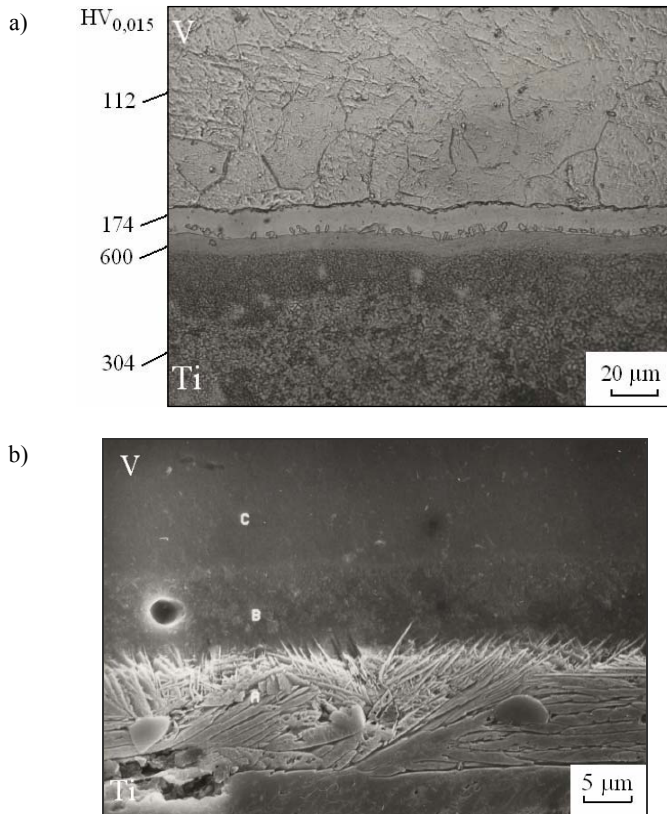


Rys. 4.66. Układ równowagowy tytan–wanad (według [111])

W zgrzewanych złączach tytan–wanad parametrami podanymi w tabeli 4.11, w płaszczyźnie połączenia można rozpoznać dwie strefy dyfuzyjne. Granicząca z wanadem strefa o szerokości ok.  $12 \mu m$ , ma mikrotwardość  $174 HV_{0,015}$ . Jest to zapewne faza  $\beta$  z układu  $Ti-V$ . Do niej przylega wąska strefa fazy  $\alpha + \beta$  oraz strefa o szerokości około  $8 \mu m$  i mikrotwardości  $600 HV_{0,015}$ , o heksagonalnej strukturze (faza  $\omega$ ). Szczegółowe badania przeprowadzone w pracy [8] pozwoliły zaobserwować w środkowej części próbki rozbudowaną strefę dyfuzyjną składającą się z trzech warstw (A, B i C według rys. 4.67):

- warstwa C, sąsiadująca z wanadem, zawierająca ok. 55% wag. wanadu, jest fazą  $\beta$  z układu  $Ti-V$ ,
- warstwa B, zawierająca poniżej 10% wag. wanadu, jest zapewne fazą  $\alpha + \beta$  z układu  $Ti-V$ ,
- warstwa C, zawierająca ok. 26% wag. wanadu, jest prawdopodobnie fazą  $\omega$ .

W brzegowej części złącza brak jest stref dyfuzyjnych, zapewne ze względu na przesunięcie ich do wypłytki. Wypłytkę powstaje po stronie wanadu.

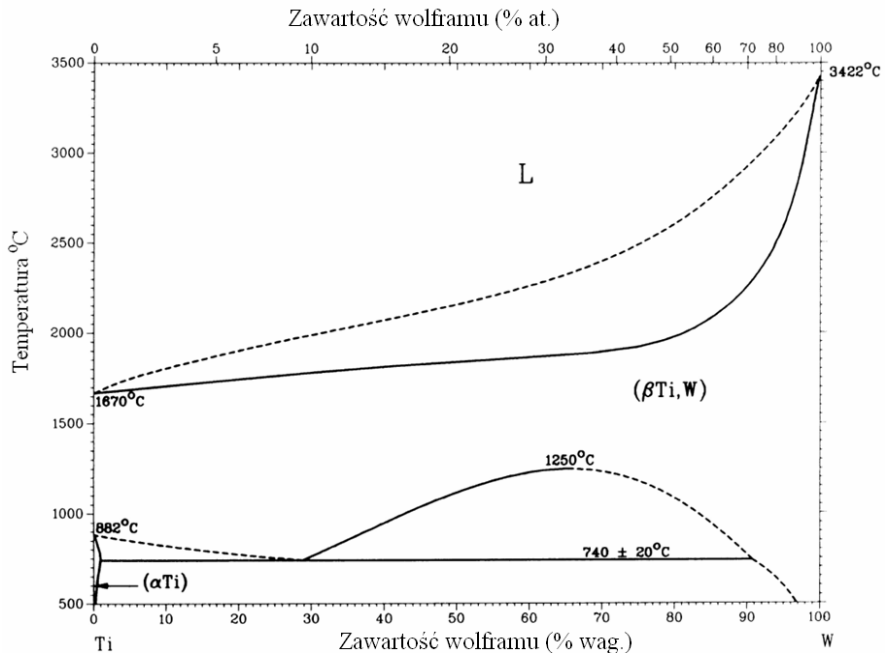


Rys. 4.67. Mikrostruktura wraz z pomiarem mikrotwardości zgrzewanego tarciowo złącza tytan-wanad: obraz spod mikroskopu optycznego (a) i mikroskopu skaningowego (b) (według [8])

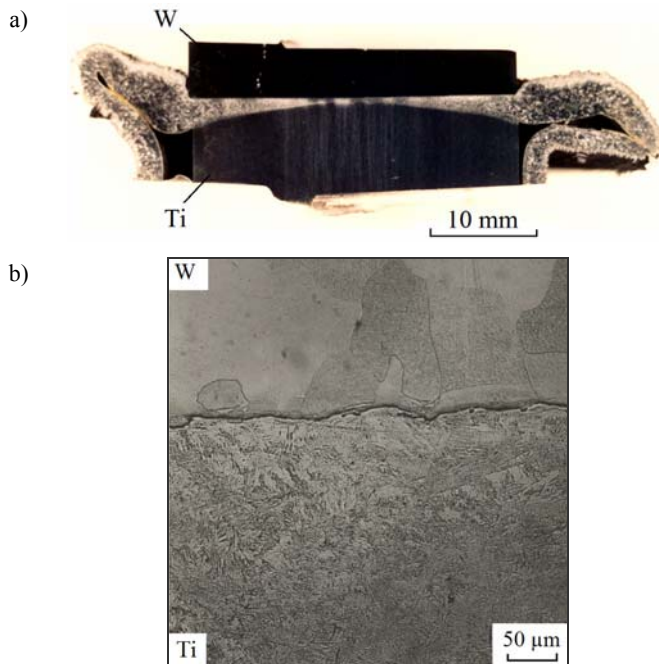
Wytrzymałość na rozciąganie złączy Ti-V-Ti wynosiła przy grubości międzywarstwy wanadu 1 mm – 479 MPa (przy 2 mm – 402 MPa), w usytuowaniu miejsca zerwania na powierzchni pierwszego połączenia. Natomiast przy grubości warstwy wanadu 3 mm złom próbek wytrzymałościowych przebiegał przez środek międzywarstwy wanadu, przy naprężeniu niszczącym 362 MPa.

#### 4.4.3. Tytan-wolfram

Wolfram tworzy z tytanem ( $\beta$ ) układ o nieograniczonej rozpuszczalności (rys. 4.68). Natomiast rozpuszczalność wolframu w układzie Ti ( $\alpha$ ), w temperaturze 500 °C praktycznie nie istnieje. Wysoka temperatura topnienia wolframu oraz znaczna plastyczność tytanu powodują, że należy stosować długi czas tarcia, a po stronie tytanu występuje duża wypływka ( $s = 30$  mm) (tab. 4.11, rys. 4.69). Otrzymane złącze ma bardzo wąską strefę dyfuzyjną (rys. 4.69b), w której zawartość tytanu wynosi ok. 10% wag. Strefa dyfuzyjna ma mikrotwardość 676 HV 0,015, przy mikrotwardości materiału rodzimego wolframu 580 HV 0,015 [8].



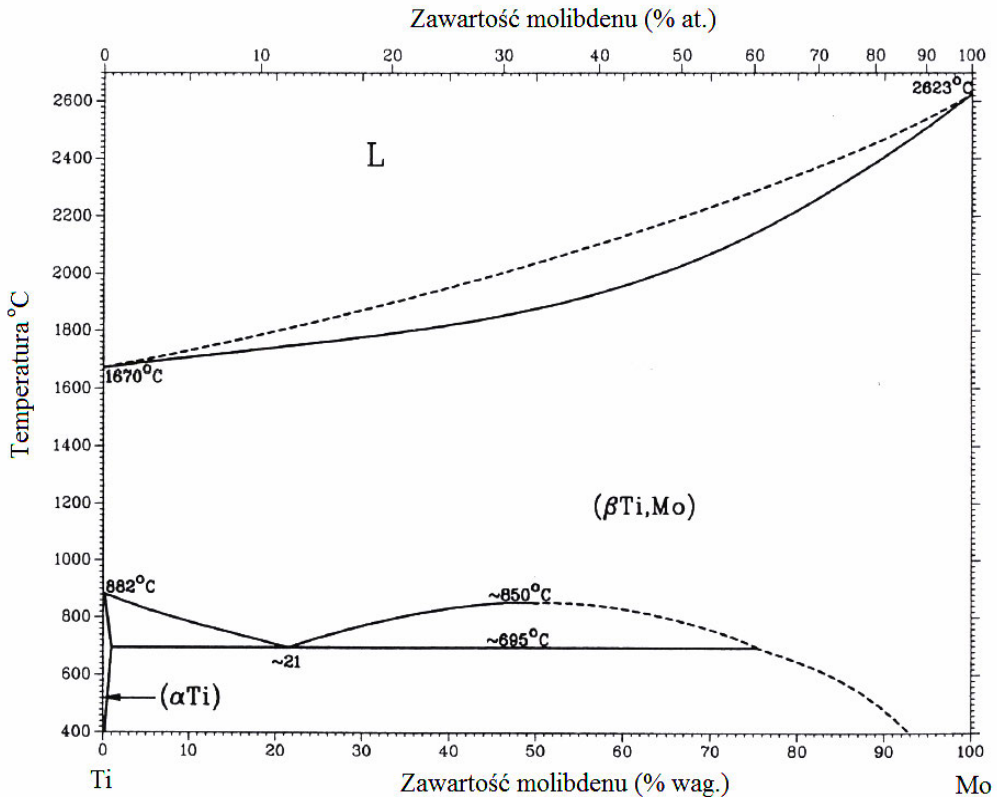
Rys. 4.68. Układ równowagowy tytan-wolfram (według [111])



Rys. 4.69. Makrostruktura (a) i mikrostruktura (b) zgrzewanego tarciove złącza wolfram-tytan (według [8])

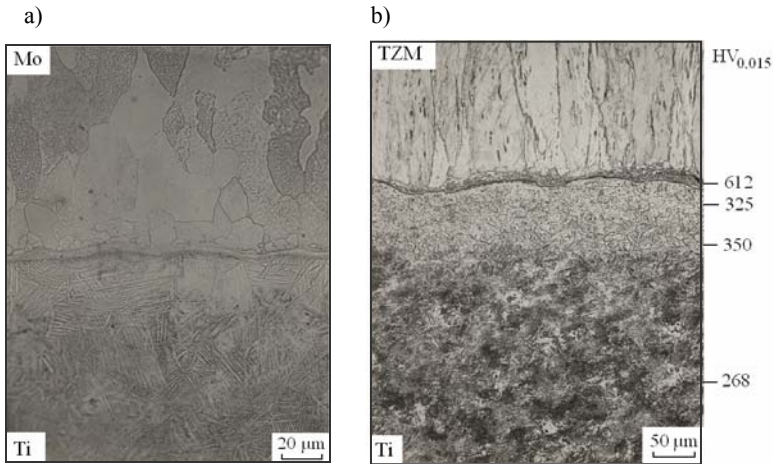
#### 4.4.4. Tytan–molibden

W układzie molibden–tytan ( $\beta$ ) występuje nieograniczona rozpuszczalność w stanie stałym (rys. 4.70). Jednak w układzie molibden–tytan ( $\alpha$ ) rozpuszczalność molibdenu w tytanie ( $\alpha$ ) jest bardzo mała. Wysoka temperatura topnienia molibdenu, a także sześciokrotnie większa przewodność cieplna, w porównaniu z przewodnością tytanu powodują, że w procesie zgrzewania tarcowego, pomimo długiego czasu zgrzewania, otrzymuje się połączenie o wąskiej strefie dyfuzyjnej (rys. 4.71), zawierającej ok. 20% at. molibdenu [8].



Rys. 4.70. Układ równowagowy tytan–molibden (według [111])

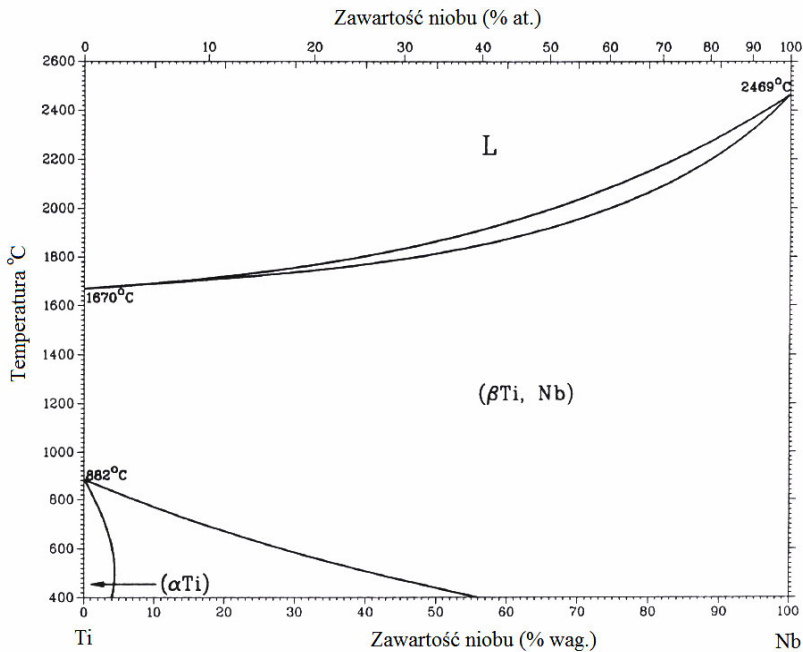
W połączeniu molibden–tytan nie stwierdzono wyraźnych zmian mikrotwardości. Natomiast w połączeniu TZM–tytan obserwuje się po stronie TZM bardzo wąską strefę (ok. 20  $\mu\text{m}$ ) o mikrotwardości zmniejszonej do około 612 HV 0,015 (rys. 4.71b). Tuż przy powierzchni łączenia, po stronie tytanu, występuje strefa o szerokości do 100  $\mu\text{m}$ , której mikrotwardość zwiększa się do 325–350 HV 0,015, gdy mikrotwardość materiału rodzimego tytanu wynosi 268 HV 0,015.



Rys. 4.71. Mikrostruktura w zgrzewanych tarciove złączach molibden–tytan (a) i TZM–tytan (b) (według [8])

#### 4.4.5. Tytan–niob

W dwuskładnikowych stopach tytanu z niobem w wyższej temperaturze, a także przy odpowiednio dużej zawartości niobu, strukturą równowagi jest faza  $\beta$  o strukturze



Rys. 4.72. Układ równowagowy tytan–niob (według [111])



Rys. 4.73. Mikrostruktura zgrzewanego tarciowo złącza niob–tytan (według [8])

RPC. Składniki wykazują wtedy nieograniczoną rozpuszczalność (rys. 4.72) [111]. Natomiast w układzie  $Ti(\alpha)$ –Nb rozpuszczalność jest ograniczona. Niob obniża temperaturę przemiany  $Ti(\alpha)$ – $Ti(\beta)$ , rozszerzając zakres istnienia fazy  $\beta$ . Jest on więc stabilizatorem fazy  $\beta$ .

Badania metalograficzne złączy zgrzewanych tarciowo według parametrów z tabeli 4.11 wykazały istnienie wąskiej strefy dyfuzyjnej o szerokości ok. 8  $\mu\text{m}$  (rys. 4.73). Z analizy układu Ti–Nb można przypuszczać, że jest to roztwór stały tytanu z niobem ( $\alpha + \beta$ ). Mikrotwardość tytanu wynosiła ok. 236 HV 0,015, niobu ok. 167 HV 0,015, a strefy dyfuzyjnej 329 HV 0,015.

Wytrzymałość złączy niob–tytan osiągnęła średnią wartość 336 MPa, przy czym złom przebiegał na powierzchni łączenia Ti/Nb [8].

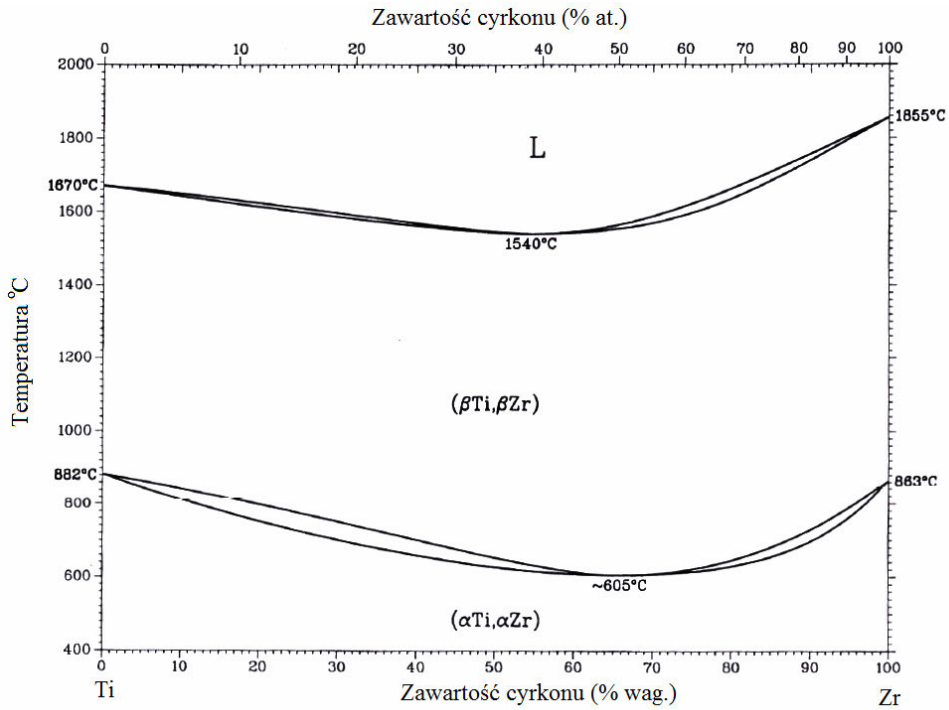
#### 4.4.6. Tytan–cyrkon

W układzie dwuskładnikowym tytan–cyrkon występuje nieograniczona wzajemna rozpuszczalność (rys. 4.74).

W zgrzewanych tarciowo złączach tytan–zircaloy 2 (stop cyrkonu– $ZrSn_2$ ) występuje po stronie stopu cyrkonu strefa wymieszania, której szerokość zwiększa się w zewnętrznych obszarach próbki do ok. 100  $\mu\text{m}$  (rys. 4.75). Złącza wykonywano, używając parametrów podanych w tab. 4.11.

Jeżeli mikrotwardość tytanu w pobliżu powierzchni łączenia ulega pewnemu zmniejszeniu, to w strefie wymieszania, po stronie  $ZrSn_2$ , występują pasma o mikrotwardości do około 705 HV 0,2. Przyczyną tego jest zapewne powstanie wąskich stref dyfuzyjnych z układu Ti–Zr–Sn.





Rys. 4.74. Układ równowagowy tytan–cyrkon (według [111])

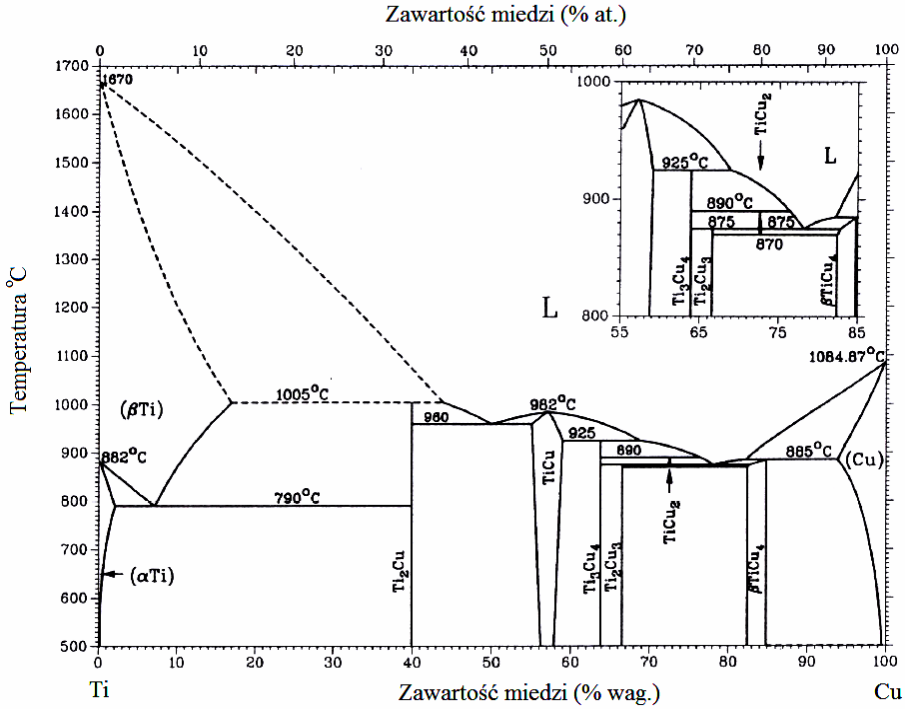


Rys. 4.75. Mikrostruktura zgrzewanego tarciove złącza tytan–zircałoy 2 (według [8])

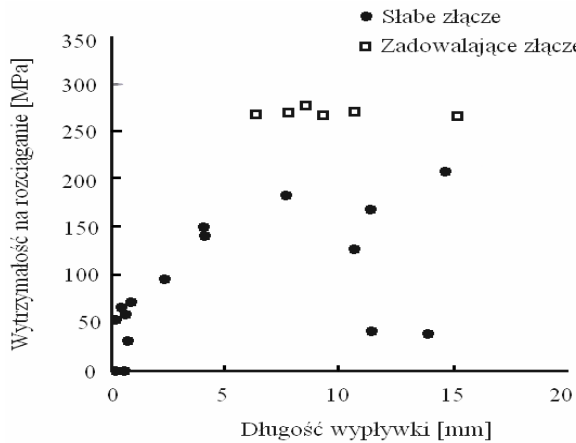
Złącza tytan–ZrSn<sub>2</sub> mają wytrzymałość na rozciąganie ok. 486 MPa, a próbka rozrywała się zawsze w materiale rodzimym stopu cyrkonu, daleko od powierzchni złączenia [8].

## 4.4.7. Tytan–miedź

W układzie dwuskładnikowym tytan–miedź występują liczne fazy międzymetaliczne (rys. 4.76).



Rys. 4.76. Układ równowagowy tytan–miedź (według [111])



Rys. 4.77. Zależność wytrzymałości na rozciąganie złączy miedź–tytan od wielkości skrócenia  $\delta_x$  (według [128])

Ochi i inni [128], badając zgrzewanie tarciove miedzi z tytanem stwierdzili, mimo że w niektórych przypadkach uzyskiwano wytrzymałość na rozciąganie złączy większą od wytrzymałości miedzi, były to wyniki niepowtarzalne (rys. 4.77). Autorzy tłumaczą to istnieniem na granicy połączenia strefy z fazami międzymetalicznymi.

#### 4.5. Złącza metali trudno topliwych

Metalami trudno topliwymi określa się metale przejściowe, których charakterystyczną cechą jest struktura elektronowa izolowanych atomów oraz związana z tym znacznie większa energia od energii wiązania metalicznego. Pierwiastki te leżą w IV, V i VI grupie układu okresowego pierwiastków. Temperatura topnienia metali trudno topliwych jest tym większa im mocniej są związane poszczególne atomy w sieci przestrzennej. Chrom, molibden i wolfram należą do metali o największej temperaturze topnienia w szeregach poziomych układu okresowego. Najbardziej efektywne zastosowanie znajdują metale trudnotopliwe tzw. „wielkiej czwórki” tj. molibden, wolfram, tantal i niob. Analiza metod łączenia metali trudno topliwych wykazała, że przy ich termicznym spajaniu należy zapewnić staranną osłonę przed oddziaływaniem gazów atmosferycznych. Metale te oraz 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 [48, 78, 100–103]. Pochłanianie wymienionych gazów może zachodzić już w stosunkowo niskiej temperaturze.

**Molibden** uważa się za najważniejszy metal trudno topliwy, chociaż zaledwie 6% jego wydobycia przerabia się na metal konstrukcyjny. 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 wysokiej temperaturze, przy czym temperatura przejścia zależy od stopnia zanieczyszczenia metalu.

Dobre właściwości ciepłno-fizyczne, duża wytrzymałość względna w wysokich temperaturach, mały współczynnik rozszerzalności cieplnej, duża przewodność cieplna i elektryczna oraz dobre właściwości termodynamiczne, umożliwiają pracę elementów wykonanych z molibdenu w wysokich temperaturach. W przewodności cieplnej metali trudno topliwych molibden ustępuje jedynie wolframowi. Do podstawowych wad molibdenu i jego stopów należy zaliczyć małą żaroodporność, małą plastyczność w niskich temperaturach, dużą skłonność do przechodzenia ze stanu plastycznego w kruchy, co pogarsza obrabialność, a zwłaszcza spawalność. Właściwości mechaniczne molibdenu można polepszyć, dodając odpowiednie dodatki stopowe (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. Tytan i cyrkon działają utwardzająco na roztwór stały, czego następstwem jest znaczny wzrost właściwości wytrzymałościowych w porównaniu z czystym molibdenem. Stop TZM ma dużą wy-

trzymałość, przede wszystkim przy dużym odkształceniu, oraz żarowytrzymałość i bardzo dobrą odporność na pęczanie. Temperatura rekrytalizacji dla TZM (1600 °C) jest także znacznie powyżej temperatury rekrytalizacji dla czystego molibdenu (1350 °C) [79, 107].

Molibden jest wartościowym materiałem w technice wysokiej próżni, szczególnie w lampach żarowych i elektronowych, nadającym się na elementy grzejne w piecach wysokotemperaturowych, oraz w przemyśle lotniczym i kosmicznym. W zastosowaniach tych spotyka się złącza molibdenu z wanadem, niobem i tantalem.

**Wolfram** ma najwyższą temperaturę topnienia i wrzenia, a także największą wśród metali wytrzymałość. Odznacza się on także najmniejszym współczynnikiem rozszerzalności cieplnej, dużym modułem sprężystości i dużym ciężarem właściwym. Wolfram, podobnie jak i inne metale trudno topliwe, charakteryzuje się małą odpornością na utlenianie. W temperaturze powyżej 400 °C reaguje intensywnie z wszystkimi gazami, oprócz wodoru, względem którego jest obojętny. Wolfram jest stosowany w elektronice i elektrotechnice w lampach żarowych, elektronowych, rentgenowskich, łukowych, na styki elektryczne, elementy grzejne pieców wysokotemperaturowych, elektrody do spawania, dysze silników raketowych, głowice pocisków.

**Tantal** ma największą przewodność cieplną spośród metali trudno topliwych z grupy V. Właściwości sprężyste tantalu są zbliżone do właściwości niobu, ale znacznie gorsze niż molibdenu czy wolframu.

Tantal jest najbardziej odporny na korozję ze wszystkich metali nieszlachetnych (np. odporny na działanie kwasów, z wyjątkiem fluorowego). W warunkach podwyższonej temperatury tantal jest bardzo podatny na utlenianie, dlatego w temperaturze powyżej 600 °C konieczne jest stosowanie specjalnych pokryć ochronnych.

Tantal cechuje także podwyższona żarowytrzymałość. Jednak jest on rozpowszechniony w przyrodzie mniej niż niob, a dodatkowo takie niekorzystne cechy, jak duża gęstość oraz skłonność do utleniania w podwyższonej temperaturze, ograniczają jego zastosowanie. Tantal jest stosowany do wyrobu stali szybkołączących, a w przemyśle chemicznym zastępuje platynę. Dalsze zastosowania to elementy grzejne pieców wysokotemperaturowych, kondensatory elektrolityczne, węgliki spiekane, technika jądrowa i raketowa, chirurgia, lampy elektronowe i nietopliwe elektrody do spawania.

**Wanad** jest twardym, kowalnym i ciągliwym metalem o barwie stalowoszarej. Wanad odznacza się bardzo małą gęstością, a jego temperatura topnienia jest znacznie niższa od temperatury topnienia „wielkiej czwórki”. Wanad wyróżnia się jednym z największych współczynników rozszerzalności liniowej, a wartość modułu sprężystości poprzecznej ma zbliżoną do pozostałych metali swojej podgrupy. Właściwości mechaniczne wanadu zależą od zawartości domieszek. Metal o wysokim stopniu czystości charakteryzuje się niedużą wytrzymałością i dużą plastycznością. Właściwości wytrzymałościowe wanadu w wysokiej temperaturze, w porównaniu z innymi metalami trudno topliwymi, pogarszają się wraz ze wzrostem temperatury. Wanad wraz z tantalem ma najmniejszą wytrzymałość właściwą w temperaturze powyżej 1000 °C i może pracować do temperatury 700 °C. Zwiększenie właściwości wytrzymałości-

wych osiąga się przez dodanie odpowiednich dodatków stopowych. Najczęściej stosuje się tytan, niob i cyrkon.

Wanad stosowany jest przede wszystkim w postaci żelazostopu do produkcji stali konstrukcyjnych, narzędziowych i specjalnych. Poza tym jest stosowany w technice reaktorowej jako spoiwo wysokotemperaturowe w połączeniu z niobem, wolframem i molibdenem oraz jako warstwa pośrednia w platerowaniu stopów tytanu, cyrkonu i stali [102, 103].

**Niob**, podobnie jak tantal, odznacza się w porównaniu do wanadu, dobrą przewodnością cieplną oraz dobrą odpornością korozyjną, która polega na tworzeniu stabilnej, szczelnej, dobrze przylegającej i samoregenerującej się warstwy tlenkowej. Ze względu na zespół swoich fizyczno-chemicznych, mechanicznych i technologicznych właściwości, niob jest jednym z najbardziej przyszłościowych materiałów konstrukcyjnych. Odznacza się bowiem najmniejszą gęstością ze wszystkich metali „wielkiej czwórki”, wysoką temperaturą topnienia i żarowytrzymałością. Do głównych wad niobu i jego stopów należy zaliczyć dużą skłonność do utleniania w podwyższonej temperaturze i stosunkowo mały moduł sprężystości.

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, budowę aparatury chemicznej, lotnictwo, technikę raketową i stopy na magnesy stosowane w niskiej temperaturze.

Problematyka zgrzewania tarciovego metali trudno topliwych była szeroko poruszana w monografii [8]. W celu ochrony zgrzewanych materiałów przed oddziaływaniem gazów atmosferycznych proces zgrzewania prowadzono w cieczy (olej mineralny), widok stanowiska przedstawiono na rysunku 4.78.

a)

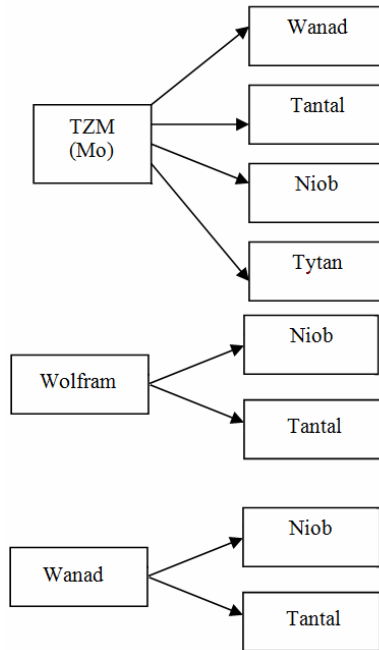


b)



Rys. 4.78. Widok zgrzewarki tarciovej (układ pionowy) stosowanej w badaniach, z zamontowanym zbiornikiem na ciecz (a), widok stanowiska z próbkami zgrzanyimi tarciove w szczękach wrzeciona (b)

Na rysunku 4.79 przedstawiono różnorodne pary materiałów trudno topliwych rozpatrywane w pracy. Analiza dwuskładnikowych układów równowagowych dla pierwiastków z badanych par materiałowych wykazała, że wszystkie należą do układów o nieograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym [111]. Właściwością charakterystyczną układów o nieograniczonej rozpuszczalności w stanie stałym jest zgodność budowy fazowej i strukturalnej wszystkich stopów o dowolnym składzie. Tak więc, w aspekcie metaloznawstwa, połączenie ich nie powinno stwarzać problemów, natomiast utrudnieniem jest ich wysoka temperatura topnienia, różnice we właściwościach plastycznych oraz omawiana już skłonność do pochłaniania gazów.

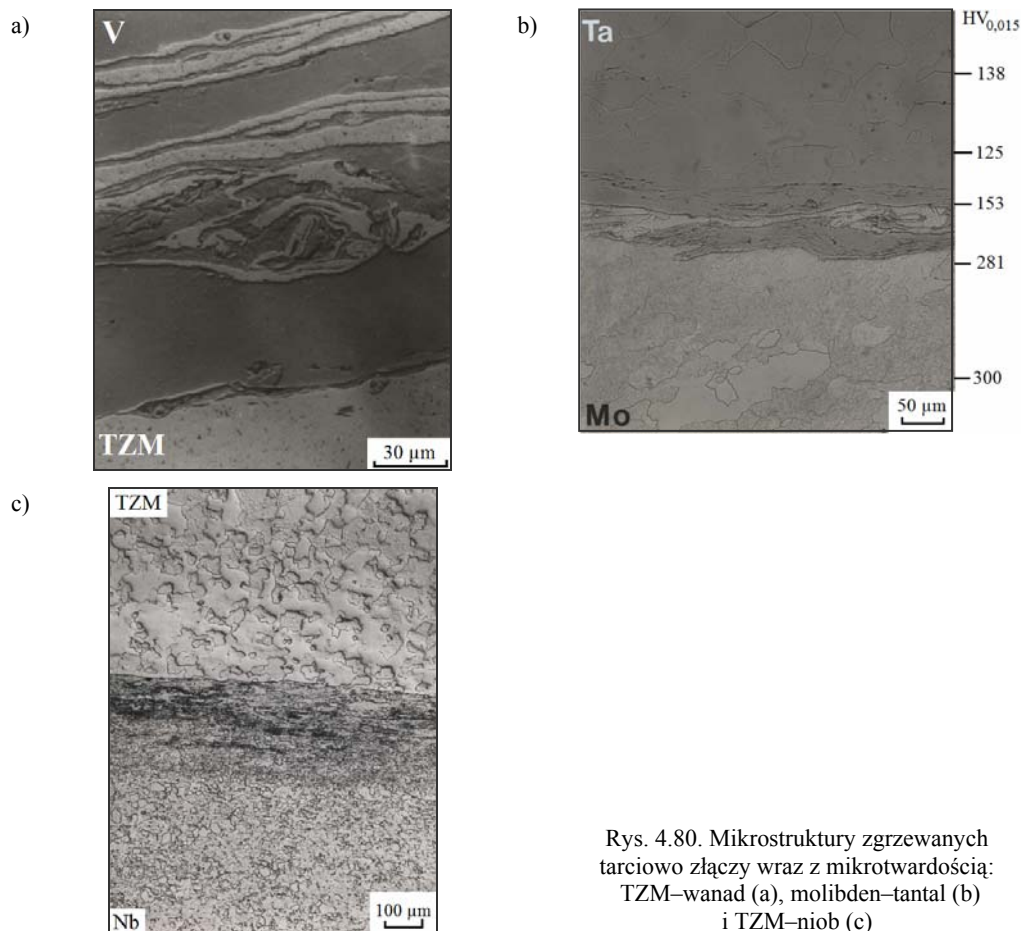


Rys. 4.79. Wykaz badanych złączy o różnych właściwościach metali trudno topliwych zgrzewanych tarciowo

W pracy [8] dobrano parametry zgrzewania na podstawie oceny metalograficznej złączy i ich właściwości wytrzymałościowych (statyczna próba rozciągania). Zastosowane parametry zgrzewania przedstawiono w tabeli 4.11.

#### 4.5.1. Złącza molibdenu

Podczas zgrzewania tarciowego molibdenu lub stopu molibdenu TZM z takimi metalami z grupy V układu okresowego, jak wanad, tantal i niob, występują szerokie strefy wymieszania (około 200  $\mu\text{m}$ ), w których mikrotwardość ma większą wartość aniżeli mikrotwardość materiału wyjściowego (rys. 4.80).



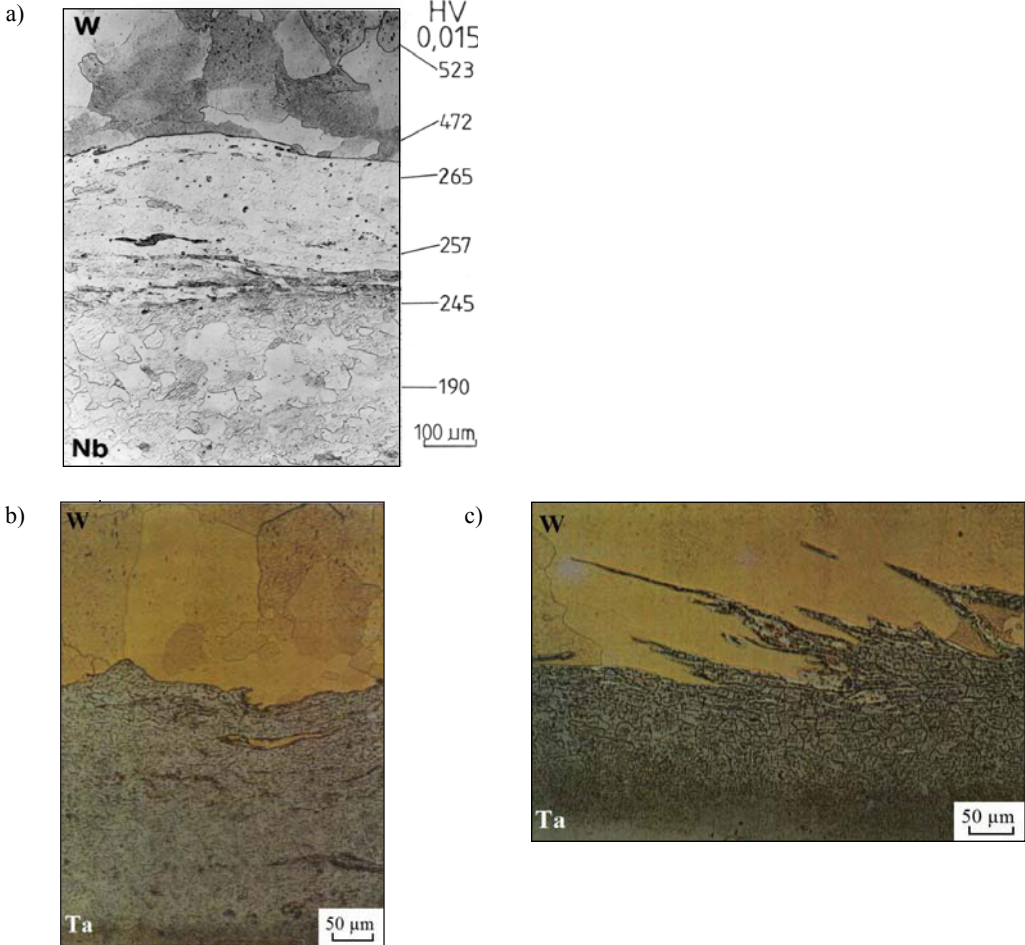
Rys. 4.80. Mikrostruktury zgrzewanych tarciove złączy wraz z twardością: TZM–wanad (a), molibden–tantal (b) i TZM–niob (c)

Temperatura topnienia oraz twardość zarówno wanadu, jak i tantalu, są znacznie niższe niż molibdenu, więc strefy wymieszania powstają po stronie bardziej miękkiego materiału. W otrzymanych połączeniach strefy wymieszania nie zawierają porów ani innych wad. Szerokość strefy wymieszania zmienia się wzdłuż średnicy próbki, przy czym często nie leży ona bezpośrednio na granicy połączenia z molibdenem, lecz jest przesunięta w głąb tantalu albo wanadu. Taki stan spowodowany jest płynięciem bardziej miękkiego materiału podczas okresu spęczania. W strefie wymieszania nie stwierdzono, nawet za pomocą mikroskopu skaningowego, istnienia strefy dyfuzyjnej.

#### 4.5.2. Złącza wolframu

Właściwością charakterystyczną tych materiałów są bardzo wysokie temperatury topnienia (wolfram – 3412 °C, tantal – 3020 °C, niob – 2500 °C) i duża różnica twardości (niob – 190 HV 0,015, tantal – 138 HV 0,015, wolfram – 561 HV 0,015), co

stwarza problemy technologiczne podczas wykonywania połączeń. Zastosowane parametry zgrzewania, podane w tabeli 4.11, umożliwiają wykonanie poprawnego połączenia. Skrócenie próbek w procesie zgrzewania wynikało z tworzenia wypłytki po stronie tantalu i niobu.



Rys. 4.81. Mikrostruktury zgrzewanych tarciowo złączy wolfram–niob (a) (według [8]) i wolfram–tantalu, strefa w osi próbki (b) oraz obszar zewnętrzny (c)

Mikrostrukturę połączenia wolfram–niob przedstawiono na rysunku 4.81a. Po stronie niobu występuje szeroka strefa plastycznej deformacji (120–600  $\mu\text{m}$ ), w której występowało płynięcie materiału, przy czym mikrotwardość niobu wzrasta w tej strefie do 265 HV 0,015, gdzie mikrotwardość materiału rodzimego wynosi 190 HV 0,015. Mikrotwardość wolframu przy strefie połączenia ulega zmniejszeniu z 523 HV 0,015 do 472 HV 0,015.

Obserwacje mikroskopowe złączy wolfram–tantalu wykazały, że połączenie istnieje na całym przekroju próbki, przy czym po stronie wolframu, w zakończeniach wglę-

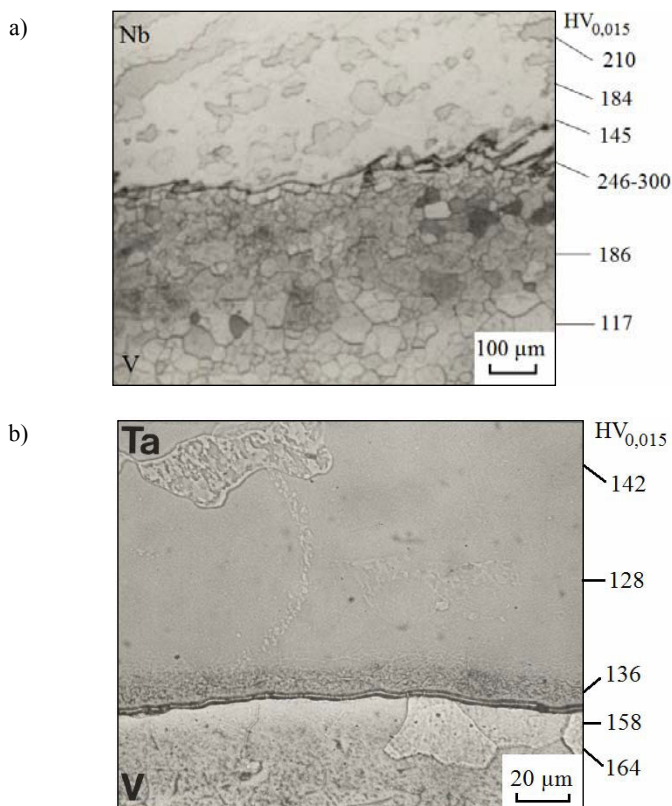


bień, występują nieliczne drobne mikronieciągłości (rys. 4.81b). Po stronie tantalu występuje strefa wymieszania o szerokości 50–150  $\mu\text{m}$ , ze zmienioną mikrostrukturą i licznymi wtrąceniami cząstek wolframu, zwłaszcza blisko strefy połączenia.

Nie zauważa się wzajemnej dyfuzji łączonych metali. Stwierdzona obecność wolframu po stronie tantalu i niobu wynika z mechanicznego rozmieszczenia cząstek wolframu w plastycznym metalu w procesie zgrzewania tarciovego.

### 4.5.3. Złącza wanadu

W połączeniu tarciowym złączy niob–wanad, po stronie wanadu występuje strefa o silnie wymieszanim materiale, w której twardość waha się od 246 HV<sub>0,015</sub> do maksymalnie 300 HV<sub>0,015</sub> (rys. 4.82). Wanad, o mikrotwardości 117 HV<sub>0,015</sub>, ulega w strefie połączenia niewielkiemu umocnieniu. Natomiast mikrotwardość niobu, wynosząca 210 HV<sub>0,015</sub>, zmniejsza się w strefie połączenia do 145 HV<sub>0,015</sub>, co można wyjaśnić zachodzącą podczas zgrzewania rekrytalizacją materiału, który był uprzednio utwardzony przez obróbkę plastyczną.



Rys. 4.82. Mikrostruktury zgrzewanych tarciovo złączy wanad–niob (a) i wanad–tantalu (b) (według [8])

Badania wytrzymałości na rozciąganie złączy niob–wanad–niob wykazały ich wytrzymałość na poziomie 348 MPa, przy czym przelom przebiegał bądź w niobie, bądź po powierzchni pierwszego połączenia [8].

W zgrzewanych tarciowo złączach tantal–wanad stwierdzono po stronie wanadu szeroką strefę wzajemnego wymieszania, w której występują makropory. Mikrotwardość łączonych par materiałów w strefie połączenia uległa bardzo nieznacznym zmianom.

Przeprowadzone badania metalograficzne potwierdziły brak wyraźnej strefy dyfuzyjnej, a występujące po stronie wanadu, w środkowej części próbki, liczne wtrącenia tantalu czy niobu pochodzą z procesu wykruszania się cząstek tantalu podczas zgrzewania tarcioowego.

Badanie wytrzymałości na rozciąganie złączy tantal–wanad na próbkach z karbem wykazało wytrzymałość 366 MPa, ze złomem przebiegającym w wanadzie, pomimo usytuowania karbu na granicy połączenia. Dla złączy tantal–wanad–tantal z międzywarstwą wanadu o szerokości 4,5 mm, uzyskano wytrzymałość 271 MPa, a próbka rozerwała się w tantalu. Tak więc otrzymaną jakość połączeń należy uznać za zadowalającą.

## 4.6. Złącza ceramika–metal

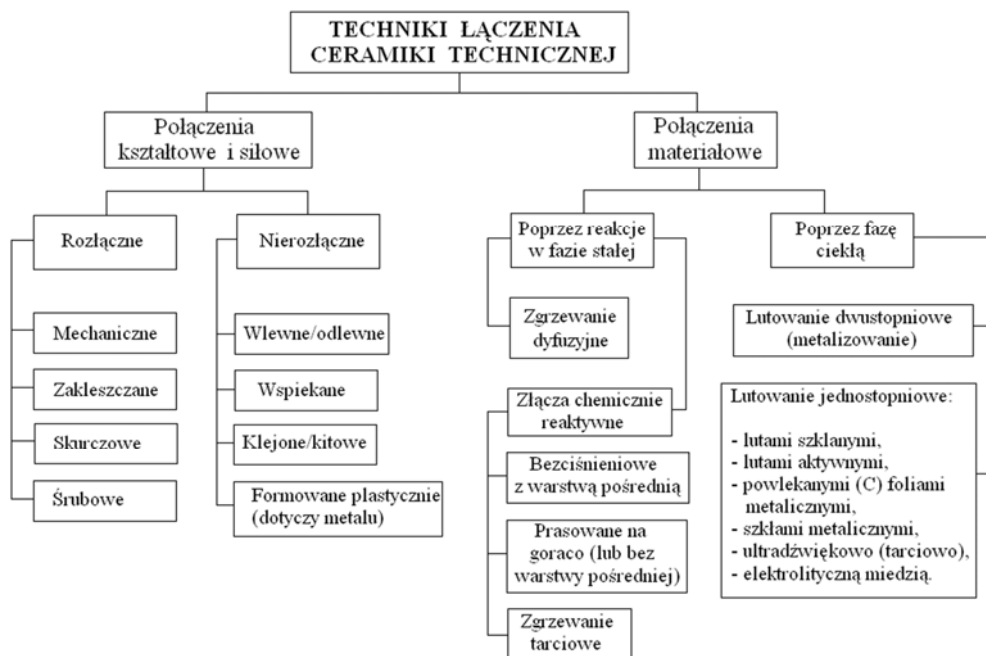
Połączenia metali z materiałami ceramicznymi odgrywają ważną rolę w technice, a zwłaszcza w przemyśle elektronicznym, elektrotechnicznym i jądrowym. Łączenie ceramiki z metalami nie jest zagadnieniem prostym, a to ze względu na odmienne właściwości fizykochemiczne obu grup materiałowych (m.in. przewodność cieplna, temperaturowy współczynnik rozszerzalności liniowej, moduł Younga, mikrostruktura). Najważniejszą cechą, którą muszą się odznaczać złącza ceramika–metal, jest najczęściej duża wytrzymałość mechaniczna w warunkach znacznych amplitud temperatury, a także zdolność do przenoszenia obciążeń rozciągających i skręcających [84]. Spajanie metali z materiałami ceramicznymi pozwala uzyskać wyroby kompozytowe o właściwościach kojarzących różne właściwości materiałów. Przykładowo warstwowy kompozyt ceramika korundowa–miedź będzie charakteryzował się dobrym przewodnictwem cieplnym od strony metalu, a od strony podłoża ceramicznego dużą opornością elektryczną i dużą odpornością na ścieranie [182, 183].

Duży wkład w poznanie zjawisk termochemicznych i dyfuzyjnych zachodzących podczas spajania ceramiki z metalami, w tym i zgrzewania tarcioowego, wniósł Zakład Inżynierii Spajania Politechniki Warszawskiej [58, 182–185, 195, 196].

Klasyfikację sposobów łączenia ceramiki technicznej pokazano na rysunku 4.83.

### Złącza ceramika–miedź lub aluminium

W połączeniach spajanych z metalami stosuje się wiele tworzyw ceramicznych, jednak w przypadku zgrzewania tarcioowego najwięcej badań dotyczy złączy ceramiki korundowej z aluminium lub miedzią.



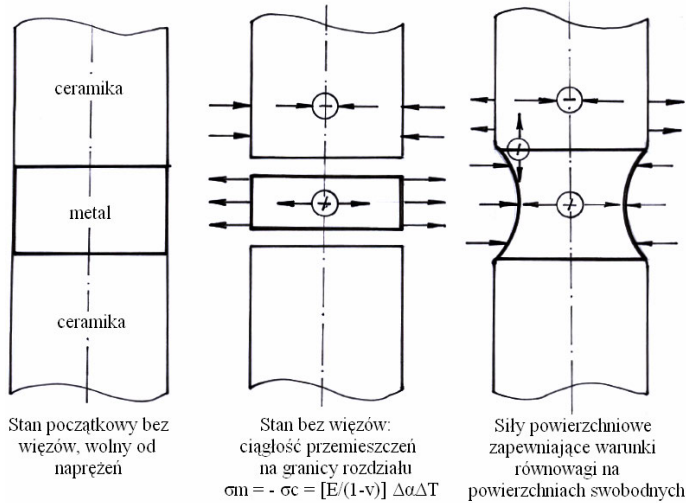
Rys. 4.83. Sposoby łączenia ceramiki technicznej (na podstawie [84])

Tabela 4.12. Właściwości ceramiki korundowej oraz miedzi i stopu aluminium (według [84])

Materiał	Temperatura topnienia °C	Współczynnik przewodzenia ciepła W/(m·K)	Współczynnik rozszerzalności cieplnej $10^{-6}$ 1/K	Ciepło właściwe J/(kg·K)	Gęstość kg/m <sup>3</sup>	Moduł sprężystości GPa
Ceramika korundowa	2230	10–20	8,1	795	3980	300–380
Miedź	1356	394	19,9	386	8960	129
Stop aluminium 6061	855–925	162–253	22,4–34,2	917–1230	2703	69,7

W tabeli 4.12 przedstawiono podstawowe właściwości cieplne i mechaniczne ceramiki korundowej oraz aluminium i miedzi. Ze wzrostem temperatury następuje zmniejszenie i tak stosunkowo małej przewodności cieplnej materiałów ceramicznych, przy czym dodatkowo zmniejsza ją porowatość, która może wystąpić w ceramice.

Najważniejszą właściwością w złączach różnorodnych jest współczynnik liniowej rozszerzalności cieplnej, którego przebieg w funkcji temperatury, najczęściej różny dla pary spajanych materiałów, wywiera zasadniczy wpływ na naprężenia i wytrzymałość mechaniczną złącza. Im mniejsza różnica współczynników rozszerzalności liniowej pary łączonych materiałów, tym mniejsze naprężenia resztkowe powstałe podczas studzenia po procesie zgrzewania, jak również mniejsza wartość naprężeń powstałych w czasie pracy w zmiennej temperaturze.



Rys. 4.84. Schemat powstawania naprężeń w spajanych złączach ceramika–metal wywołanych zmianą temperatury oraz różnicą współczynników cieplnych (według [58])

Problem naprężeń jest bardzo istotnym problemem przy łączeniu ceramiki z metalami, co szczegółowo przedstawiono w pracach [58, 195]. Wskutek znacznych różnic współczynników rozszerzalności liniowej metalu i ceramiki (tab. 4.12), po utworzeniu złącza, podczas chłodzenia powstają naprężenia, które mogą być przyczyną mikropęknięć ceramiki. Wartość tych naprężeń w zakresie sprężystości szacuje się na podstawie wzorów [182, 183, 195]:

$$\sigma = \Delta\alpha\Delta T \frac{E_C E_M}{E_C + E_M} \quad (4.2)$$

$$\Delta\alpha = \alpha_M - \alpha_c \quad (4.3)$$

gdzie:  $\alpha_M, \alpha_c$  – współczynnik liniowej rozszerzalności metalu i ceramiki,  $\Delta T$  – różnica temperatury między temperaturą osiąganą podczas zgrzewania a temperaturą otoczenia,  $E_C, E_M$  – moduły sprężystości Younga dla metalu i ceramiki.

Od różnicy współczynników rozszerzalności liniowej zależy, jaki rodzaj naprężeń powstanie w ceramice (rozciągające czy ściskające). Niekorzystne są zwłaszcza naprężenia rozciągające, gdyż ceramika, jako materiał kruchy, ma kilkakrotnie większą wytrzymałość na ściskanie niż na rozciąganie. Naprężenia własne rozciągające powstają, gdy współczynnik rozszerzalności liniowej metalu jest większy od współczynnika  $\alpha_c$  dla ceramiki, ale ich wartość zależy także i od innych czynników, np. zmiany właściwości fizycznych materiałów wraz z temperaturą, odkształceń plastycznych metalu, geometrii złącza.

Szczegółowa analiza naprężeń w złączach ceramika–metal wykonywanych przez zgrzewanie dyfuzyjne [141] wykazała, że na wartość naprężeń w złączach ceramika–metal ma wpływ konstrukcja złącza, a zwłaszcza jego kształt geometryczny, grubość

metal, rodzaj i wielkość międzywarstwy. Zastosowanie złączy symetrycznych, składających się z zewnętrznych warstw ceramiki i środkowej metalu lub odwrotnie, powoduje redukcję niepożądanych naprężeń rozciągających w ceramice. Poziom naprężenie własnych jest niższy, gdy płaszczyzna symetrii przechodzi przez warstwę metalu. Również grubość metalu ma wpływ na wytrzymałość złącza, cieńsza warstwa daje korzystniejsze efekty, dlatego redukcję naprężeń własnych można uzyskać przez zgrzewanie dyfuzyjne pakietu składającego się z kilku warstw ceramika–metal. Zastosowanie nacisków podczas chłodzenia wpływa również pozytywnie na wytrzymałość złączy ceramiki korundowej ze stopami metali [84, 195].

Zastosowanie zgrzewania tarciovego do spajania ceramiki z metalami jest zagadnieniem stosunkowo nowym, badanym od około 20 lat. Różnice w procesie zgrzewania tarciovego metali w porównaniu ze złączami ceramika–metal występują w mechanizmie tworzenia warstwy pośredniej. Głównym kryterium oceny możliwości spajania jest ich wzajemna rozpuszczalność oraz możliwość tworzenia związku chemicznego. Jak wspomniano w rozdz. 2, brak podobieństwa parametrów sieci krystalograficznych łączonych materiałów, co występuje w przypadku ceramiki i metali, jest dodatkowym czynnikiem utrudniającym powstanie złącza.

Ponieważ proces zgrzewania tarciovego charakteryzuje szybkie nagrzewanie i chłodzenie, problematyka występowania naprężeń w złączach ceramiczno–metalowych stanowi jeszcze ważniejsze zagadnienie aniżeli podczas zgrzewania dyfuzyjnego czy lutowania.

Analiza zjawisk termomechanicznych w czasie procesu zgrzewania tarciovego ceramiki z metalami, przeprowadzona w [195] na przykładzie złączy ceramika korundowa–aluminium, udowodniła, że do czynników powodujących niejednorodność (niesymetryczność) połączenia należy zaliczyć nierównomierny rozkład:

- temperatury,
- pól deformacji,
- osiowych naprężeń ściskających w czasie formowania połączenia (maksymalne występują przy osi i spadają liniowo wraz z rosnącym promieniem łączonych elementów), wynikiem czego jest nierównomierne przyleganie spajanych powierzchni. Wymienione czynniki rzutują na wytrzymałość złącza.

Zimmermann [195], rozpatrując zjawiska w procesie zgrzewania tarciovego ceramiki z metalem na podstawie opracowanego modelu, dokonała obliczeń metodą elementów skończonych rozkładu temperatury i naprężeń w złączach ceramika–metal i na ich podstawie sformułowała zalecenia technologiczne, których zastosowanie według autorki poprawi wytrzymałość złącza:

- izolowanie bocznych powierzchni zgrzewanych elementów może doprowadzić do bardziej równomiernego rozkładu temperatury w strefie spajania,
- zmiana kształtu płaskich powierzchni styku zgrzewanych elementów na stożkowe zwiększy obszary wchodzące w kontakt termomechaniczny, co spowoduje bardziej równomierny rozkład nacisków na powierzchni styku w czasie formowania złącza, a co za tym idzie, zwiększy jednorodność połączenia,

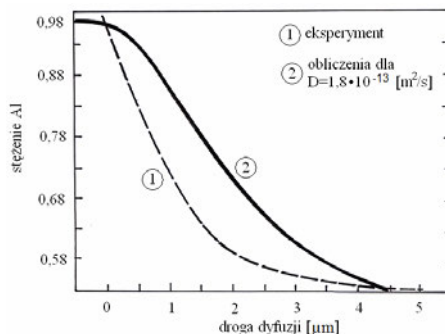
- zwiększenie średnicy ceramicznego pręta o około 10% w przypadku płaskich powierzchni styku powiększy powierzchnię połączenia (część wypłytki bierze wówczas udział w spoinieniu) oraz poprawi równomierność rozkładu nacisków,
- wstępne podgrzanie elementu ceramicznego do około 400 °C może zintensyfikować proces dyfuzji, który jest niezbędny w tworzeniu warstwy pośredniej.

Autorka stwierdza, że zasadniczą rolę w tworzeniu złącza tarcowego ceramika  $\text{Al}_2\text{O}_3$ –Al odgrywa warstwa pośrednia wytworzona w wyniku procesu dyfuzji aluminium z warstwy metalu do podłoża ceramicznego. Dyfuzja w ceramice może zachodzić przez defekty mikrostruktury oraz przez sieć krystaliczną. Jednak najbardziej prawdopodobnym mechanizmem dyfuzji w ceramice jest dyfuzja po granicach ziarn. Granice ziarn są bowiem skupiskami dyslokacji krawędziowych, występują często na nich pustki, zanieczyszczenia i inne nieciągłości, wiązania są słabsze niż wewnątrz ziarn, co w sumie ułatwia dyfuzję. Według Włosińskiego [183] współczynnik dyfuzji międzyziarnowej jest o kilka rzędów większy od dyfuzji objętościowej. Podczas zgrzewania tarcowego zachodzi też najprawdopodobniej dyfuzja powierzchniowa w cienkiej warstwie ceramiki, usytuowanej przy granicy powierzchni łączenia, równoległej do powierzchni tarcia. W procesie zgrzewania tarcowego ceramiki z metalami dyfuzja jest wywołana przez [195]:

- gradient stężenia metalu,
- gradient temperatury,
- pole odkształceń, czy wynikające z niego pole naprężeń.

Dodatkowo sprzyja dyfuzji ewentualna siatka mikropęknięć ceramiki, często obserwowana w warstwie przejściowej.

Przeprowadzone w pracach [195, 196] badania liniowego rozkładu pierwiastków w obszarze warstwy pośredniej wykazały dyfuzję aluminium w głąb podłoża ceramicznego na głębokość około 4,5  $\mu\text{m}$ . Przebieg krzywej penetracji aluminium do  $\text{Al}_2\text{O}_3$  na podstawie obliczeń numerycznych i eksperymentalnych pokazano na rysunku 4.85. Krzywa obliczeniowa swoim kształtem odbiega nieco od krzywej eksperymentalnej, co spowodowane jest uproszczeniami przyjętymi w modelu obliczeniowym (np. stały współczynnik dyfuzji  $D = 1,8 \cdot 10^{-13} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ , niezależny od stężenia), ale głębokość dyfuzji jest zgodna (około 5  $\mu\text{m}$ ).



Rys. 4.85. Krzywa penetracji aluminium do  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (według [195])

W pracach [59, 64] przedstawiono przykłady złączy wykonanych metodą zgrzewania tarciovego ceramiki tlenkowej ( $ZrO_2$  i  $Al_2O_3$ ) z aluminium i jego stopami. Autorzy sprecyzowali wymagania technologiczne w stosunku do ceramiki w przypadku jej zgrzewania tarciovego z metalami (równoległe czoło próbki, chropowatość  $Ra > 4 \mu m$ ). Badano właściwości wytrzymałościowe złączy (statyczna próba rozciągania), przy czym dla złączy ceramika  $ZrO_2$  lub  $Al_2O_3$ –aluminium, wytrzymałość wynosiła około 110 MPa, a przełom przebiegał w odkształconej warstwie aluminium, a dla złączy ceramiki z aluminium wytworzonym na drodze metalurgii proszków wytrzymałość była 198 MPa podczas rozerwania w materiale ceramiki. Próby zmęczeniowe w cyklu rozciągania 80 MPa  $\pm$ 40 MPa dla liczby cykli do 20 000, a także próby oddziaływania zmiennym obciążeniem cieplnym w zakresie 20–500 °C do 100 cykli, nie spowodowały zniszczenia połączeń. Pozytywne wyniki autorzy uzyskali także dla złączy miedz–ceramika  $ZrO_2$  oraz stop aluminium AlSi12–ceramika  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$  (Mg).

### Złącza ceramika $Al_2O_3$ –stal

Dotychczasowe badania wskazują, że nie występuje żadne oddziaływanie na powierzchni tarcia między ceramiką  $Al_2O_3$  a stalą. Z tego powodu bezpośrednie łączenie metodą zgrzewania tarciovego ceramiki  $Al_2O_3$  ze stalą kończą się zniszczeniem złącza po stronie ceramiki już w trakcie procesu zgrzewania [124]. Dlatego badania nad połączeniami ceramika  $Al_2O_3$ –stal koncentrują się na zastosowaniu warstwy pośredniej z aluminium. W pracy [124] badano metodą 4-punktowego zginania, wytrzymałość złączy zgrzewanych tarciovego ceramika  $Al_2O_3$ –stal niestopowa, o średnicy 10 mm, wykonanych z zastosowaniem warstwy pośredniej z aluminium o grubości wyjściowej 1 mm. Stwierdzono, że wytrzymałość na zginanie złącza zwiększa się wraz ze zwiększaniem czasu tarcia, a maksimum wynoszące 240 MPa uzyskano w czasie tarcia około 20 s. Należy zauważyć, że wraz ze zwiększeniem czasu tarcia zmniejszała się grubość aluminiowej warstwy pośredniej i przy maksymalnej wytrzymałości na zginanie wynosiła 196  $\mu m$ . Zaobserwowano niezgodności w złączach na powierzchni łączenia ceramika  $Al_2O_3$ –aluminium, co wyjaśnia się dużymi różnicami w temperaturze topnienia i energii powierzchniowej.

Noh [124], badając złącza ceramika  $Al_2O_3$ –stal niestopowa z warstwą pośrednią z aluminium, stwierdził występowanie fazy międzymetalicznej  $Fe_3Al_2$  o grubości około 3  $\mu m$ , na powierzchni łączenia stal–aluminium po długim czasie tarcia (20 s). Ich wystąpienie przyczyniło się do polepszenia wytrzymałości złącza, co zdaniem niektórych autorów jest warunkiem niezbędnym do uzyskania połączenia.

Również autorzy [59] stwierdzili, że stosując międzywarstwę z aluminium o grubości 0,3 mm można uzyskać złącze ceramika–stal o wytrzymałości ponad 150 MPa. Należy tu zauważyć, że wytrzymałość złącza jest większa niż w bezpośrednim łączeniu aluminium z ceramiką. Dalsze prace rozpoznawcze wykazały też możliwość połączenia metodą zgrzewania tarciovego ceramiki nietlenkowej ( $SiC$ ,  $Si$ – $SiC$ ,  $Si_3N_4$ ) z aluminium, a także ze stalą, poprzez międzywarstwę aluminium. Złącze z międzywarstwą wykonywano w ten sposób, że najpierw zgrzewano tarciovego aluminium ze stalą,

a następnie to złącze od strony aluminium z ceramiką. Przykładowo złącza ceramika SiC–międzywarstwa aluminium–stal spiekana miały kąt zgięcia ponad 45°.

## 4.7. Złącza kompozyt–metal

### 4.7.1. Stopy międzymetaliczne–metal

Stopy na osnowie uporządkowanych faz międzymetalicznych, tzw. stopy międzymetaliczne lub intermetale (ang. *intermetallics*), charakteryzują się właściwościami pośrednimi między metalami a ceramiką. Są to stopy dwu lub więcej metali, które tworzą strukturę krystaliczną odmienną od struktury krystalicznej metali wchodzących w ich skład.

Fazy międzymetaliczne (związki międzymetaliczne) cechują się większą kruchością oraz większą twardością od tworzących je wyjściowych metali. Właściwości te wynikają z charakteru wiązań międzycząsteczkowych, które w tych fazach są „wypadkową” wiązania metalicznego, kowalencyjnego i jonowego [185]. Wzrost udziału poszczególnego rodzaju wiązania wywołuje w związku międzymetalicznym polepszenie odpowiednich właściwości, np. metalicznych (przewodność cieplna i elektryczna, połysk) w przypadku przewagi wiązań metalicznych, zwiększenie twardości, temperatury topnienia, wytrzymałości – wraz ze zwiększeniem liczby wiązań jonowych i kowalencyjnych.

Perspektywy zastosowania stopów międzymetalicznych jako materiałów żarowytrzymałych do pracy w podwyższonej temperaturze oraz w środowisku korozyjnym są związane z ich małą gęstością, dużą wytrzymałością, odpornością na utlenianie z jednocześnie dostateczną plastycznością oraz odpornością na pękanie. Zastosowanie znajdują przede wszystkim stopy międzymetaliczne z układów Ni–Al, Ti–Al i Fe–Al.

Stopy międzymetaliczne można łączyć poprzez proces spawania takimi metodami jak TIG, wiązka lasera, wiązka elektronowa czy lutowanie. Jednak mała plastyczność materiału, w połączeniu z wysokimi naprężeniami szczytkowymi, powoduje że, spawanie staje się utrudnione. Wśród metod spajania stopów międzymetalicznych z metalami zgrzewanie tarciove jest ważną metodą łączenia ze względu na bardzo wąską strefę oddziaływania cieplnego [65].

W pracy [185] przedstawiono wyniki obszernych badań połączeń stopów międzymetalicznych NiAl, Ni<sub>3</sub>Al, FeAl i Fe<sub>3</sub>Al ze stalą St3S. Proces zgrzewania tarciovego prowadzonego na szybkoobrotowej zgrzewarce typu RSM210 firmy Harms & Wende (prędkość obrotowa – 16500 min<sup>-1</sup>), zgrzewając pręty stalowe o średnicy 8 mm ze stopami międzymetalicznymi w postaci walców o średnicy 15 mm. Zastosowane parametry zgrzewania przedstawiono w tabeli 4.13, a schemat złącza na rysunku 4.86.

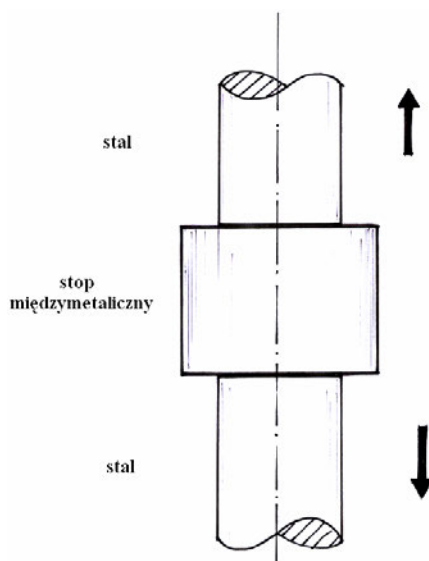
Na podstawie badań metalograficznych stwierdzono plastyczną deformację ziarn stopów międzymetalicznych i ich rozdrobnienie przy granicy połączenia ze stalą dla stopów FeAl i Fe<sub>3</sub>Al, a w mniejszym stopniu dla stopów NiAl i Ni<sub>3</sub>Al. Na granicy



Tabela 4.13. Parametry zgrzewania tarciove stopów międzymetalicznych ze stalą St3S oraz wytrzymałość złączy na rozciąganie (według [185])

Stop	Docisk tarcia MPa	Czas tarcia s	Docisk spęczenia MPa	Wytrzymałość MPa
NiAl	0,2	1,702	0,3	81
Ni <sub>3</sub> Al	0,2	2,700	0,3	91
Fe <sub>3</sub> Al	0,25	2,700	0,35	75
FeAl	0,25	3,000	0,35	79

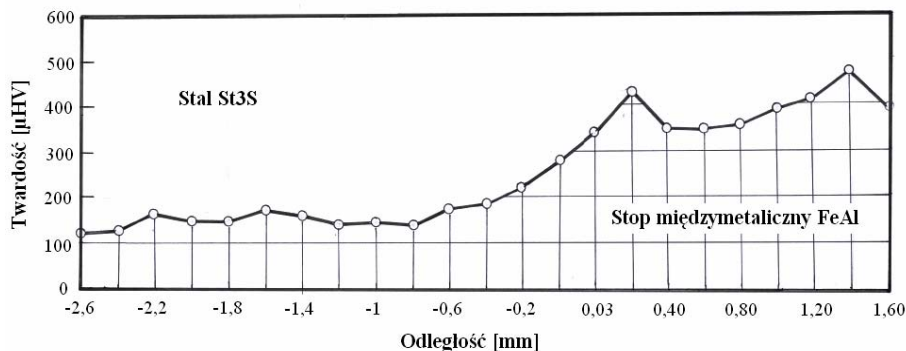
Opóźnienie hamowania – 0,1 s, prędkość obrotowa – 16 500 min<sup>-1</sup>, czas spęczenia – 7 s, skrócenie – 2 mm



Rys. 4.86. Schemat próbki po zgrzewaniu tarciowym przed próbą rozciągania [185]

połączenia NiAl–stal zaobserwowano wyraźną warstwę przejściową. Badania mikro-twardości wzdłuż osi próbki wykazały, że w odległości do około 1,2 mm od powierzchni złączy, po stronie stali St3S, następuje umocnienie stali do mikro-twardości 300 HV 0,1 (materiał rodzimy – 150 HV 0,1). Stwierdzono nieznaczne zmniejszenie mikro-twardości po stronie stopów międzymetalicznych w pobliżu powierzchni połączenia, przy czym w odległości około 0,3 mm od granicy połączenia twardość jest już na poziomie twardości materiału rodzimego. Przykładowy rozkład mikro-twardości w złączy stal St3S–stop międzymetaliczny FeAl przedstawiono na rysunku 4.87.

Badania rozkładu liniowego pierwiastków we wszystkich złączach zgrzewanych tarciowo (z wyjątkiem złączy NiAl–St3S) wykazały istnienie warstwy przejściowej o szerokości ok. 20–50 μm. Z charakterystyk rozkładu liniowego pierwiastków wynika, że w procesie tworzenia warstwy przejściowej bierze udział zarówno aluminium ze stopu międzymetalicznego, jak i atomy żelaza ze stali. Nie zaobserwowano aktywności węgla w tworzeniu warstwy pośredniej.



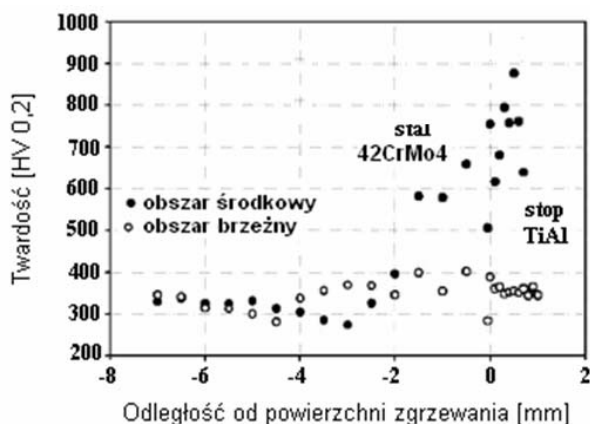
Rys. 4.87. Rozkład mikrotwardości złącza St3S–FeAl (według [185])

Przeprowadzone próby statycznego rozciągania zgrzewanych tarciovo złączy wykazały, że zerwanie następowało poza złączeniem, w rezultacie kruchego pęknięcia stopu międzymetalicznego, co oznacza, że wytrzymałość na rozciąganie uzyskanych złączy (około 75 MPa) była większa niż wytrzymałość na rozciąganie stosowanych stopów intermetalicznych. Stwierdzono nieco większą wytrzymałość na rozciąganie złączy stopów międzymetalicznych NiAl i Ni<sub>3</sub>Al ze stalą St3S w porównaniu ze stopami FeAl i Fe<sub>3</sub>Al (tab. 4.13) [185].

W technice ma zastosowanie stop międzymetaliczny na osnowie związku  $\gamma$ -TiAl, używany do wytwarzania elementów turbin gazowych oraz silników samochodowych. Z powodu dużej reaktywności stopu TiAl i tendencji do tworzenia kruchych związków międzymetalicznych oraz tlenkowych faz wzdłuż powierzchni złącza, spawanie stopu TiAl jest trudniejsze do wykonania niż w przypadku innych stopów. Złącza wykonane w stanie stałym pozwalają uniknąć różnych tego typu problemów, dlatego zgrzewanie tarciovo jest odpowiednią metodą do łączenia materiałów o strukturze międzymetalicznej, takich jak stop TiAl.

Lee i inni [95] prowadzili badania dotyczące zgrzewania tarciowego stopu TiAl (47% Al.) ze stalą 42CrMo4. Bezpośrednie zgrzewanie tarciovo stopu TiAl ze stalą konstrukcyjną 42CrMo4 zakończyło się niepowodzeniem, ponieważ wystąpiły pęknięcia na powierzchni złącza, spowodowane powstaniem kruchej struktury martenzytycznej, niezależnie od wartości stosowanych parametrów zgrzewania (czas tarcia – 30 s lub 50 s; nacisk w okresie tarcia – 130 MPa lub 170 MPa, nacisk spęczania – 360 MPa i 460 MPa), prędkość obrotowa 2000 min<sup>-1</sup>. Wypływka kształtowała się po stronie stali. Na powierzchni złącza tworzyła się strefa dyfuzyjna, której grubość zwiększała się wraz ze zwiększaniem czasu tarcia (szerokość 300  $\mu$ m dla czasu tarcia 30 s, a 600  $\mu$ m dla czasu tarcia 50s), przy czym w osi próbki grubość tej warstwy wynosiła tylko 40–50  $\mu$ m. Warstwa dyfuzyjna zawierała 37,8% Al., 45,6% Ti i 15,6% Fe i była bogata w fazę  $\gamma$  – TiAl. Pęknięcia występowały w kierunku prostym do osi próbki, na granicy połączenia warstwy dyfuzyjna–TiAl, w odległości ok.  $\frac{1}{2}$  promienia próbki, a także na granicy stal–warstwa dyfuzyjna w zewnętrznych obszarach próbki, a ich szerokość zwiększała się w miarę oddalania się od środka próbki. Twardość

w warstwie dyfuzyjnej, i po stronie stali w strefie bezpośrednio przylegającej do powierzchni tarcia wynosiła 600–900 HV<sub>0,2</sub>, podczas gdy po stronie stopu nie zaobserwowano zmian twardości (rys. 4.88). Po stronie stali stwierdzono występowanie martenzytu, przy czym twardość stali w osi próbki jest większa, gdyż występuje tam szybsze odprowadzanie ciepła z jednocześnie mniejszą ilością dostarczanego ciepła, w porównaniu z obszarami zewnętrznymi zgrzewanych elementów.

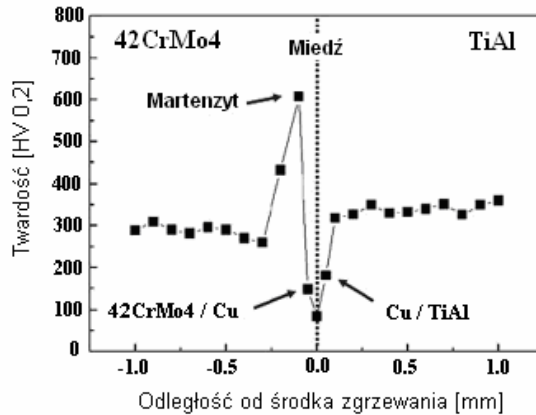


Rys. 4.88. Rozkład twardości w złączeniu stal 42CrMo4–stop TiAl (według [95])

W celu zapobieżenia powstawaniu pęknięć, zaprojektowano złącza z międzywarstwą miedzi. Autorzy wybrali miedź jako materiał warstwy pośredniej, kierowali się tym, że:

- miedź ma większą plastyczność, mniejszy moduł sprężystości i mały współczynnik rozszerzalności liniowej, co powinno zmniejszyć naprężenia wewnętrzne w strefie powierzchni łączenia stopu TiAl ze stalą 42CrMo4,
- miedź ma większą przewodność cieplną, może więc przenosić ciepło zgrzewania z powierzchni, a przez to zmniejszyć szerokość strefy wpływu ciepła po stronie stali, i zapobiec tworzeniu się kruchych struktur martenzytycznych podczas cieplnego cyklu zgrzewania,
- miedź wykazuje lepszą zdolność łączenia ze stalą węglową metodą zgrzewania tarciovego, przy czym pomiędzy czystą miedzią i stalą węglową nie tworzy się krucha faza pośrednia,
- miedź także jest wykorzystywana jako warstwa pośrednia przy zgrzewaniu dyfuzyjnym tytanu ze stalą nierdzewną [100, 103].

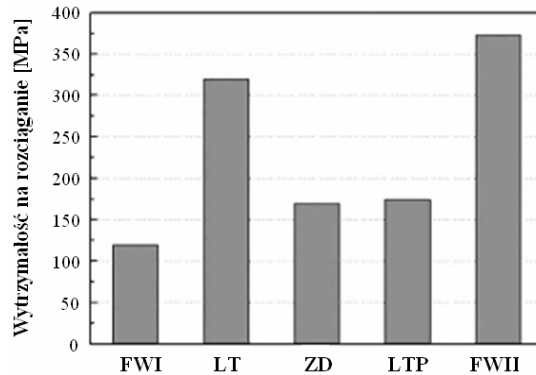
W procesie zgrzewania tarciovego stosowano docisk tarcia 75 MPa, czas tarcia 0,5 s, docisk spęczania 220 MPa i 250 MPa, czas spęczania 1 s. Nie stwierdzono żadnych pęknięć w strefie łączenia ani w warstwie pośredniej.



Rys. 4.89. Rozkład twardości w złączeniu TiAl–stal 42CrMo4 z międzywarstwą miedzi (według [95])

Na rysunku 4.89 pokazano rozkład twardości w złączeniu TiAl–stal 42CrMo4 z międzywarstwą miedzi. Po stronie stali 42CrMo4 utworzyła się strefa utwardzona, około 0,3 mm od powierzchni złącza stali z miedzią, wskutek wystąpienia struktury martenzytycznej. Jej szerokość została znacznie zawężona w porównaniu bezpośredniego połączenia stali 42CrMo4 oraz stopu TiAl, z powodu skrócenia czasu zgrzewania oraz większej przewodności cieplnej miedzi. Po stronie miedzi, z powodu rekrytalizacji oraz wyżarzania spowodowanego ciepłem zgrzewania, występuje niewielkie zmiękczenie. Badania mikroskopowe wykazały, że na powierzchni łączenia stopu międzymetalicznego TiAl i miedzi powstały dwie fazy międzymetaliczne:  $\text{AlCu}_2\text{Ti}$  i  $\text{TiCu}_4$ . W obszarze zewnętrznym złącza stopu TiAl i miedzi, powierzchnia łączenia składała się z faz  $\text{TiAl}/\text{AlCu}_2\text{Ti}/\text{TiCu}_4/42\text{CrMo}_4$ . W środkowym obszarze powierzchni łączenia, przy osi próbki, powstała tylko faza  $\text{AlCu}_2\text{Ti}$ . Utworzenie się kilku rodzajów związków międzymetalicznych w obszarze zewnętrznym powierzchni łączenia było spowodowane występującą tam wyższą temperaturą niż w osi próbki, z powodu większych prędkości liniowych w obszarze zewnętrznym próbki, co przyspieszyło zapewne dyfuzję wzajemną tytanu, aluminium i miedzi na powierzchni tarcia. Strefa odkształconego obszaru po stronie stali 42CrMo4 uległa zwężeniu do głębokości mniejszej niż 0,5 mm od powierzchni złącza.

Przeprowadzone próby statycznego rozciągania złączy TiAl/Cu/42CrMo4 wykazały, że wytrzymałość na rozciąganie zwiększa się wraz ze zmniejszeniem grubości międzywarstwy miedzi. I tak, dla grubości warstwy miedzi 600  $\mu\text{m}$ , wytrzymałość na rozciąganie wyniosła około 250 MPa, a przelom występował głównie na powierzchni złącza stopu TiAl/miedź i częściowo obejmował środkową powierzchnię złącza miedź/stal 42CrMo4. Kiedy grubość warstwy była zmniejszona do 200–300  $\mu\text{m}$ , średnia wytrzymałość na rozciąganie wynosiła 345–375 MPa, a zerwanie występowało w materiale rodzimym stopu TiAl.



Rys. 4.90. Wytrzymałość na rozciąganie złącza stopu TiAl ze stalą 42CrMo4 dla różnych metod spajania (FWI – zgrzewanie tarciove bezpośrednie, FWII – zgrzewanie tarciove z międzywarstwą miedzi, LT – lutowanie twarde, ZD – zgrzewanie dyfuzyjne, LTP – lutowanie próżniowe) (według [95])

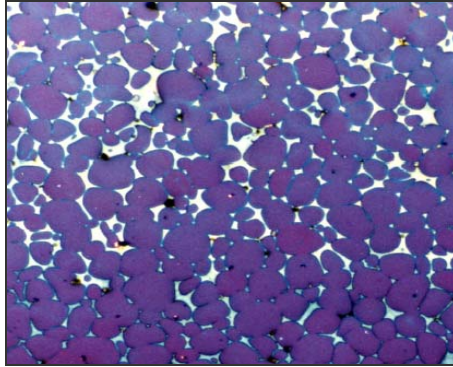
Na rysunku 4.90 zestawiono średnią wytrzymałość na rozciąganie zgrzewanego tarciove złącza stopu TiAl ze stalą 42CrMo4 w porównaniu z innymi metodami łączenia (lutowanie twarde indukcyjne, zgrzewanie dyfuzyjne, lutowanie próżniowe). Wytrzymałość złącza stopu TiAl ze stalą 42CrMo4 łączonych metodą lutowania twardego indukcyjnego z użyciem spoiwa stopu Ag-Cu-Ni, wynosi 320 MPa, a w przypadku zgrzewania dyfuzyjnego 185 MPa. Lutowanie twarde próżniowe z użyciem lutu Ag-Cu-Ni pozwoliło osiągnąć wytrzymałość na rozciąganie o wartości 175 MPa. Największą wytrzymałość na rozciąganie, równą 375 MPa, osiągnięto w zgrzewaniu tarciowym, z zastosowaniem międzywarstwy miedzianej.

#### 4.7.2. Pseudostop wolframu–metal

Pseudostop wolframu jest materiałem kompozytowym metalicznym, otrzymanym na drodze metalurgii proszków, składającym się z ziarn wolframu w osnowie metalicznej miedzi lub stopów niklu i żelaza [125]. Pseudostop wolframu D18 składa się z 95% wag. ziarn wolframu i stopu niklu z żelazem jako fazą wiążącą (odpowiednio 3,4% wag. Ni, 1,6% wag. Fe). Stop ten w wielu przypadkach zastępuje czysty wolfram ze względu na łatwiejsze wytwarzanie i lepszą skrawalność. Ma dużą gęstość (17,0–18,5 g/cm<sup>3</sup>), dużą zdolność do pochłaniania promieniowania X i  $\gamma$ , dobrą obrabialność i duży moduł Younga. Typowe jego zastosowania to m.in.: osłony przed promieniowaniem radioaktywnym, budowa maszyn, mechanika precyzyjna, sprzęt sportowy. Mikrostrukturę pseudostopu wolframu pokazano na rysunku 4.91.

Autor prowadził badania nad zgrzewaniem tarciowym pseudostopu wolframu z niobem i tytanem. Zgrzewanie tarciove prowadzono na zgrzewarce konwencjonalnej w układzie pionowym, a z uwagi na niebezpieczeństwo oddziaływania gazów z otoczenia na zgrzewane materiały, proces prowadzono w cieczy, której rolę bardziej szczegółowo przedstawiono w pracach autora [8, 18]. Parametry procesu zgrzewania

materiałów zastosowane w badaniach podano w tabeli 4.11 (zgrzewano pręty o średnicy 30 mm). Otrzymane złącza oceniono na podstawie badań metalograficznych, pomiarów mikrotwardości i statycznej próby rozciągania.

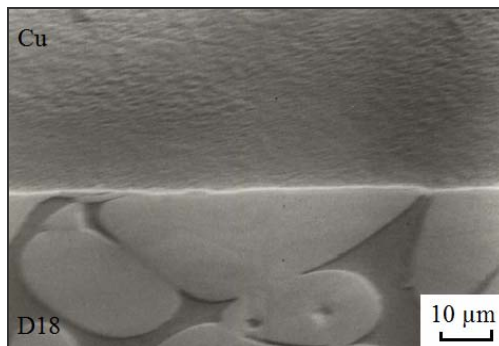


Rys. 4.91. Mikrostruktura pseudostopu wolframu D18 (według [17])

#### Pseudostop wolframu D18–miedź

Miedź nie tworzy faz międzymetalicznych ze składnikami fazy wiążącej (Ni, Fe) i nie wykazuje żadnej rozpuszczalności z wolframem. W układzie miedź–niob nie występują fazy międzymetaliczne, a w temperaturze poniżej 1080 °C istnieje mieszanina roztworów stałych  $\alpha$  i  $\beta$ . Rozpuszczalność niobu w miedzi w temperaturze 1080 °C wynosi 0,1% at., natomiast miedzi w niobie 1,2% at. [111].

Przy stosowaniu miedzi ważne jest użycie miedzi beztlenowej, gdyż już ilość ciepła wydzielanego przy wykonywaniu drugiego złącza może być wystarczająca do powstania mikropęknięć po stronie miedzi w strefie pierwszego połączenia wskutek występowania choroby wodorowej miedzi [16]. Dlatego dla złączy D18–niob stosowano miedź odtlenioną fosforem (SF–Cu) w postaci płytek o wymiarach 35×35×15 mm. Badania mikroskopowe wykazały dobrą jakościowo mikrostrukturę połączenia (rys. 4.92)



Rys. 4.92. Mikrostruktura zgrzewanego tarcziowo złącza miedź–pseudostop wolframu D18: obraz z mikroskopu skaningowego (według [8])

Badania wytrzymałości na rozciąganie złącza D18 – miedź wykazały, że ich wytrzymałość wynosi około 217 MPa, a złom przebiegał na granicy połączenia, ale po stronie miedzi widoczne były już ślady przewężenia [8].

Uzyskiwane w badaniach innych autorów wytrzymałości zgrzewanych tarciove złączy miedzi z pseudostopem wolframu o zawartości 90% wolframu i 10% Fe-Ni, równe ok. 240 MPa [123], można wyjaśnić tym, że większa ilość fazy wiążącej (stop Fe-Ni) zwiększa wytrzymałość złącza, ale pomimo tego złom przebiegał również na granicy połączenia. Przy 95% zawartości wolframu w pseudostopie D18 istnieje mniejsza powierzchnia połączenia między stopem Fe-Ni a miedzią, która odpowiada przede wszystkim za wytrzymałość złącza (w układzie równowagowym miedź-wolfram brak jest wzajemnej rozpuszczalności).

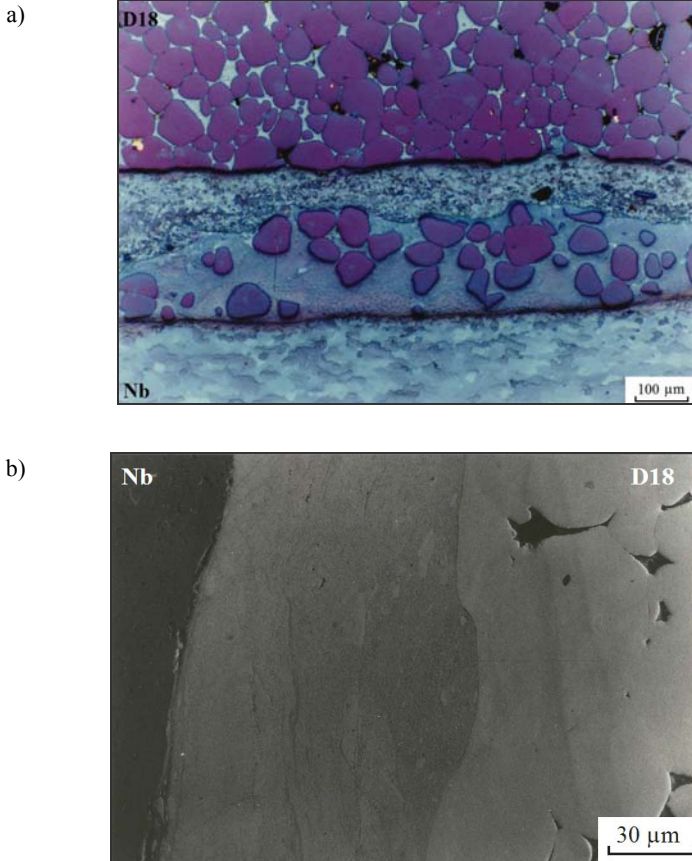
### **Pseudostop wolframu D18–niob**

Wykonanie połączenia wolfram–niob nie nastęca problemów, bo w układzie dwuskładnikowym nie występują fazy międzymetaliczne (rozd. 4.5.2). Jednak w przypadku złączy o jednakowych właściwościach pseudostopu wolframu oraz złączy niob–pseudostop wolframu D18 istnieje możliwość tworzenia się faz międzymetalicznych między niobem czy wolframem a składnikami fazy wiążącej (Fe, Ni), a więc fazy układu Nb–Fe–Ni–W. Podczas zgrzewania tarciovego pseudostopu wolframu D18 na głębokości do około 2 mm od powierzchni zewnętrznej próbki nie ma połączenia na powierzchni przylegania, pomimo stosowania długiego czasu zgrzewania (około 25 s) (tab. 4.11). Powodem jest występowanie „ciekłej” fazy na powierzchni tarcia i zmniejszenie wydzielania ciepła. Z uwagi na ostro zarysowaną granicę między strefą połączenia a resztą materiału można przypuszczać, że przynajmniej faza wiążąca na powierzchni materiału tarcia była podczas zgrzewania w stanie ciekłym. Podobnie jest dla złączy pseudostopu wolfram–niob (rys. 4.93a). Najniższe temperatury istnienia ciecizy dla układu Fe–Ni wynoszą 1425 °C, ale już dla układu Fe–Nb – 1373 °C, a dla układu Nb–Ni – 1175 °C [111] i dlatego osiągnana podczas zgrzewania tarciovego temperatura wystarcza do częściowego stopienia fazy wiążącej w pseudostopie wolframu. Badania metalograficzne pokazały, że strefa połączenia składa się z rozdrobnionych cząstek wolframu i fazy wiążącej. 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.

Analiza liniowa rozkładu pierwiastków wolframu, niobu, niklu i żelaza wykazuje (rys. 4.94), że dyfuzja niobu w ilości przekraczającej 10% wag. zachodzi 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, ok. 40% wag. niklu i ok. 8% wag. żelaza [8].

Należy tu nadmienić, że proces zgrzewania tarciovego pary niob–pseudostop wolframu D18 przebiega zupełnie inaczej niż pary wolfram–niob. W przypadku zbliżonych nacisków podczas tarcia, podczas zgrzewania pseudostopu wolframu dopiero po czasie tarcia 30 s uzyskano skrócenie zaledwie 0,2 mm, podczas gdy dla pary niob–

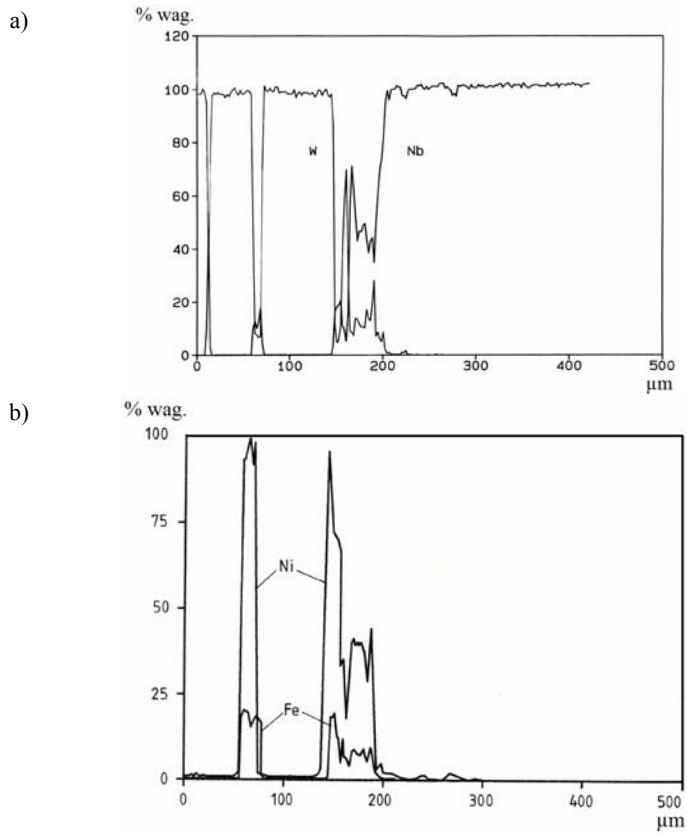
wolfram już po czasie 7,5 s skrócenie wynosiło 13,8 mm (tab. 4.11). Powodem są inne warunki tribologiczne panujące w tych parach trących.



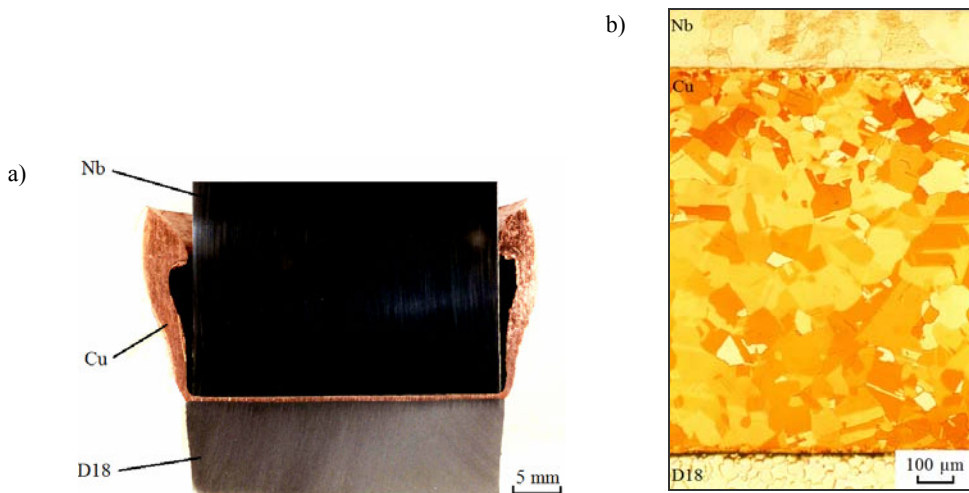
Rys. 4.93. Mikrostruktura zgrzewanego tarciowo złącza niob–pseudostop wolframu D18: obraz z mikroskopu optycznego (a) i mikroskopu skaningowego (b) (według [6], [8])

Wobec niepowodzeń w łączeniu pseudostopu wolframu D18 z niobem, na podstawie analizy układów podwójnych, postanowiono zastosować warstwę pośrednią z miedzi. Po wykonaniu złącza pseudostop wolframu D18–miedź usunięto przez toczenie wypływkę i pozostawiono warstwę miedzi na grubości ok. 8 mm. Następnie wykonano kolejne złącze, to jest niob–miedź/D18. Makro- i mikrostrukturę tak wytworzonego złącza pseudostop wolframu D18–niob z międzywarstwą miedzi o końcowej grubości warstwy 1,7 mm pokazano na rysunku 4.95. Wytrzymałość na rozciąganie złączy, przy 1 mm w warstwie miedzi, wynosiła 325 MPa, a przy 1,5 mm – 317 MPa. Złom przebiegał w miedzi, a także częściowo na granicy D18/Cu.





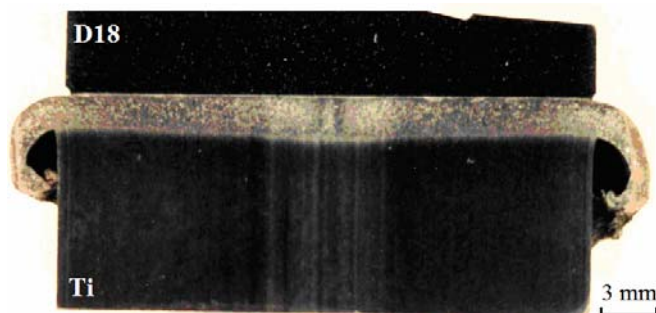
Rys. 4.94. Liniowy rozkład wolframu, niobu (a) oraz żelaza i niklu (b) w zgrzewanym tarciove złączu niob–pseudostop wolframu D18 (według [8])



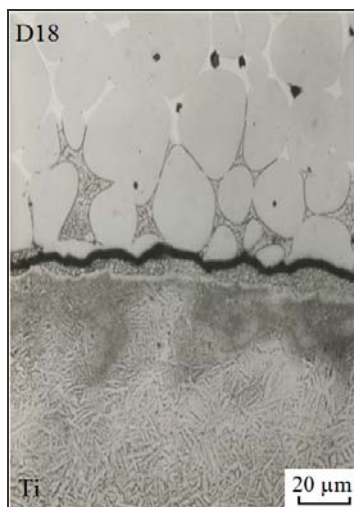
Rys. 4.95. Makrostruktura złącza niob–pseudostop wolframu D18 z przekładką z miedzi (a) oraz widok mikrostruktury (b)

### Tytan–pseudostop wolframu D18

Wykonanie złączy zgrzewanych tarciowo wolfram–tytan nie stwarza większych problemów. Nieco inaczej wygląda problem zgrzewania pseudostopu wolframu D18 z tytanem. Podczas wykonywania tych złączy po stronie tytanu tworzy się strefa wpływu ciepła, znacznie szersza w środku próbki (rys. 4.96), odwrotnie niż przy zgrzewaniu tarciowym wolframu z tytanem. Przyczyną takiego kształtu strefy wpływu ciepła jest znacznie mniejsza ilość wydzielanego ciepła podczas zgrzewania D18–tytan w porównaniu ze złączami wolfram–tytan.

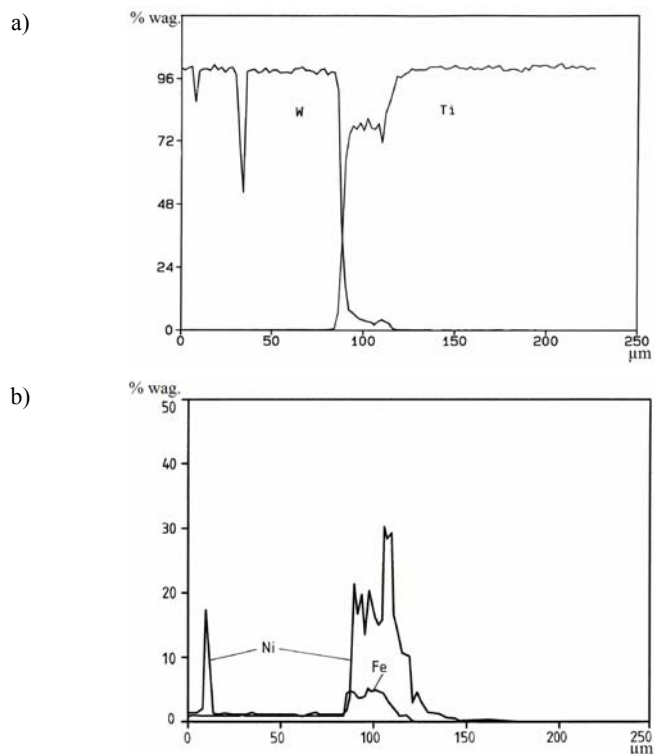


Rys. 4.96. Widok makrostruktury połączenia tytan–pseudostop wolframu D18

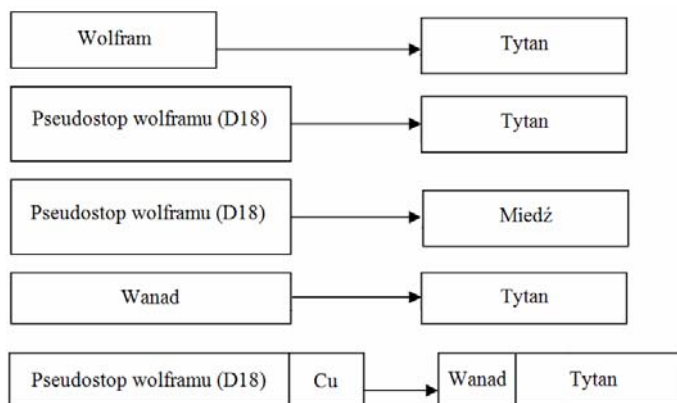


Rys. 4.97. Mikrostruktura połączenia tytan–pseudostop wolframu D18 (według [8])

Aby uzyskać połączenie bez wad, musiano zmniejszyć prędkość obrotową podczas zgrzewania z normalnie stosowanej  $1500 \text{ min}^{-1}$  do  $750 \text{ min}^{-1}$  (tab. 4.11). Podobnie jak przy złączach D18–niob, skrócenie próbek jest bardzo niewielkie (1,8 mm), podczas gdy dla złączy wolfram–tytan, dla zbliżonych parametrów, przekracza 30 mm. Wygląd makrostruktury połączenia pseudostop wolframu D18–tytan pokazano na rysunku



Rys. 4.98. Liniowy rozkład pierwiastków wolframu i niobu (a) oraz żelaza i niklu (b) w zgrzewanym tarciove złączu niob–pseudostop wolframu D18 (według [8])

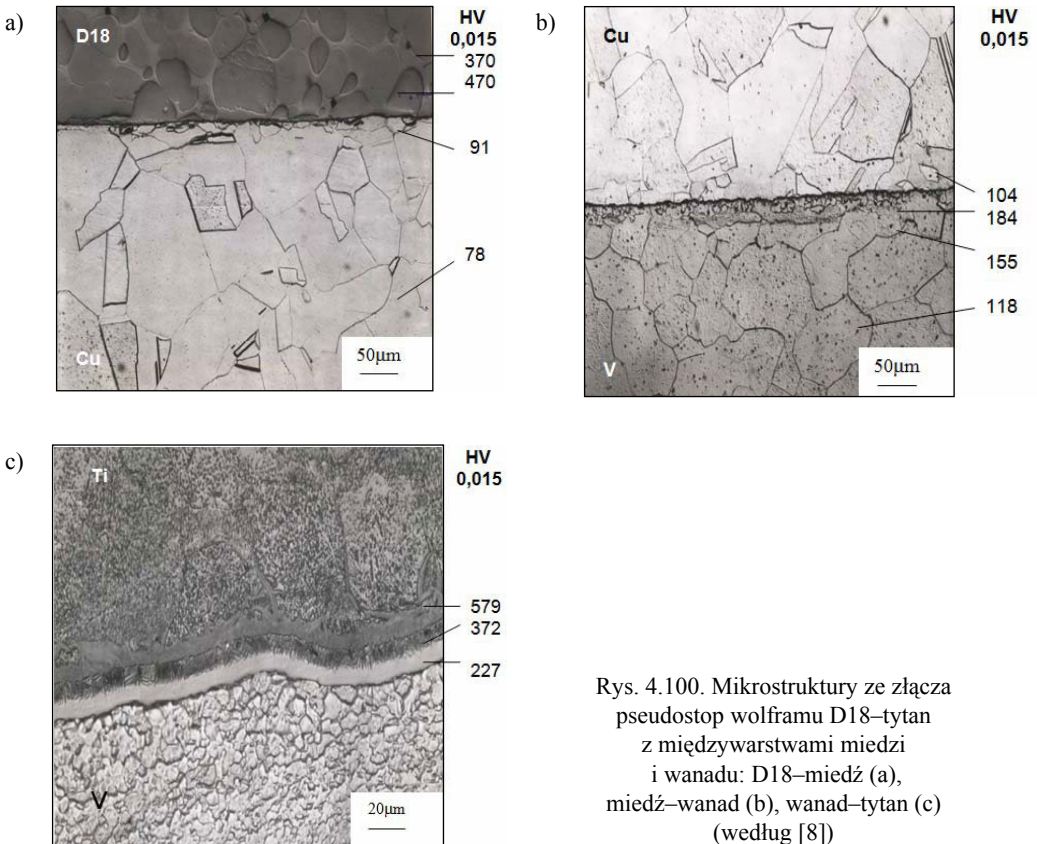


Rys. 4.99. Schemat zgrzewania tarciovego złączu pseudostopu wolframu z tytanem z zastosowaniem warstw pośrednich z miedzi i wanadu

4.96, przy czym skrócenie powstaje po stronie tytanu. Podczas zgrzewania na powierzchni łączenia powstaje wąska, ciągła strefa z fazami międzymetalicznymi o szerokości do 3  $\mu\text{m}$ , która wnika po stronie pseudostopu wolframu D18 między ziarna

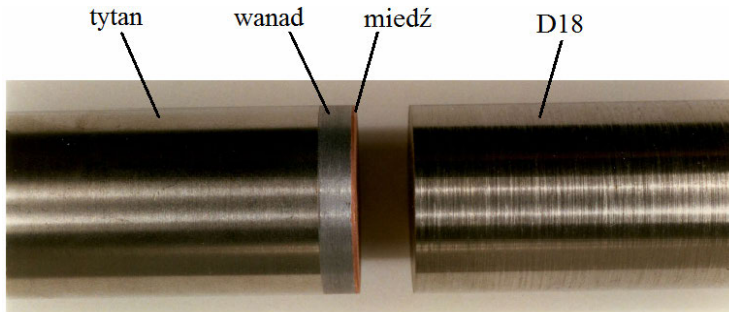
wolframu na głębokość do 60  $\mu\text{m}$  (rys. 4.97). Jej mikrotwardość wynosi 660 HV 0.015, przy czym otrzymane połączenie jest bardzo kruche, z widocznymi mikropęknięciami przebiegającymi po granicy ziarna wolframu–faza międzymetaliczna (rys. 4.97). Przeprowadzone badania rentgenograficzne przelomów ze złączy tytan–D18 wskazują na występowanie głównie refleksów wolframu, roztworu stałego tytanu w wolfranie, tytanu oraz kilku małych, trudnych do zidentyfikowania refleksów, pochodzących zapewne od faz międzymetalicznych z układów Fe–Ni–W–Ti [8]. Liniowe 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. 4.98). Punktowa analiza twardej fazy z granicy połączenia wykazała następujący skład: 64% wag. Ti, 26% wag. Ni, 5%wag. W i 5% wag. Fe [8].

Dla uzyskania złącza pseudostop wolframu–tytan o lepszych właściwościach, zaprojektowano złącze z warstwami pośrednimi z miedzi i wanadu (rys. 4.99) [12].



Złącza D18–miedź wykonywano podobnie jak w omówionych poprzednio złączach z niobem, używając jednak miedzi w postaci pręta o średnicy 30 mm. Po zatoczeniu otrzymanych złączy na średnicę 30 mm, jako ostatnie wykonano połączenie pomiędzy prętami z D18 z 10 mm grubości warstwą miedzi, a prętami z tytanu z 5 mm warstwą

wanadu. Tak więc w rezultacie uzyskano w złączu, pomiędzy pseudostopem wolframu D18 a tytanem, warstwę miedzi o szerokości 0,8 mm i warstwę wanadu o szerokości 4,8 mm. Bardziej szczegółowy opis złącza tytan–wanad podano w rozdz. 4.4.2. Na rysunku 4.100 przedstawiono mikrostruktury połączeń międzywarstw z pseudostopem wolframu oraz z tytanem. Tak wykonane połączenia miały wytrzymałość 410 MPa, a złom przebiegał w warstwie miedzi. Widok złącza zgrzewanego tarciove tytan–pseudostop wolframu D18, z międzywarstwami wanadu i miedzi, po statycznej próbie rozciągania przedstawiono na rysunku 4.101.



Rys. 4.101. Widok złącza zgrzewanego tarciove tytan–pseudostop wolframu D18 z międzywarstwami wanadu i miedzi, po statycznej próbie rozciągania, według [17]



## 5. Modelowanie procesu zgrzewania tarciovęgo

Rozwój techniki informatycznej, a zwłaszcza rozwój programów słuęących do obliczeń metodą elementów skończonych, pozwolił na symulowanie zgrzewania za pomocą modeli MES. Symulacja numeryczna procesu zgrzewania tarciovęgo jest narzędziem umożliwiającym łatwą optymalizację parametrów procesu i stworzenie szybkiej wizualizacji jego przebiegu, dzięki czemu można uzyskać znaczną poprawę jakości złącza. Konieczna jest przy tym znajomość zjawisk cieplnych, które występują podczas całego procesu, jak również podczas tworzenia warstwy pośredniej. Analiza występujących zjawisk może być pomocna zarówno w optymalizacji samej metody zgrzewania, jak i podczas polepszania wytrzymałości złącza.

Modele numeryczne umożliwiają pominięcie wszelkich błędów materiałowych, z którymi mamy do czynienia w doświadczeniach, można zatem uzyskać pełną powtarzalność otrzymywanych wyników. Możliwe jest ograniczenie, a często pominięcie doświadczenia podczas modelowania procesu, dzięki czemu istotnie zmniejsza się pracochłonność, środki oraz czas pracy. Modelowanie komputerowe procesu zezwala na bardzo szybkie modyfikacje zarówno elementów zgrzewanych, jak i parametrów całego procesu. Problemem jest jednak właściwe zamodelowanie zjawisk zachodzących podczas łączenia. Aby uzyskać miarodajne wyniki, tworzone modele powinny jak najdokładniej odzwierciedlać realne warunki, co nie zawsze jest możliwe do spełnienia. Wprowadza się bowiem do modeli numerycznych pewne uproszczenia, które jednak nie powinny zakłócać wyników analizy. Niestety, utrudniona jest analiza wyników ze względu na specyfikę procesu zgrzewania, która skutecznie utrudnia pomiary temperatury, naprężeń i przemieszczeń materiału, zarówno w całej jego objętości, jak i w płaszczyźnie połączenia.

### 5.1. Modelowanie procesu konwencjonalnego zgrzewania tarciovęgo

Pierwsza obszerniejsza analiza procesu konwencjonalnego zgrzewania tarciovęgo została opublikowana pod redakcją Rykalina (1959) [143], gdzie zastosowano stały współczynnik tarcia, właściwości cieplne oraz jednorodny przepływ ciepła do obliczenia rozkładu temperatury w procesie zgrzewania tarciovęgo prętów ze stali węglowej. Pierwsza analiza numeryczna procesu zgrzewania tarciovęgo, z zastosowaniem metody różnic skończonych, została przeprowadzona przez Chenga (1962) [37], gdzie analizował zmienne w czasie dostarczone ciepło, skrócenie osiowe oraz uplastycznienie

materiału. Wang (1970) [180] rozwinął dwuwymiarowy model różnic skończonych do prowadzenia symulacji przebiegu pól temperatury procesu inercyjnego zgrzewania tarcowego. Jego wyniki przedstawiają widoczną różnicę w rozkładzie temperatury między metodą konwencjonalną a inercyjną. Zgrzewanie tarcowe prętów stalowych o jednakowych właściwościach metodą elementów skończonych, wraz z warunkami kontaktu elementów, zamodelował Służalec (1990) [161]. Za pomocą modelu określił on rozkład temperatury oraz ostateczny kształt profilu. Moal i Massoni [117] stworzyli termomechaniczny model elementów skończonych inercyjnego zgrzewania tarcowego dwóch prętów o jednakowych właściwościach, traktując je jako nieściśliwy materiał lepkoplastyczny. Fu i Duan [49] zaprezentowali model elementów skończonych przedstawiający deformację łączonych elementów oraz analizę przepływu ciepła, gdzie wyznaczono temperaturę, naprężenie i pole odkształceń dla zgrzewanych tarcowo złączy stopu na bazie niklu GH4169, a w pracy [106] przedstawiono model procesu zgrzewania inercyjnego dla tego samego materiału. Alvisi i inni [2] przeprowadzili symulację elementów skończonych inercyjnego zgrzewania tarcowego materiałów o różnych właściwościach, przy założeniu zależności mechanicznych i cieplnych, dzięki czemu zaprezentowano algorytm kontaktu dwóch różnych materiałów oraz model sprężysto – lepkoplastyczny materiału, który również przyjęto do modelowania w pracy [194]. Za pomocą obliczeń MES Qinghua i inni [140] dokonali oceny jednostajnego wzrostu równoczesnych odkształceń oraz temperatury dla prętów ze stopu Al-Cu-Mg i stwierdzili, że największe odkształcenia występują w centrum złącza. W pracy [108] Maalekian i inni metodą elementów skończonych w modelu zgrzewania tarcowego próbek stali określili rozkład temperatury, skrócenie osiowe, wytworzenie się wypływkę na powierzchni łączenia, mikrostruktury łączonych materiałów oraz wielkość strefy wpływu ciepła, przy czym wytworzone ciepło tarcia zostało określone poprzez odwrotną analizę przepływu ciepła. Badania nad modelowaniem procesów zgrzewania materiałów o jednakowych właściwościach są ciągle udoskonalane [187].

Zgrzewaniem materiałów o różnych właściwościach zajmowali się Kubiszyn i Pietras [85], którzy w programie ANSYS stworzyli model 3D zgrzewanych elementów, jednak nie ujmowali oni formowania się wypływkę. Problem kształtu wypływkę poruszono w pracy [140], gdzie za pomocą programu MSC MARC modelowano kształt wypływkę podczas zgrzewania aluminium i porównywano wyniki analizy z doświadczeniem. Zaproponowano równanie opisujące strumień ciepła wydzielanego podczas tarcia, lecz aby wyniki analizy zgodziły się z doświadczeniem, konieczne okazało się wprowadzenie modyfikacji. Obliczenia pól temperatury, naprężeń i odkształceń dla złączy ceramiki z metalami na przykładzie  $Al_2O_3$ -Al przeprowadziła Zimmerman w pracy [195], korzystając ze specjalnego oprogramowania.

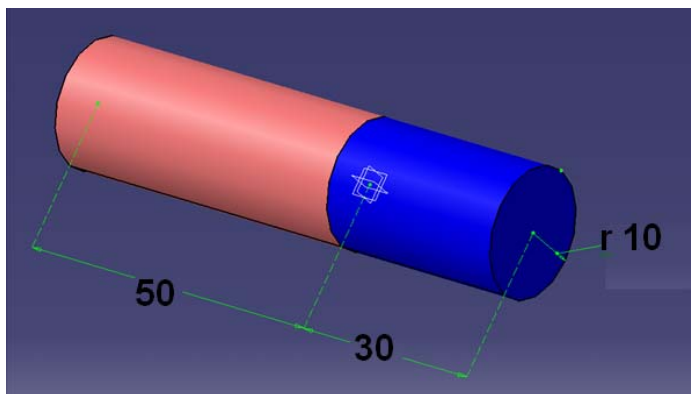
Z przytoczonej analizy literaturowej wynika, że modelowanie MES procesu zgrzewania tarcowego jest cennym narzędziem umożliwiającym analizę procesu. Wszyscy autorzy podkreślają, że najbardziej istotna dla dokładności obliczeń jest znajomość danych materiałowych w funkcji temperatury.

W pracy [14] i [20] zespół pod kierownictwem Autora kontynuował badania nad modelami obliczeniowymi zgrzewania tarcowego materiałów, w tym i różnorodnych,



zapoczątkowane w pracach [8, 10]. Celem badań było stworzenie modelu numerycznego procesu konwencjonalnego zgrzewania tarciovogo metali, uwzględniającego także kształtowanie się wypłytki. Przeprowadzona analiza numeryczna została porównana z wynikami badań doświadczalnych. Określone zostały pola naprężeń i pola temperatury z uwzględnieniem kształtowania się wypłytki. Model stworzony został w programie MSC MARC. Zastosowano analizę modelu osiowosymetrycznego 2D, co umożliwiło zamodelowanie jedynie połowy przekroju badanych elementów. Zastosowano sprzężoną analizę termiczną i mechaniczną, pozwalającą na powiązanie ze sobą obciążeń termicznych i mechanicznych. W początkowej fazie prac nad modelem udało się stworzyć model 3D, aczkolwiek czas analizy był zbyt długi w stosunku do miarodajności rezultatów obliczeń. Osiowosymetryczność przyjętego modelu pozwoliła znacznie skrócić czas obliczeń i zwiększyć dokładność wyników. Analizowana próbka, o wymiarach jak na rysunku 5.1, podzielona została na 0,5 mm elementy skończone typu 10. Są to elementy termomechaniczne o dwóch stopniach swobody ( $u_x$  i  $u_y$ ). Dodatkowo, ze względu na stosunkowo duże odkształcenia, podczas całej analizy włączono opcję „remesh” siatki, co powoduje założenie nowej siatki, gdy:

- elementy za bardzo się odkształca,
- elementy przenikają się wzajemnie,
- odchylenie kątowe elementu jest zbyt duże.



Rys. 5.1. Widok próbki z materiałów zgrzewanych tarciovogo, przyjętej do analizy MES (stop aluminium–stal austenityczna (według [14])

Zastosowano Coulombowski model tarcia, na skutek którego wytwarza się ciepło w płaszczyźnie styku. Zależy ono od względnej prędkości liniowej zgrzewanych elementów, współczynnika tarcia, temperatury oraz od nacisku normalnego [121]. Całkowitą wartość gęstości strumienia cieplnego generowanego na skutek kontaktu dwóch elementów można wyznaczyć ze wzoru (5.1)

$$q(t) = 2\pi\mu(T)p_i(t)rn(t) \quad [\text{W/m}^2] \quad (5.1)$$

gdzie:  $q(t)$  – gęstość strumienia ciepła generowanego na skutek tarcia w płaszczyźnie styku elementów,  $\mu(T)$  – współczynnik tarcia zależny od temperatury,  $p_t(t)$  – naciski,  $r$  – promień,  $n(t)$  – prędkość obrotowa,  $T$  – temperatura,  $t$  – czas.

Strumień ciepły wyznaczony ze wzoru (5.1) przechodzi do obydwu próbek zgodnie z zależnościami:

$$q = q_1 + q_2 \quad (5.2)$$

$$\frac{q_1}{q_2} = \sqrt{\frac{\lambda_1 \rho_1 c_{w1}}{\lambda_2 \rho_2 c_{w2}}} \quad (5.3)$$

gdzie:  $q_1, q_2$  – strumień ciepła przechodzący odpowiednio do elementu 1 i 2,  $\lambda$  – przewodność cieplna,  $\rho$  – gęstość,  $c_w$  – ciepło właściwe.

W przypadku elementów o jednakowych właściwościach podział strumienia jest symetryczny, więc połowa całkowitego strumienia cieplnego przechodzi zarówno do jednej, jak i drugiej próbki. Jedna z próbek jest utwierdzona na końcu przez odebranie jednego stopnia swobody ( $u_x$ ), natomiast przez drugą próbkę zadawane jest obciążenie. Początkowa temperatura próbek wynosi 20 °C. Na powierzchni styku założono możliwość przemieszczania się ciepła z jednej próbki do drugiej. Ilość ciepła przepływającego między ciałami reguluje tzw. współczynnik przewodzenia ciepła w styku [86, 191]:

$$h_c = \frac{1,25 \lambda_s \left( \frac{p_t}{H} \right)^{0,95}}{\frac{\sigma}{m}} \quad (5.4)$$

gdzie:  $\lambda_s$  – średni współczynnik przewodzenia ciepła dwóch materiałów:

$$\lambda_s = \frac{2\lambda_1 \lambda_2}{\lambda_1 + \lambda_2} \quad (5.5)$$

$H$  – mikrotwardość,  $p_t$  – nacisk,  $m$  – odchyłka równoległości,  $\sigma$  – średnia chropowatość stykających się powierzchni

$$\sigma = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2} \quad (5.6)$$

Dodatkowo włączono analizę z wydzielającym się ciepłem pochodzącym od odkształceń plastycznych. Prędkość obrotowa przyjęta do analizy wynosi 1500 min<sup>-1</sup>, czyli około 157 rad/s. Bardzo ważnym elementem modelowania procesu zgrzewania tarcowego jest prawidłowe zadanie przebiegu zależności współczynnika tarcia od temperatury. Wielkość ta zależy zarówno od temperatury, jak i od nacisków. Do obliczeń przyjęto zależność doświadczalnie wyznaczoną przez Vairisa [176]:

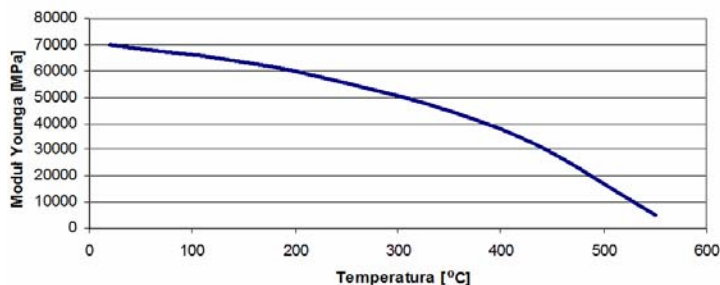
$$\mu = 4,7661 p_t^{-0,2995} T^{-0,449} \quad (5.7)$$

Przeprowadzono analizę zgrzewania materiałów o różnych właściwościach na przykładzie stopu aluminium (AlMgSi0,5) i stali (X10CrNiTi189). Dla złącza różnorodnych stop aluminium AlMgSi0,5 – stal austenityczna X10CrNiTi189 przyjęto następujące parametry procesu:

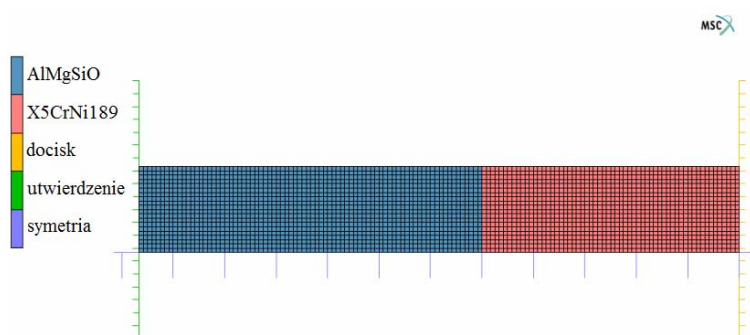
- średnica próbki – 20 mm,
- długość próbki stalowej – 30 mm,
- długość próbki aluminiowej – 50 mm,
- czas tarcia – 4,3 s,
- czas spęczania – 5,7 s,
- posuw podczas tarcia – 1 mm/s,
- posuw podczas spęczania – 20 mm/s.

Stałe materiałowe stali wprowadzone zostały z biblioteki materiałów programu MSC MARC, natomiast do analizy wprowadzono następujące stałe materiałowe dla stopu aluminium:

- moduł Younga  $E = E(T)$  według rys. 5.2,
- współczynnik Poissona  $\nu = 0,32$ ,
- gęstość  $\rho = 2700 \text{ kg/m}^3$ ,
- współczynnik przewodności cieplnej  $\lambda = 200 \text{ W/(m}\cdot\text{K)}$ ,
- ciepło właściwe  $c_w = 900 \text{ J/(kg}\cdot\text{K)}$ .

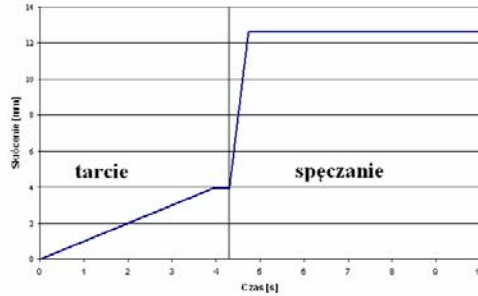


Rys. 5.2. Wykres zależności modułu Younga stopu aluminium od temperatury (według [171])



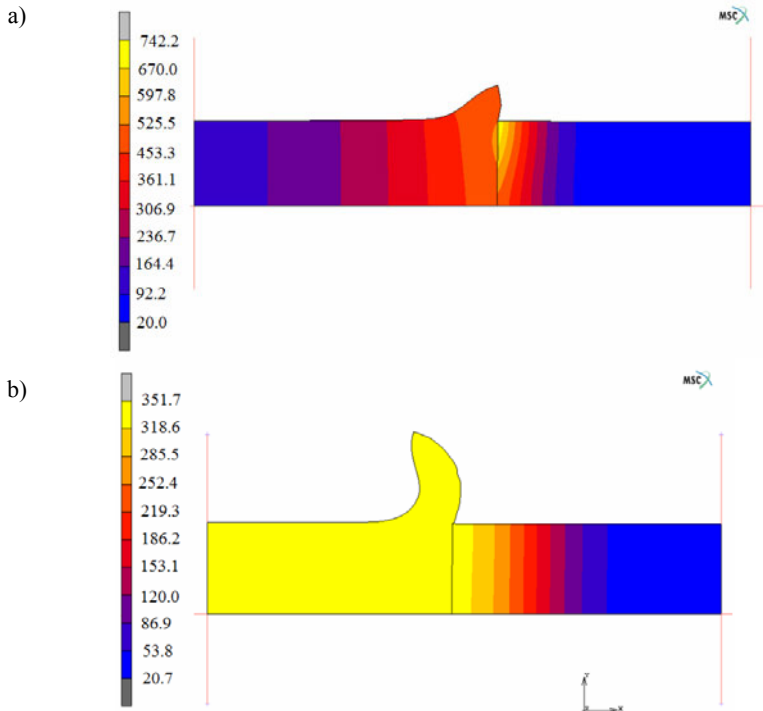
Rys. 5.3. Model MES przyjęty do analizy procesu zgrzewania tarcowego materiałów o różnych właściwościach (stop aluminium AlMgSi0,5–stal austenityczna), (według [14])

Zdefiniowano również przebieg granicy plastyczności aluminium w zależności od temperatury, a także wprowadzono współczynnik wymiany ciepła z otoczeniem [66], [142]. Na rysunku 5.3 przedstawiono zamodelowane w programie MSC MARC próbki przyjęte do analizy, a na rysunku 5.4 przyjęty przebieg skrócenia.



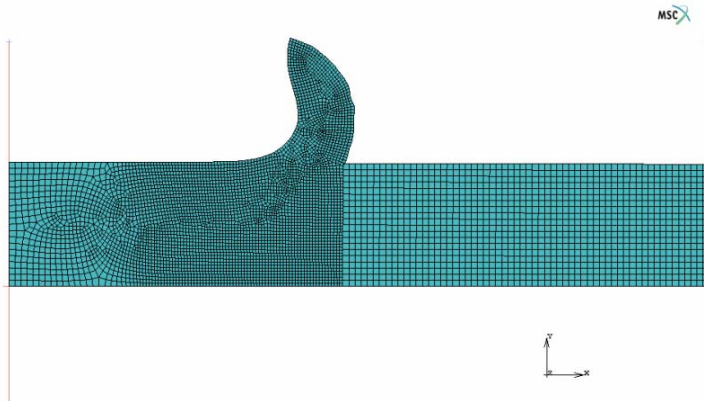
Rys. 5.4. Przebieg skrócenia w czasie analizy (według [121])

Rozkład temperatury otrzymany w analizie przedstawiono na rysunku 5.5, przy czym na rysunku 5.5a przedstawiono rozkład temperatury po zakończeniu okresu tarcia, natomiast na rys. 5.5b pole temperatury na koniec analizy.



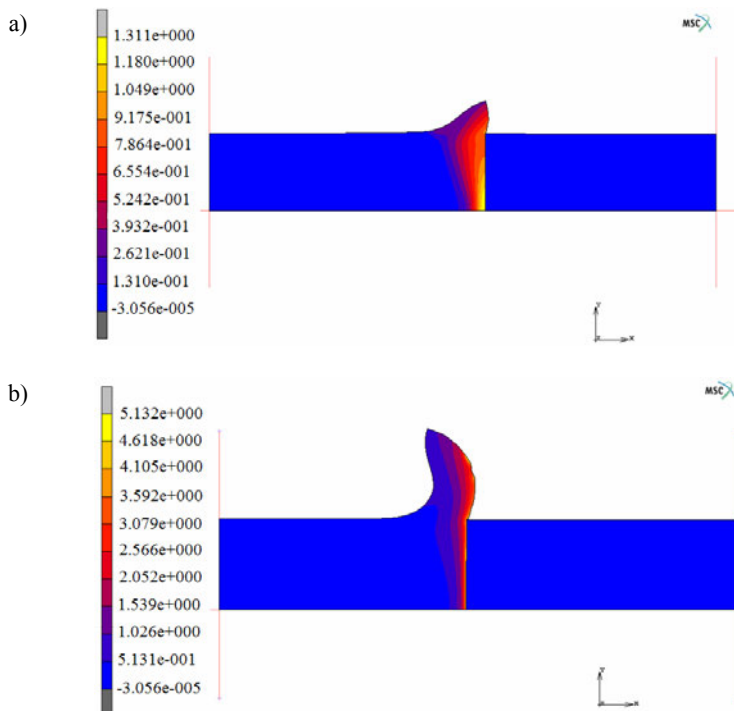
Rys. 5.5. Pola temperatury dla zgrzewanego tarciovo złącza stop aluminium AlMgSi0,5–stal austenityczna (wyznaczone na podstawie analizy MES) po czasie tarcia (a) i po czasie spęczania (b) (według [14])

W analizie otrzymano kształt wypłytki bardzo zbliżony do wyników doświadczalnych (rys. 5.6).



Rys. 5.6. Kształt wypłytki uzyskanej z analizy MES dla zgrzewanego tarciowo złącza stop aluminium AlMgSi0,5–stal austenityczna (według [14])

Na rysunku 5.7 przedstawiono pola odkształcenia plastycznego po zakończeniu okresu tarcia (a) oraz po zakończeniu analizy (b).



Rys. 5.7. Odkształcenie plastyczne dla zgrzewanego tarciowo złącza stop aluminium AlMgSi0,5–stal austenityczna po czasie tarcia (a) i po czasie spęczania (b) (według [14])

## 5.2. Modelowanie procesów zgrzewania metodą FSW

W literaturze coraz więcej badań skupia się na numerycznej symulacji procesu zgrzewania tarciovym metodą FSW za pomocą modeli MES [1, 36, 39, 40, 42, 74, 97, 149, 160, 162–163, 167, 179]. Do głównych trudności modelowania procesu FSW zalicza się:

- nieliniową charakterystykę procesu (geometria, materiał),
- zmienność właściwości fizycznych w trakcie procesu FSW, co wymaga zastosowania modelu materiału uwzględniającego zmienność jego właściwości z temperaturą oraz zależność od szybkości odkształcenia,
- ciepło generowane w miejscu styku narzędzia oraz w próbkach zależne od skomplikowanych uwarunkowań opisujących model tarcia,
- lepko-plastyczne płynięcie, znacząco rozpraszające ciepło, tak więc odpowiednie jego zamodelowanie jest podstawą obliczeń,
- odpływ ciepła do narzędzia oraz uchwytów, co ma istotny wpływ na kształtowanie się pól temperatury w próbkach,
- model procesu FSW potrzebujący sformułowania hybrydowego, ze względu na jednoczesne występujące zagadnienia mechaniki płynów oraz mechaniki ciała stałego,
- brak możliwości uproszczenia modelu przez skorzystanie z warunku symetrii.

W badaniach Devuysta i jego współautorów [42] wyeliminowano eksperyment związany z obliczeniami temperatury i naprężeń reszkowych podczas zgrzewania metodą FSW. Opracowali oni model 3D termiczno-płynny do przewidzenia rozkładu temperatury oraz pól płynięcia, które pojawiają się w miejscach styku narzędzia z elementami zgrzewanymi. W celu zdefiniowania cyklu temperaturowego i naprężeń reszkowych w próbce rozwinięto model termomechaniczny przez przyłożenie źródła ciepła wyznaczonego za pomocą modelu termiczno-płynnego. Oba modele zostały ze sobą sprzężone za pomocą techniki MpCCI (*Mesh-based parallel Code Coupling Interface*) następnie zbudowano model lokalny termiczno-płynny za pomocą programu MORFEO, przy czym materiał przyjęto jako lepkoplastyczny, którego właściwości zależą od temperatury. Technika MpCCI umożliwia transfer wyników źródła ciepła z modelu lokalnego do globalnego, a sprzężenie następuje w każdym kroku czasowym. Następnie w programie Samcef został obliczony model globalny, termo-mechaniczny. Autorzy dokonali obliczeń na przykładzie stopu aluminium – AA2024 T3. Założono, że właściwości materiału są zmienne z temperaturą, a model materiału jest sprężysto-plastyczny. Ciekawostką jest zastosowanie w opracowanym modelu zależności współczynnika przewodzenia ciepła w styku od aktualnej wartości docisku z jakim narzędzie oddziałuje na próbki pobrane z modelu mechanicznego:

$$h = h_0 \left( \frac{P}{V} \right)^e \quad (5.8)$$

gdzie:  $h$  – współczynnik przewodzenia ciepła w styku,  $h_0$  – nominalna wartość współczynnika,  $p$  – ciśnienie występujące w danej chwili w miejscu styku.

W modelu przyjęto również warunek brzegowy, polegający na wymianie ciepła do otoczenia przez wszystkie zewnętrzne powierzchnie (współczynnik wymiany ciepła wynosi  $15 \text{ W/m}^2$ ). Model geometryczny został stworzony w programie SolidWorks, a następnie eksportowany do programu Simmetrix. Tam, na bazie modelu geometrycznego, został zbudowany model dyskretny. Nałożono siatkę składającą się z około 1,5 miliona elementów. Jak widać, model jest bardzo obszerny, co wymagało zastosowania szybkich komputerów z dużą mocą obliczeniową. Model podzielono na 16 części.

Pozostałe warunki brzegowe nałożone na model to:

- prędkość obrotowa trzpienia ( $1000 \text{ min}^{-1}$ ),
- prędkość liniowa narzędzia ( $0,01 \text{ m/s}$ ).

Przyjęto lepkość na styku trzpienia ze zgrzewanymi elementami. Uproszczenie zastosowane przez autorów to założenie, iż pola temperatury oraz płynięcie nie zmieniają się znacząco podczas jednego obrotu narzędzia.

Osobne modele, termiczny i mechaniczny, zostały wykonane w aplikacji Samcef, przy czym oba o identycznej siatce elementów. W innym module programu sprzężono ze sobą dwa modele w każdym kroku czasowym.

Analiza termiczna w modelu globalnym polegała na przyłożeniu źródła ciepła uzyskanego w modelu lokalnym. Odształcenie węzłów z modelu mechanicznego było aktualizowane w każdym kroku czasowym. Rozkład temperatury był transferowany z analizy termicznej do modelu mechanicznego, w celu określenia zmiany właściwości materiału wraz ze zmianą temperatury. Autorzy za pomocą zbudowanego modelu badali wpływ na zachowanie się materiału pod wpływem działania odkształceń termicznych oraz siły nacisku od trzpienia. Wzajemny kontakt trzpienia, próbek, podkładki oraz uchwytów opisano za pomocą algorytmu „Lagrange multiplier”. Materiał próbek przyjęto jako idealnie plastyczny, którego właściwości zależą od temperatury. Pozostałe elementy (trzcienie, uchwyty) zostały zamodelowane jako materiał sprężysty, nieodkształcalny plastycznie, o właściwościach niezmiennych wraz z temperaturą.

Uzyskano rozkład temperatury oraz naprężeń reszkowych w próbce oraz wielkość odkształcenia.

Wang [179] opracował model termiczny 3D, za pomocą którego wyznaczył rozkład temperatury w miejscu styku trzpienia z próbką. W kolejnym etapie pola temperatury zostają uśredniane z modelu 3D do 2D. Następnie z jego pomocą obliczana jest lepkość oraz płynięcie materiału. Materiał zamodelowano jako ciecz nienewtonowską. Przyjęto, że granica plastyczności zależy od temperatury oraz szybkości odkształcenia.

Strumień ciepła jest obliczany w modelu 2D i określony jako  $q = \tau r \omega$ . Wyniki są przenoszone do modelu 3D zbudowanego za pomocą programu COMSOL. W styku trzpienia z próbką, podobnie jak w publikacji [42], występuje lepkość.

Za pomocą modelu uzyskano następujące dane:

- rozkład temperatury,
- określenie wpływu prędkości obrotowej na rozkład temperatury,
- wyznaczenie optymalnej wartości tej prędkości,
- przewidywanie płynięcia materiału próbki.

Porównano rozkład temperatury uzyskanej w eksperymencie z wynikami obliczeń, dla różnych prędkości obrotowych oraz liniowych. Zaprezentowano również wykres wpływu prędkości obrotowej oraz prędkości zgrzewania na generowane ciepło dla różnych materiałów (AA2024, AA60130). Stwierdzono, że optymalny przedział prędkości obrotowej to 800–1000 min<sup>-1</sup>. Porównano również płynięcie materiału w okolicy trzpienia.

Shmidt i Hattel w pracy [160] opisali model nazwany przez autorów „termo-pseudomechanicznym”. Zastosowano w nim materiał, w którym granica plastyczności zależy od temperatury. Sporządzono również wykresy pokazujące wpływ zmiany parametrów zgrzewania (prędkość liniowa zgrzewania, prędkość obrotowa) na generowane ciepło oraz maksymalną temperaturę. Zbudowany został także model CFD. Warto zwrócić uwagę na opracowany przez tego autora model 3D CFD dla trzpienia nagwintowanego, co wpływa na przebieg procesu. Za pomocą tego modelu wyznaczono pola prędkości materiału w miejscu styku trzpienia z próbką.

W opracowaniu Khosa i innych [74] opisano model sprzężony termomechaniczny procesu zgrzewania FSW. Proces został podzielony na trzy etapy (całkowity czas 58 s), podano również wykresy przyłożenia siły docisku oraz prędkości obrotowe w czasie.

W bilansie cieplnym uwzględniono ciepło wydzielające się w wyniku tarcia, zaproponowano podział strumienia na dwie strony narzędzia oraz próbki, oraz wymianę ciepła pomiędzy próbkami poprzez konwekcję oraz radiację. Przyjęto równanie opisujące ilość ciepła generowaną podczas tarcia w miejscu styku:

$$q_g = \eta \mu P \frac{\Delta s}{\Delta t} \quad (5.9)$$

Zastosowano dwa rodzaje modelu materiału:

- sprężysto-plastyczny – odkształcenia materiału sprężyste oraz plastyczne,
- model Johnsona–Cooka – w modelu tym granica plastyczności zależy od szybkości odkształcenia oraz temperatury.

Następnie porównano przebiegi zależności wielkości zagłębienia trzpienia od siły docisku dla obu modeli materiału. Porównano również tę zależność dla dwóch różnych prędkości odkształcenia dla modelu Johnsona–Cooka. Zaprezentowano rozkłady temperatury oraz naprężenia zredukowane Hubera dla obu modeli materiału. Wyznaczono również zarys obszaru występowania odkształceń plastycznych, następnie porównano go z wynikami doświadczeń. Sporządzono wykresy wpływu siły docisku oraz prędkości obrotowej na przebieg procesu.

Santos i inni [149], opisują dwa modele zgrzewania próbek wykonanych ze stopu aluminium AA2024-T351, jeden sprężysto-plastyczny wykonany w programie Abaqus, drugi lepko-plastyczny stworzony w programie Fluent. Oba modele sprzężono za pomocą systemu Integra 3D. System ten nakłada pola temperatury (sąsiedztwo trzpienia) uzyskane z programu Fluent na obszar modelu stworzonego w programie Abaqus. Integra 3D generuje przebieg pola temperatury wzdłuż modelu otrzymanego w aplikacji Abaqus, symulując w ten sposób proces zgrzewania.



W modelu jest wzięte pod uwagę odprowadzenie ciepła do otoczenia, ale nie ma różnic między górną, a dolną częścią próbek. Założono, że przewodność cieplna, gęstość oraz ciepło właściwe są niezależne od temperatury.

Parametry procesu to prędkość obrotowa –  $1200 \text{ min}^{-1}$ , docisk – 8 kN, prędkość liniowa – 300 mm/min.

Modelowaniem odmiany FSW zwanej Bobin-Tool FSW zajmował się w Deloison [40]. Wyzaczył on pole temperatury w celu porównania z wynikami eksperymentu. Model, zdaniem autora, ma służyć jako wprowadzenie do opracowania modelowania naprężeń oraz odkształceń, a także jako wprowadzenie do modelowania mikrostruktury złącza.

Za pomocą modelu wyznaczone zostały prędkości płynięcia materiału w miejscu styku oraz pola temperatury. Przyjęto, iż dwie strony modelu są symetryczne, więc zamodelowano jedynie jedną ze stron. Stworzono rozkład temperatury ( $400\text{--}470 \text{ }^\circ\text{C}$ ) w zależności od prędkości zgrzewania ( $100\text{--}500 \text{ mm/min}$ ) oraz prędkości obrotowej ( $100\text{--}600 \text{ min}^{-1}$ ). Zdaniem autora, jest on przydatny podczas określania optymalnego obszaru zgrzewalności materiałów. Autor porównał rozkład temperatury otrzymany za pomocą obliczeń z uzyskanym w doświadczeniu, a przyczyny występujących różnic tłumaczy tym, że:

- wzór konstytutywny może być źle określony,
- założenie o przyklejaniu się materiału w miejscu styku narzędzia oraz materiału łączonego może być nieprawdziwe.

W celu zmniejszenia różnicy między modelem a wynikami badań eksperymentalnych, zmodyfikowano równanie konstytutywne, wprowadzając znaczne obniżenie granicy plastyczności w podwyższonej temperaturze ( $350\text{--}500 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Drugą zmianą zastosowaną przez Deloisona w celu zbliżenia wyników symulacji do wartości zmierzonych, jest wprowadzenie częściowego poślizgu materiału w styku narzędzie – materiał. W ten sposób zmniejszy się ilość ciepła generowana w styku. Autor uważa, iż optymalne wartości ciepła uzyskuje się dla współczynnika tarcia  $0,05\div 0,1$ .

W opracowaniu przyjęto, iż optymalne parametry procesu FSW dla elementów wykonanych ze stopu aluminium AA7449 o 15 mm grubości, to posuw 15 mm/min oraz obroty narzędzia  $200 \text{ min}^{-1}$ . Za pomocą modelu MES sprawdzono, jak na rozkład temperatury wpłynie zwiększenie prędkości posuwu do 200 mm/min. Okazało się, iż w okolicy trzpienia występuje zbyt niska temperatura.

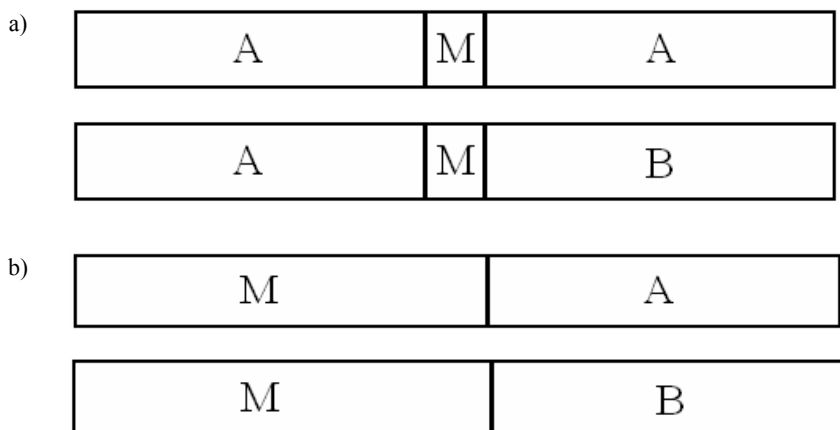
Podobna analiza została przeprowadzona przy zwiększonej prędkości obrotowej z 200 do  $300 \text{ min}^{-1}$ . Okazało się, iż dla takich parametrów procesu, temperatura przekracza dopuszczalne wartości. Autor przeprowadził również badanie zmiany wielkości ziaren w materiale w czasie procesu zgrzewania.



## 6. Wpływ międzywarstwy na właściwości wytrzymałościowe złącza

Podczas badania wytrzymałości na rozciąganie złączy zgrzewanych tarciovo, w których zastosowano międzywarstwy (rys. 6.1a), obserwowano zwiększenie ich wytrzymałości w porównaniu do złączy tych materiałów z materiałem międzywarstwy (rys. 6.1b). Stwierdzono to dla wielu przypadków badanych złączy o różnych właściwościach (na przykład złączy pseudostop wolframu–miedź, ceramika–aluminium), co przedstawiono w rozdziale 4.

Z tych względów podjęto próbę analizy wpływu międzywarstwy na właściwości wytrzymałościowe złącza. W literaturze to zagadnienie jest rozpatrywane, przy czym rozróżnia się połączenia z miękką międzywarstwą i z twardą międzywarstwą [26, 27].



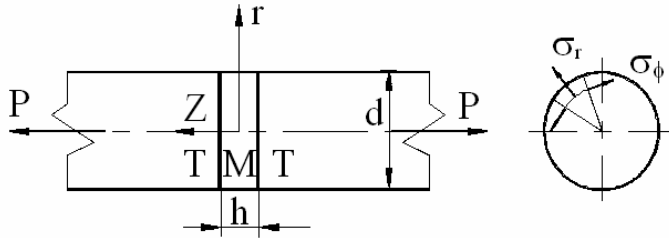
Rys. 6.1. Schemat złącza zgrzewanego z międzywarstwą (a) oraz złączy o różnych właściwościach z materiałem międzywarstwy (b)

### 6.1. Połączenia z miękką międzywarstwą

W złączu zgrzewanym z miękką międzywarstwą podczas odkształcania zachodzi efekt umocnienia stykowego oraz efekt zmiękczenia.

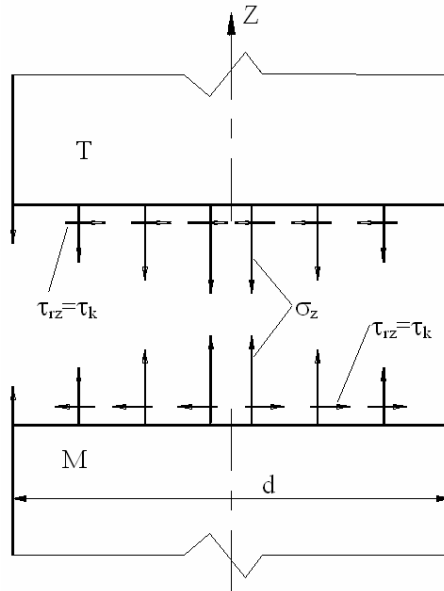
Podczas jednoosiowego rozciągania zgrzewanej próbki z poprzecznie umieszczoną miękką międzywarstwą M, zawartą między twardszymi częściami metalu podstawo-

wego T (rys. 6.2), na stykowych (granicznych) powierzchniach, w stadium pracy plastycznej międzywarstwy, działają oprócz naprężeń normalnych, także naprężenia styczne.



Rys. 6.2. Schemat połączenia zgrzewanego z miękką międzywarstwą, według [29]

Ponieważ granice plastyczności materiałów znajdują się w stosunku  $R_e^M < R_e^T$ , więc jeśli w metalu podstawowym włączy się w pracę odkształcenia plastycznego międzywarstwy, to będzie on powstrzymywał rozwój odkształcenia międzywarstwy. Tak się dzieje, gdyż danemu poziomowi naprężeń rozciągających odpowiadają różne wzdłużne, a co za tym idzie także poprzeczne odkształcenia metali M i T, jeśli próbki w całości wykonane są tylko z materiałów jednorodnych.



Rys. 6.3. Położenie naprężeń  $\sigma_z$  i  $\tau_{rz} = \tau_k$  na powierzchniach stykowych, według [29]

Jeśli miękka międzywarstwa znajduje się w fazie odkształcenia plastycznego, kierunek naprężeń stycznych jest taki, jak pokazano na rysunku 6.3, niezależnie od tego czy metal T odkształca się sprężysto, czy wszedł w fazę odkształcenia plastycznego.

Zarówno w miękkiej międzywarstwie, jak i w obszarach przystykowych metalu podstawowego występuje objętościowy stan naprężeń. Naprężenia  $\tau_k$  powodują pojawienie się promieniowych i stycznych rozciągających naprężeń normalnych  $\sigma_r$  i  $\sigma_\varphi$  (patrz rys. 6.2) w międzywarstwie i ściskających w metalu podstawowym. Elementarna objętość wewnątrz międzywarstwy znajduje się w stanie trzyosiowego rozciągania, tj. w bardziej złożonym stanie naprężeń niż jednoosiowe rozciąganie. W następstwie tego występuje umocnienie stykowe miękkiej międzywarstwy [29].

Inny charakter ma stan rozciągania elementarnej objętości w obszarze przystykowym metalu podstawowego T. Występuje tu jednocześnie z naprężeniami rozciągającymi  $\sigma_z$ , naprężenie ściskające  $\sigma_r$  i  $\sigma_\varphi$ , tj. stan naprężeń jest bardziej złożony niż w jednoosiowym rozciąganiu.

Występowanie efektu zmiękczenia zostało potwierdzone bezpośrednimi pomiarami odkształceń plastycznych [28, 165]. Jak wykazały doświadczenia, jego oddziaływanie rozprzestrzenia się na niektóre obszary metalu podstawowego, przylegające do miękkiej międzywarstwy.

Można prawdopodobnie mówić o następujących aspektach praktycznych tego efektu:

- Wskutek „złagodzenia” stanu naprężeń powinna zwiększyć się plastyczność i zmniejszyć się niebezpieczeństwo pękania kruchego w obszarach metalu, charakteryzujących się niekorzystnymi strukturami (np. w strefach przegrzania połączeń wykonanych metodą elektrodozwołową o stosunkowo miękkiej spoinie).
- Jeśli w pobliżu miękkiej międzywarstwy (miękkiej spoiny) nie ma umacniających ją obszarów, mających lepsze właściwości wytrzymałościowe niż metal podstawowy (np. obszarów podhartowanych w strefie wpływów ciepła), to właśnie efekt zmiękczenia decyduje czy złom nastąpi w międzywarstwie, czy też w jej bezpośrednim sąsiedztwie. Także w tym przypadku jeśli międzywarstwa jest dostatecznie cienka to potencjalnie mogłaby ona umocnić się w większym stopniu niż wynosi wytrzymałość metalu podstawowego, a co za tym idzie złom zostałby przeniesiony w obszar metalu elementów łączonych. W rzeczywistości podczas rozciągania złącza, odkształcenie plastyczne rozprzestrzenia się na obszary przystykowe metalu podstawowego, a tym samym stwarza dogodne warunki do tworzenia się szyjki w strefie międzywarstwy [29].

Opracowano zależności matematyczne służące do obliczania wytrzymałości połączeń z miękką międzywarstwą. Jedni z pierwszych Bakši i Šron [30, 31] zaproponowali zależności analityczne, charakteryzujące zdolność pracy połączeń zgrzewanych (spawanych) z miękką międzywarstwą podczas statycznego rozciągania. Zauważyli oni zależność między wytrzymałością złącza a względną szerokością międzywarstwy  $\chi$ , będącą stosunkiem szerokości międzywarstwy do średnicy próbki. Procesy zachodzące podczas zgrzewania nieuchronnie towarzyszą miejscowym zmianom składu chemicznego i struktury metalu, co w konsekwencji prowadzi do niejednorodności właściwości mechanicznych połączenia. Obecność w zgrzeinie (spoinie) miękkiej międzywarstwy prowadzi, w określonym stanie obciążenia, do lokalizacji w niej odkształceń plastycznych. Ponieważ na powierzchniach styku (powierzchniach nadtopienia)

oraz w ich pobliżu poprzeczne odkształcenia plastyczne międzywarstwy są hamowane przez bardziej wytrzymały metal, jej stan naprężeń przybiera charakter objętościowy. W przypadku dostatecznie małej wartości  $\chi$  ( $\chi = h/d$ ) połączenie zgrzewane z miękką międzywarstwą może ulec zniszczeniu podczas naprężeń większych niż doraźna wytrzymałość materiału międzywarstwy  $R_m^M$ . Jednak materiał międzywarstwy, charakteryzujący się dużą plastycznością i złomem ciągliwym, z równomiernym jednoosiowym rozciąganiu, w warunkach sztywnego stanu naprężeń może przejść w stan kruchy i ulegać zniszczeniu już podczas niezbyt dużych odkształceń.

Do badań teoretycznych przyjęto następujące założenia upraszczające:

- połączenie zgrzewane składa się tylko z dwóch różnych pod względem mechanicznym metali: miękkiej międzywarstwy i metalu podstawowego o wysokiej granicy plastyczności;
- moduły sprężystości podłużnej są takie same dla obu tych metali;
- materiał międzywarstwy ma idealnie sprężysto-plastyczne właściwości (jest materiałem sprężystym – idealnie plastycznym, nie występuje w nim zjawisko zgniotu);
- w połączeniu nie występują naprężenia szcztatkowe;
- międzywarstwa jest elementem o powierzchniach styku prostopadłych do kierunku działania obciążenia zewnętrznego (rys. 6.2).

W rozpatrywanym przypadku do określenia średnich naprężeń niszczących międzywarstwę  $\sigma_p$  autorzy wykorzystali sposób określania naprężeń według przybliżonych równań równowagi i plastyczności, powszechnie stosowany w inżynierskiej teorii plastyczności [30]. W późniejszej pracy [31] ci sami autorzy zaproponowali nowy wzór do określania wytrzymałości połączeń zgrzewanych z miękką międzywarstwą. Uwzględnił on występowanie umocnienia stykowego w formie współczynnika korekcyjnego, opracowanego na podstawie obróbki statystycznej wyników badań. Był więc *de facto* wzór empiryczny.

W literaturze są wyprowadzone i doświadczalnie potwierdzone zależności umożliwiające oszacowanie wytrzymałości międzywarstwy podczas różnych rodzajów odkształceń i sposobów obciążania, na podstawie teoretycznej analizy stanu naprężeniowo-odkształceniowego miękkiej międzywarstwy połączonej z doskonale sprężystym metalem podstawowym [30].

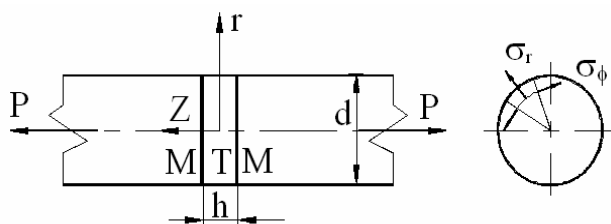
Kolejnym wzorem, służącym do określania wytrzymałości złączy zgrzewanych z miękką międzywarstwą, jest zależność zaproponowana w pracy [60]. W opracowaniu autorzy odnieśli się krytycznie do poprzednich zależności, wykazując ich niedoskonałości, ale i wykorzystując to, co w poprzednich rozwiązaniach sprawdziło się w praktyce. Za początek rozważań przyjęto wzór (6.1), przy czym założono, że zniszczenie następuje w momencie, gdy naprężenia w próbce osiągną poziom wytrzymałości na rozciąganie miękkiego materiału

$$R_m^M \sigma_p = R_e^M \left( 1 + \frac{1}{3\sqrt{3}} \frac{1}{\chi} \right) \quad (6.1)$$

gdzie:  $R_m$  – obliczeniowa wytrzymałość połączenia z miękką międzywarstwą, MPa,  $R_e^M$  – granica plastyczności materiału miękkiej międzywarstwy, MPa,  $\chi = \frac{h}{d}$  – względna szerokość międzywarstwy,  $h$  – szerokość międzywarstwy, mm,  $d$  – średnica próbki, mm.

## 6.2. Połączenia z twardą międzywarstwą

W pracy [166] wykazano, że w związku z efektem ujednorodnienia stanu naprężeń twardego metalu podczas jego współpracy z metalem miękkim, twardy metal wchodzi w stan odkształcenia plastycznego podczas naprężeń znacznie mniejszych niż jego granica plastyczności w jednoosiowym rozciąganiu.



Rys. 6.4. Schemat połączenia zgrzewanego z twardą międzywarstwą [166]

Plastyczność i udarność próbek z twardymi międzywarstwami wzrastają wraz ze zmniejszaniem się względnej szerokości międzywarstwy. Wzrost ten jest szczególnie intensywny w przypadku małych (cienkich) twardych międzywarstw, kiedy efekt zmiękczenia rozprzestrzenia się na cały przekrój międzywarstwy. Stan naprężeń w twardej międzywarstwie, tj. obszaru o podwyższonej względem metalu podstawowego granicy plastyczności, jest rozpatrywany dla przypadków odkształcenia osiowo-symetrycznego i płaskiego.

W obu tych przypadkach twarda międzywarstwa jest ograniczona dwoma równoległymi powierzchniami, które są prostopadłe do kierunku działania siły rozciągającej. W fazie pracy sprężystej metalu podstawowego (miękkiego), twarda międzywarstwa znajduje się w jednorodnym, liniowym, stanie naprężeń (przyjmujemy, że stałe sprężystości obu metali są jednakowe). Naprężenia styczne na powierzchniach styku są równe zeru. W miarę zwiększania obciążenia naprężenia osiągają poziom  $R_e^M$  (w przypadku osiowosymetrycznego) lub  $\frac{2}{\sqrt{3}}R_e^M$  (w przypadku płaskiego stanu naprężenia)

i miękki metal całkowicie przechodzi w stan plastyczny. W obszarach przystykowych twarda międzywarstwa hamuje odkształcenie plastyczne miękkiego metalu, w związku z tym na powierzchniach stykowych, zarówno miękkiego, jak i twardego metalu, powstają naprężenia styczne  $\tau_k$ , których wartość rośnie wraz ze zwiększaniem się obciążenia.

zenia. W obszarach przystykowych metalu podstawowego i twardej międzywarstwy powstaje trójosiowy stan naprężeń. Naprężenia  $\tau_k$  powodują pojawienie się promieniowych i osiowych naprężeń normalnych  $\sigma_r$  i  $\sigma_\varphi$  (dla przypadku odkształcenia osiowo-symetrycznego) rozciągających – w strefach przystykowych.

### 6.3. Obliczenia wytrzymałościowe

Przykładowe obliczenia wytrzymałości złączy, o różnych właściwościach zgrzewanych tarciowo z miękką międzywarstwą według zależności (6.1), przeprowadzono dla złącza pseudostopu wolframu D18, z wykorzystaniem miękkiej międzywarstwy miedzianej oraz złącza pseudostopu D18 ze stalą austenityczną X10CrNiTi189, z miękką międzywarstwą oraz niobu z międzywarstwą wanadu. Dane eksperymentalne zaczerpnięto z pracy autora [8].

W wyniku analizy stwierdzono, że:

- Wzór (6.1), proponowany przez autorów publikacji [30], ma bardzo ograniczony obszar zastosowań – tylko dla  $\chi_m^{kr} \leq \chi \leq \chi^{kr}$ . Warunek ten jest spełniony w przypadku złącza D18/Cu/D18. Zależność ta nie uwzględnia również zjawiska umocnienia stykowego międzywarstwy i zmniejszenia gradientu naprężenia w strefach przystykowych metalu „twardego”. Mimo to rzeczywista wytrzymałość połączenia  $R_m^z = 344$  MPa jest znacznie mniejsza od obliczeniowej  $R_m = 647$  MPa.
- Zaproponowano sposób określania wytrzymałości złączy niejednorodnych, polegający na wyznaczeniu skrajnych wartości wytrzymałości dla obu twardych metali (połączeń z miękką międzywarstwą wykonanych w całości z tych metali) i otrzymaniu w ten sposób obszaru, w którym powinna mieścić się wytrzymałość złącza niejednorodnego. W przypadku zastosowania zależności (6.1) widać wyraźnie wszystkie jej niedostatki, dla obu metali „twardych” – pseudostopu D18 i stali austenitycznej X10, wytrzymałość połączenia rozkłada się wzdłuż tej samej krzywej. Jest to spowodowane tym, że wzór uwzględnia właściwie tylko względną szerokość międzywarstwy (taką samą w obu przypadkach). Pozostałe czynniki, jak granica wytrzymałości metali „twardych” i ich wzajemny stosunek do siebie i do granicy plastyczności materiału miękkiej międzywarstwy, decydują jedynie o wartości krytycznej szerokości międzywarstwy  $\chi_m^{kr}$ , poniżej której złącze powinno wykazywać wytrzymałość na poziomie wytrzymałości metalu „twardego”. Ze względu na tylko znikome różnice w przebiegach krzywych wytrzymałości złączy, wynikające ze zbyt małej liczby czynników wziętych pod uwagę podczas wyprowadzania wzoru, zależność (6.1) [30] nie nadaje się do wykorzystania w zaproponowanej metodzie określania wytrzymałości złączy niejednorodnych.
- Przeprowadzono próbę określenia wytrzymałości złącza niobu z miękką międzywarstwą wanadową. Stwierdzono, że wartość  $\chi$  dla naszego przypadku leży poza obszarem zastosowania wzorów. Oznacza to, że międzywarstwa nie ulegnie umocnieniu, a wytrzymałość złącza nie przekroczy wytrzymałości metalu miękkiej międzywarstwy.



dzywarstwy. Porównując wytrzymałość rzeczywistą złącza (345 MPa) i wytrzymałość wanadu (355 MPa), można uznać to przybliżenie za zadowalające.

- Na podstawie przykładowych obliczeń można zaobserwować, że rzeczywista wytrzymałość badanych złączy jest znacznie mniejsza od obliczeniowej. Taki stan rzeczy może mieć wiele przyczyn. Pierwszą z nich jest to, że wzory zostały wyprowadzone dla połączeń idealnych i nie uwzględniają występowania w nich wad w postaci wtrąceń niemetalicznych, nieciągłości materiału (np. pęcherzyki wypełnione gazami). Następną przyczyną mniejszej wytrzymałości, dotyczącą złączy pseudostopu wolframu D18, które były analizowane, jest jego specyficzna budowa (wolfram w postaci proszku stanowi osnowę, natomiast fazą wiążącą jest stop Ni-Fe). Miedź nie wykazuje żadnej rozpuszczalności w wolframie, znaczna więc część odpowiedzialności za trwałość połączenia dotyczy wiązania, jakie tworzy z miedzią faza wiążąca pseudostopu. Nieuwzględnienie tego w stosowanych wzorach mogło doprowadzić do rozbieżności wyników doświadczeń i obliczeń. Zwykle na miękkie międzywarstwy połączeń jednorodnych wolframu stosuje się Ni, Nb lub Ti.

Wskazane jest, aby badania nad rolą wpływu międzywarstwy na właściwości wytrzymałościowe złącza były kontynuowane z wykorzystaniem metody elementów skończonych.

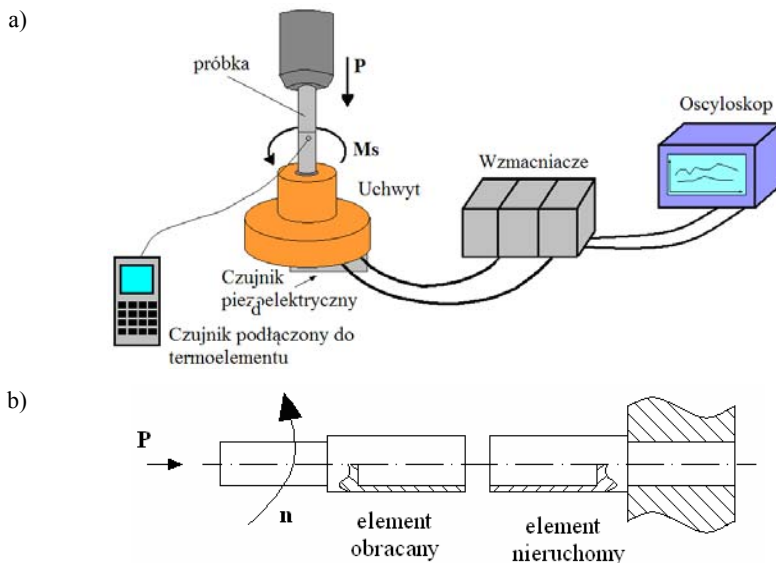


## 7. Badanie procesu zgrzewania tarcowego

### 7.1. Badanie współczynnika tarcia

Jak wspomniano, istotna w dokładności obliczeń jest znajomość danych materiałowych w funkcji temperatury. W modelowaniu procesu zgrzewania tarcowego do generowania ciepła podstawowe znaczenie ma współczynnik tarcia na powierzchni obracających się łączonych materiałów. Nie ma w literaturze dokładnych danych co do jego zależności od temperatury, prędkości obrotowej czy wielkości nacisków, zwłaszcza dla różnorodnych par tarcznych. Jedynie Vairis [176] wyznaczył te zależności dla pary stop tytanu Ti6Al4V–stal austenityczna EN 58.

W przytoczonych modelach najczęściej zakłada się stałą wartość współczynnika tarcia od temperatury, prędkości i nacisków, co jednak jest pewnym przybliżeniem. Z tego powodu w badaniach Autora i jego zespołu, w celu uzyskania jeszcze lepszego podobieństwa wyników modelowania i eksperymentalnych, podjęto próbę wyznaczenia zmiany współczynnika tarcia od temperatury dla różnych par materiałowych [19, 20].



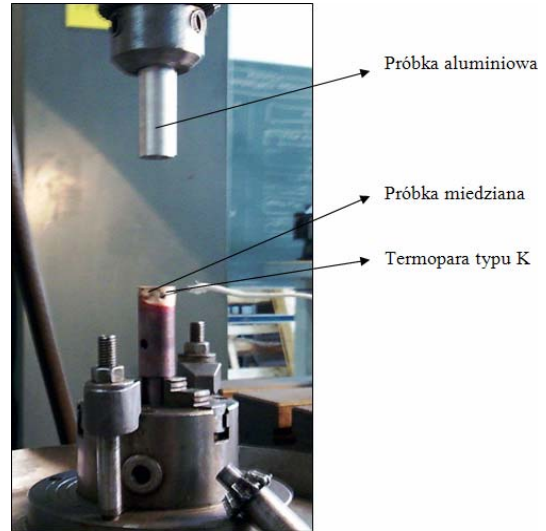
Rys. 7.1. Schemat stanowiska do badań zgrzewania tarcowego (a) oraz zamocowanie zgrzewanych próbek (b)

Do badania procesu zgrzewania tarcowego zastosowano wiertarkę promieniową wyposażoną w przekładnię sześciostopniową, umożliwiającą uzyskanie różnych prędkości obrotowych (355, 500, 710, 1000, 1400 oraz 2000  $\text{min}^{-1}$ ).

Pomiaru siły docisku oraz momentu obrotowego dokonano za pomocą czujników piezoelektrycznych, umieszczonych w tulei pomiarowej, w której zamocowany był uchwyt dla nieruchomej próbki. Schemat stanowiska przedstawiono na rysunku 7.1, a jego widok na rysunku 7.2. Odczytu danych dokonano za pomocą oscyloskopu cyfrowego firmy Tektronix TDS5054B.



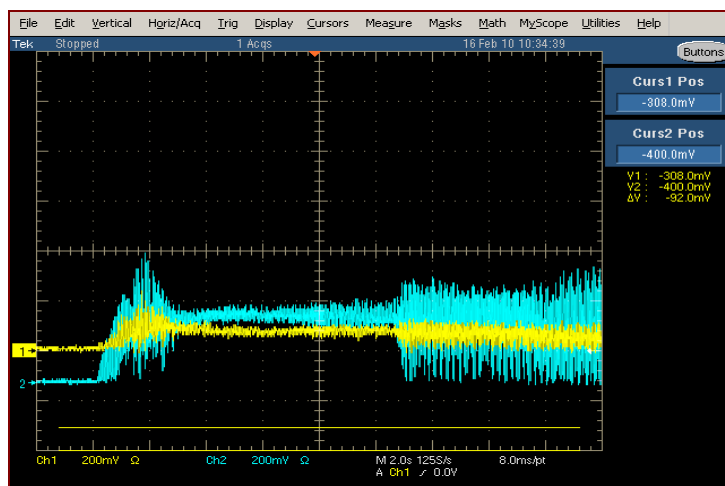
Rys. 7.2. Widok ogólny stanowiska do badań



Rys. 7.3. Widok zgrzewanych próbek z zamontowaną termoparą

Pomiaru temperatury dokonano pośrednio za pomocą termoelementu połączonego w odległości 2 mm od końca nieruchomej próbki. Na rysunku 7.3 przedstawiono zgrzewane próbki z zamontowanymi na nich termoparami. Do badań zastosowano termoparę typu K średnicy 0,2 mm (0,1 mm w przypadku zgrzewania miedzi), która zapewnia dużą dokładność w pomiarach temperatury. W celu odczytania wskazania z termopary zastosowano odpowiedni czujnik „CENTER 309 Data Logger Thermometer”, przetwarzający wartości zmiany potencjału na wartości temperatury podawane w stopniach Celsjusza. Częstotliwość próbkowania aparatury pomiarowej to 3 pomiary na sekundę.

Przykładowy odczyt z oscyloskopu pokazano na rysunku 7.4. Linia oznaczona numerem 1 przedstawia wartości opisujące moment obrotowy, linia nr 2 natomiast siłę docisku.

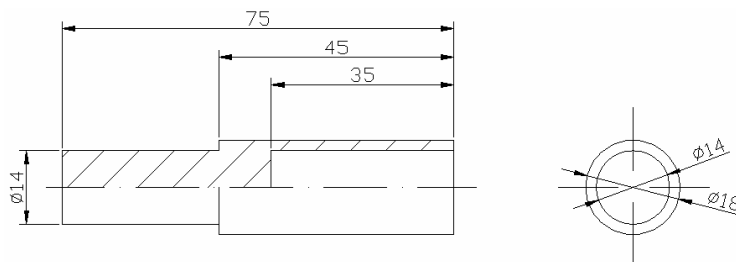


Rys. 7.4. Widok z ekranu oscyloskopu – przykładowy odczyt, kolor żółty – linia nr 1, kolor niebieski – linia nr 2

W celach badawczych przygotowano specjalne próbki w kształcie tulei, których średnica zewnętrzna wynosiła 18 mm, natomiast grubość ścianki 2 mm (rys. 7.5). Próbkę zostały wykonane z par materiałowych podanych w tabeli 7.1.

Tabela 7.1. Kombinacje łączonych materiałów podczas badań momentu tarcia i zastosowane parametry

Nr próby	1	2	3	4	5	6
Łączone materiały	Al-Cu	Al-St	Cu-St	Ti-St	Cu-Ti	Al-Ti
Prędkość obrotowa, $\text{min}^{-1}$	1000	1400	1400	1000	1000	1000
	2000					
Docisk, MPa	12	6	12	6	6	6



Rys. 7.5. Próbkę wykorzystane w badaniach

Proces zgrzewania tarcowego prowadzono dla stałej siły docisku, przy czym w badaniach stosowano dwie wielkości docisku (6; 12 MPa). Zastosowane podczas badań parametry zestawiono w tabeli 7.1. Celem badań nie było wytworzenie złączy, lecz

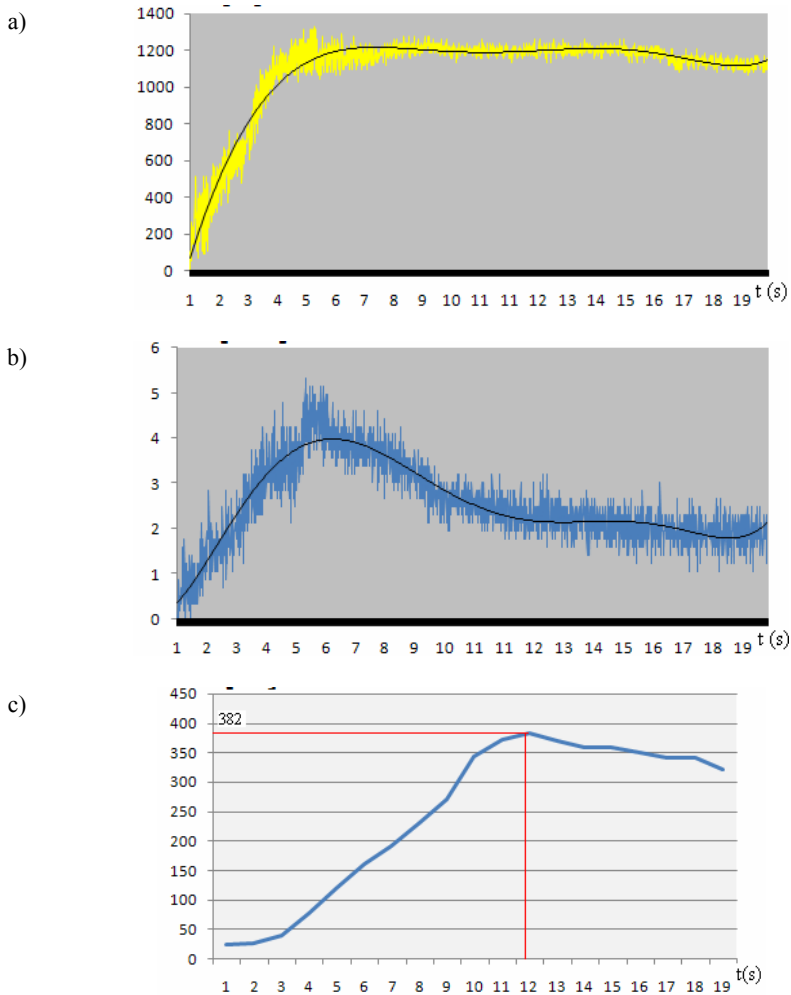
określenie współczynnika tarcia w zależności od temperatury dla różnych parametrów procesu tarcia, zbliżonych do rzeczywistego procesu zgrzewania tarcowego.

W badaniach nad zależnością momentu tarcia od parametrów zgrzewania tarcowego dla materiałów o różnych właściwościach stosowano próbki z czterech rodzajów materiałów: stal austenityczna, miedź, aluminium oraz tytan. W trakcie badań zgrzewano ze sobą próbki z materiałów w kombinacjach pokazanych w tabeli 7.1. Po wykonaniu każdego z połączeń przeanalizowano zależności momentu tarcia oraz siły osiowej w czasie oraz temperatury w obszarze tarcia się elementów rurowych.

Aby próbować eksperymentalnie wyznaczyć współczynnik tarcia, oprócz pomiaru siły docisku i momentu, potrzebny jest również pomiar temperatury w miejscu styku próbek. Można w tym celu zastosować kamerę termowizyjną i rejestrować przebieg temperatury maksymalnej w czasie trwania procesu, co stosowano w pracy [19], jednak stanowi to problem w przypadku łączenia materiałów o różnych właściwościach. Bardziej dokładne wyniki pomiarów daje jednak zastosowanie termoelementów umieszczonych na powierzchni elementu nieruchomego. Pomiar za pomocą termopar ma swoje ograniczenie, ponieważ nie można umieścić termoelementów na powierzchni, gdzie zachodzi tarcie, a więc nie mierzy temperatury bezpośrednio w miejscu styku. Dysponuje się jednak przebiegiem temperatury dla punktów oddalonych o określoną odległość od powierzchni styku (np. 2 mm). Budując odwrotny model przewodzenia ciepła (z ang. IHCP), można określić, z dużym przybliżeniem, temperaturę w miejscu styku. W tym celu należy utworzyć algorytm, który wstępnie zakłada źródło ciepła  $q(x)$  w miejscu styku. Następnie obliczana jest temperatura w miejscu, w którym dysponuje się wynikami pomiaru. Są one porównywane, i jeśli wynik mieści się w granicach tolerancji, program przechodzi do następnego kroku czasowego. Gdy wynik nie mieści się w granicach błędu, program wraca do początku, przyjmując inną wartość źródła ciepła.

Na rysunkach 7.6 i 7.7 przedstawiono przykładowe wyniki badań zarejestrowane w postaci wykresów siły osiowej, momentu obrotowego oraz temperatury na powierzchni tarcia, w zależności od zmiennych parametrów zgrzewania. Przyjęto, że mierzony moment obrotowy jest wywołany siłą tarcia i określono go jako „moment tarcia”. Na wykresach temperatury wskazano na jej maksymalną wartość. Wykresy siły docisku charakteryzują się w przybliżeniu stałym przebiegiem po ustabilizowaniu procesu zgrzewania tarcowego po początkowym okresie tarcia. W widoczny sposób można powiązać ich przebieg z wykresem momentu tarcia, ponieważ wraz ze wzrostem siły wzrasta również moment. Wahania siły docisku spowodowane były nieznacznymi zakłóceniami, wynikającymi z braku sztywności ramienia wiertarki i występowały zwłaszcza w początkowym okresie procesu tarcia.

Jeśli idzie o zmianę temperatury na powierzchni tarcia w czasie, to wraz ze wzrostem czasu tarcia w procesie zgrzewania wzrasta temperatura, przy czym badania prowadzono do osiągnięcia maksymalnie wartości 600–800 °C. W początkowym okresie procesu tarcia, w temperaturze do ok. 250 °C, występuje wzrost momentu tarcia, a lokalne jego wahania wywołane są wystąpieniem szczyptów na początku tarcia.



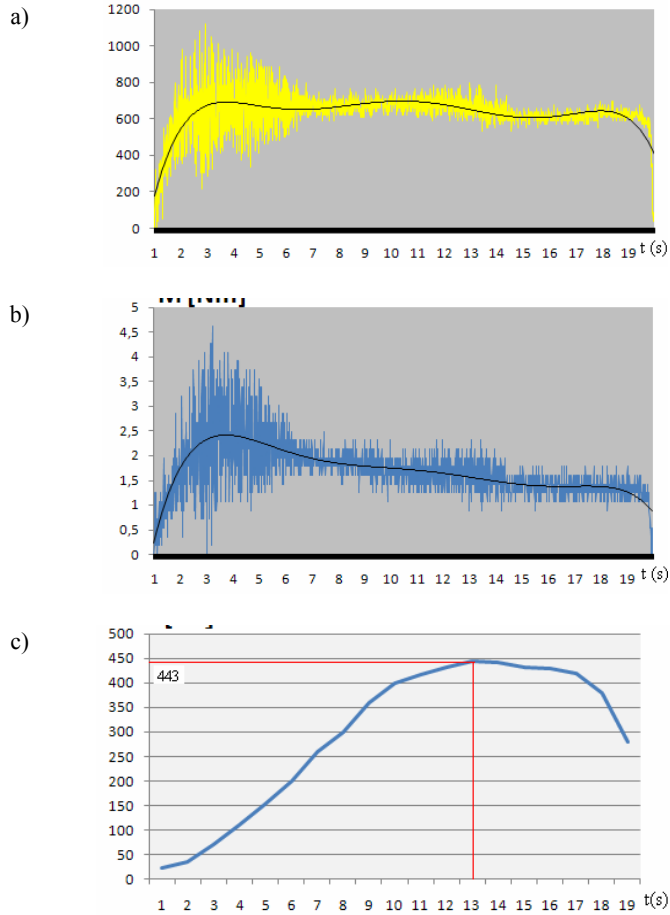
Rys. 7.6. Wykres momentu tarcia (a), siły osiowej (b) oraz temperatury w czasie (c) dla  $n = 1400 \text{ min}^{-1}$  oraz  $N = 12 \text{ MPa}$ , para trąca aluminium–miedź [90]

Na podstawie otrzymanych zależności, po zestawieniu siły docisku, momentu obrotowego i temperatury w zależności od czasu, wyznaczono wartość współczynnika tarcia w danej temperaturze.

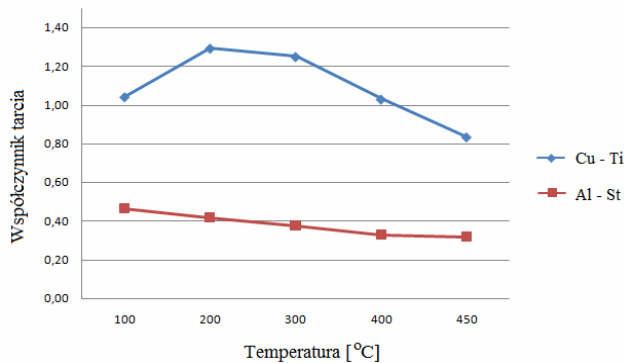
Do obliczeń wartości współczynnika tarcia podczas poszczególnych prób stosowano zależność

$$\mu = \frac{M_t}{r P_t} \quad (7.1)$$

gdzie:  $M_t$  – moment siły tarcia, N·m;  $P_t$  – siła docisku, N;  $r$  – promień zgrzewanych próbek,  $r = 8 \text{ mm}$ .



Rys. 7.7. Wykres momentu tarcia (a), siły osiowej (b) oraz temperatury w czasie (c) dla  $n = 1400 \text{ min}^{-1}$  oraz  $N = 6 \text{ MPa}$ , para tarcia aluminium–stal X5CrNi189 [90]



Rys. 7.8. Wartość współczynnika tarcia w zależności od temperatury dla par tarcznych: stal X5CrNi189–aluminium i miedz–tytan (docisk 6 MPa, prędkość obrotowa  $1400 \text{ min}^{-1}$ ) [90]



Współczynnik tarcia jest charakterystyczną właściwością dla danej pary trącej. Stwierdzono, że zmienne parametry procesu zgrzewania tarciovogo, a więc prędkość obrotowa  $n$  oraz siła docisku  $P_t$  miały istotny wpływ na mierzone wielkości, a w rezultacie na wartość współczynnika tarcia. Zwiększenie prędkości obrotowej przy stałym docisku 16,5 MPa spowodowało zmniejszenie współczynnika tarcia, natomiast przy mniejszych dociskach, w temperaturze powyżej 400 °C, występowały niewielkie różnice wartości współczynnika tarcia dla badanych prędkości obrotowych. Zwiększenie natomiast docisku, przy małej prędkości obrotowej, miało wpływ na zwiększenie wartości zarówno momentu tarcia, jak i temperatury. Według [177], zwiększenie siły docisku ma wpływ na wzrost prędkości odkształcania zgrzewanych elementów oraz zwiększenie prędkości nagrzewania obszaru styku.

Zależności współczynnika tarcia od temperatury, przedstawione na rysunku 7.8, pokazują że jego wartość maleje wraz ze wzrostem temperatury, ale w początkowym okresie tarcia, w mniejszej temperaturze, występują maksyma współczynnika tarcia, wynoszące przykładowo 1,28 dla pary trącej tytan–miedź, a 0,46 dla pary aluminium–stal X5CrNi189.

Przedstawione badania są badaniami wstępnymi i będą rozwijane przez zespół Autora dla różnych par materiałowych.

## 7.2. Dobór parametrów procesu

### 7.2.1. Zastosowanie metod planowania eksperymentu w procesie zgrzewania tarciovogo

Eksperyment realizuje się na drodze badań doświadczalnych, których celem jest pozyskanie danych o obiektach, faktach, zjawiskach lub procesach. Zgromadzone w ten sposób informacje umożliwiają opisanie modelu zjawiska, który odzwierciedla jego istotne cechy; sprowadza zależności wewnątrz niego obowiązujące do postaci użytkowej. W kontekście tym wyróżnia się modele fizyczne, lingwistyczne oraz matematyczne. Najpowszechniej stosowanym modelem jest oczywiście model matematyczny, który opisuje zjawiska za pomocą liczb, zmiennych, zbiorów, zależności itp. Zastosowanie opisu matematycznego pozwala, z określoną dokładnością, przewidzieć zachowanie się modelu dla różnych parametrów wejściowych procesu. Zagadnienia związane z teorią badań doświadczalnych ujęte są w dziedzinie wiedzy zwanej teorią eksperymentu. Obejmuje ona kwestie związane:

- z planowaniem eksperymentu,
- ze sposobami modelowania matematycznego,
- z metodą prowadzenia pomiarów,
- z opracowaniem wyników pomiarów.

Pierwszy Fisher wprowadził pojęcie planowania eksperymentu w swojej pracy wydanej w roku 1935 [80]. W przeciwieństwie do analizy wariacyjnej, w metodzie tej pomija się czynniki nieistotne i niemające wpływu na badane zmienne, jednak cechą

wspólną tych metod jest sposób, w jaki opisywane są zależności statystyczne modelu (analiza regresji).

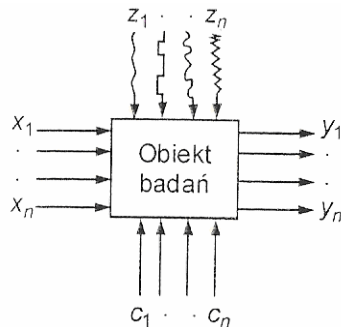
Jak wspomniano już wcześniej, celem badań doświadczalnych jest najczęściej wyznaczenie modelu obiektu badań, przy czym wyróżnia się dwie metody jego identyfikacji:

- strukturalną (ustalenie struktury modelu; wyznaczenie wartości parametrów modelu),
- parametryczną (ustalenie wartości zmiennych modelu dla znanej, zadanej struktury modelu).

Ponieważ działa wiele czynników zakłócających (o charakterze losowym), wyznaczenie dokładnego modelu obiektu badanego jest bardzo trudne, dlatego w teorii eksperymentu stosuje się identyfikację parametryczną. Identyfikacja parametryczna modelu polega na wyznaczeniu takich parametrów, które dla określonej struktury modelu oraz zidentyfikowanych jego danych wejściowych zminimalizują jego niedokładność. W praktyce przyjmuje się postać funkcji przybliżającą model obiektu (najczęściej wielomian algebraiczny) i określa się wartości współczynników tego wielomianu metodą regresji.

Planowanie eksperymentu przebiega zatem w następujących krokach:

- opis obiektu badań,
- określenie celu badań doświadczalnych,
- utworzenie lub dobór planu eksperymentu,
- pomiary w kontekście obranego planu,
- analiza danych empirycznych,
- analiza merytoryczna wyników prowadzonych badań,
- sformułowanie wniosków z prowadzonych doświadczeń (poznawczych, praktycznych i rozwojowych).



Rys. 7.9. Model obiektu badań (według [80])

Metody planowania eksperymentu mają charakter uniwersalny, niezależny od merytorycznego obszaru, w którym realizowany jest eksperyment. Uzyskuje się to dzięki zastosowaniu uniwersalnego modelu obiektu badań, cechującego się przyczynowo-skutkowym opisem procesu.

Do opisu modelu służą następujące wielkości modelujące [80]:

- niezależne czynniki wejściowe  $x_k, \{x_1, x_2, x_k, \dots, x_s\}$ , gdzie  $k = 1, 2, 3, \dots, s$ ,
- niezależne czynniki wyjściowe  $y_p, \{y_1, y_2, y_p, \dots, y_w\}$ , gdzie  $p = 1, 2, 3, \dots, w$ ,
- czynniki stałe  $c$ , które mają wpływ na funkcjonowanie modelu, ale ze względu na ich stałą wartość (niezmienną w czasie) – mogą zostać pominięte w analizie statystycznej,
- zakłócenia  $z$ , które cechuje przypadkowy charakter oddziaływania na badany model, jak i brak możliwości kontrolowania.

Racjonalne i staranne uporządkowanie wszystkich czynników występujących w obrębie danego procesu umożliwia ograniczenie ich liczby, usprawnia zarówno procedury badawcze, jak i obliczeniowe. Do wielkości wejściowych najczęściej zalicza się te, których oddziaływanie na przebieg procesu interesuje badacza najbardziej. Wyróżnia się wielkości fizyczne, chemiczne, techniczne, ekonomiczne i inne. Ponadto, określa się przedziały wartości każdego z czynników wejściowych, w których to realizowane będą pomiary:

$$x_{k \min} \leq x_k \leq x_{k \max}; \quad k = 1, 2, \dots, s \quad (7.2)$$

Często wielkości liczbowe zastępuje się bezwymiarowymi współczynnikami, tak że zakres badań odbywa się w przedziale  $[-\alpha; \alpha]$ . Działanie to zapobiega błędnej interpretacji fizycznej oraz zmniejsza występowanie błędów numerycznych w czasie obliczeń (zabieg ten zwany jest również „normowaniem”). Wielkość  $\alpha$  definiuje się jako „ramię gwiazdne” i jest jednym z czynników charakteryzujących plan eksperymentu.

Normowanie czynnika wejściowego  $x_k$  przeprowadza się zgodnie ze wzorem (7.3) [192]:

$$\tilde{x} = \frac{2\alpha(x_k - x_{k \min})}{x_{k \max} - x_{k \min}} - \alpha \quad (7.3)$$

Przez zastosowanie natomiast działania odwrotnego (denormowania) uzyskuje się rzeczywistą wartość czynnika wejściowego

$$x_k = \frac{(\tilde{x}_k + \alpha)}{2\alpha}(x_{k \max} - x_{k \min}) + x_{k \min} \quad (7.4)$$

Jeżeli wszystkie wielkości modelujące są niezależne od czasu, to mamy do czynienia z obiektem statycznym. W przeciwnym razie rozważa się zagadnienia związane z obiektem dynamicznym.

W kontekście tym parametry procesu zgrzewania tarcowego, z których większość jest zmienna w czasie, klasyfikują ten proces do drugiego z omawianych przypadków. Jednak znaczne utrudnienia w opracowaniu statystycznym modelu dynamicznego powodują, że często konieczne jest wprowadzenie pewnych uproszczeń, dzięki którym

proces ten odpowiada założeniom obiektu statycznego. Najczęściej realizowane jest to przez przyjęcie stałych wartości parametrów, takich jak:

- prędkość obrotowa –  $n$ ,
- siła docisku w okresie tarcia –  $P_t$ ,
- siła docisku w okresie spęczania –  $P_s$ ,
- skrócenie osiowe w okresie tarcia –  $s_t$ ,
- moment obrotowy –  $M_t$ .

Dzięki temu zabiegowi unika się rozwiązywania równań różniczkowych, identyfikujących obiekty dynamiczne, lecz jednocześnie uzyskuje się znaczną aproksymację w opisie modelu.

Kolejnym etapem badań doświadczalnych, po identyfikacji obiektu i celu badań, jest wyznaczenie zbioru punktów pomiarowych, czyli utworzenie lub wybór planu eksperymentu.

Prowadząc badania doświadczalne, najczęściej plan eksperymentu dobiera się spośród gotowych wzorców, z których każdy jest przeznaczony określonej celowi badawczemu (określenie modelu liniowego, optymalizacja modelu liniowo-kwadratowego itp).

W zapisie matematycznym plan taki jest macierzą [192]:

$$X = \begin{bmatrix} x_{11} & x_{12} & \dots & x_{1k} \\ x_{21} & x_{22} & \dots & x_{2k} \\ \dots & \dots & \dots & \dots \\ x_{n1} & x_{n2} & \dots & x_{nk} \end{bmatrix} \quad (7.5)$$

Ponadto, istnieje klasyfikacja planów w zależności od struktury modelu identyfikowanego, parametrów wielkości modelujących oraz od zamierzeń badań doświadczalnych. Więcej informacji na ten temat podaje literatura [80], natomiast dalsze rozważania na ten temat ograniczone zostaną do planu randomizowanego, w obrębie tego planu bada się zależności czynników wejściowych i wyjściowych – z udziałem zakłóceń, który to najlepiej odpowiada analizie procesu zgrzewania tarcowego.

W pracy [88] przedstawiono alternatywną metodę wyznaczania planu eksperymentu, tzw. metodę simpleks, bądź też metodę simpleksów. Simpleks jest metodą bezgradientową i do przeprowadzenia optymalizacji badanego procesu nie wymaga znajomości modelu matematycznego. Simpleks jest prawidłowym wielobokiem mającym  $n + 1$  wierzchołków, gdzie  $n$  – jest najczęściej liczbą czynników wejściowych badanego procesu. W każdym z  $n + 1$  wierzchołków simpleksu utworzonego w przestrzeni  $n$ -czynnikowej (simpleksu wyjściowego tworzonego na wstępie badań) wykonuje się doświadczenie na poziomie czynników wejściowych określonym położeniem danego wierzchołka simpleksu i mierzy się wartość czynnika wynikowego przyjętego za kryterium optymalizacji [80]. Jeśli optymalizacja ma na celu minimalizację tego czynnika, to w simpleksie wyjściowym wyznacza się wierzchołek o maksymalnej wartości czynnika wynikowego i dodatkowo wyznacza się wierzchołek przeciwległy, co pozwala

wyznaczyć kolejny simpleks, będący lustrzanym odbiciem wcześniejszego simpleksu. W punkcie, będącym nowo wyznaczonym wierzchołkiem, wykonuje się kolejne doświadczenie, które pozwala otrzymać kolejny simpleks. Po wykonaniu takich czynności, powtarza się procedurę wyznaczania nowych punktów. Wyznaczanie dalszych simpleksów kontynuuje się, do momentu osiągnięcia przez czynnik wynikowy ekstremum, co sygnalizowane jest obracaniem się simpleksu wokół wierzchołka wskazującego minimum w badanym obszarze. Jeśli istnieje potrzeba dokładniejszego określenia współrzędnych minimum, a warunki techniczne umożliwiają ich określenie, można zmniejszyć długości krawędzi simpleksu i dalsze badania prowadzić w obszarze ekstremalnym.

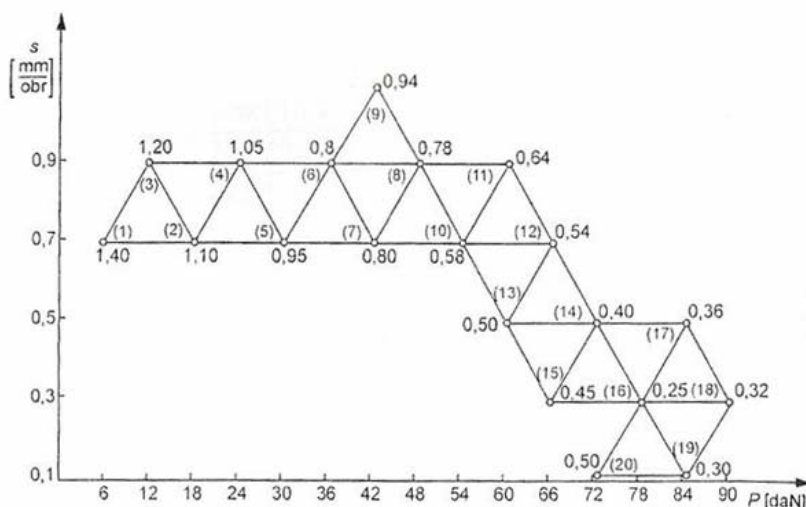
Procedura wyznaczania maksimum przebiega w sposób bardzo zbliżony, przy czym zaznacza się, że wierzchołek kolejnego simpleksu umiejscawia się zawsze naprzeciwko punktu będącego minimum w simpleksie wcześniejszym.

Położenie wierzchołków każdego z tworzonych simpleksów wyznacza się ze wzoru

$$x_{ki} = \frac{2}{n} \left( \sum_{j=1}^{n+1} x_{kj} - x_{kq} \right) - x_{kq}, \quad (7.6)$$

gdzie:  $n$  – liczba czynników wejściowych,  $x_{ki}$  – współrzędna czynnika wejściowego  $x$  w  $i$ -tym doświadczeniu,  $\sum_{j=1}^{n+1} x_{kj}$  – suma wartości czynnika wejściowego  $x$  w aktualnym simpleksie,  $x_{kq}$  – czynnik  $x$  w najgorszym wierzchołku aktualnego simpleksu (w wierzchołku wyznaczającym minimum, gdy poszukiwane jest maksimum czynnika wynikowego, lub przeciwnie) [80].

Na rysunku 7.10 przedstawiono przykładową ilustrację graficzną metody simpleksów.



Rys. 7.10. Przykładowa ilustracja graficznego rozwiązania metody simpleksów [80]

Metoda simpleksów jest bardzo pomocna w wyznaczaniu planu eksperymentu, jak również wartości czynników wejściowych znajdujących się w obszarze prawie stacjonarnym badanej przestrzeni czynnikowej. Za pomocą tej metody możliwe jest wyznaczenie wejściowych wartości optymalnych bądź na tyle bliskich optimum, że różnica ta jest nieistotna. Jednak do optymalizacji procesów produkcyjnych metoda ta jest stosowana rzadziej niż metoda regresji linowej, a to z powodu dość pracochłonnych obliczeń i kosztownych badań.

Dla wszystkich układów  $x_u$  zawartych w macierzy planu eksperymentu  $X$  (wzór (7.5)), wykonuje się pomiary, których wynik stanowi  $u$ -element wielkości wyjściowej  $y$ . Jak wspomniano uprzednio, w warunkach rzeczywistych na obiekt badań, oprócz czynników wejściowych  $x$ , wpływają również wielkości zakłócające  $\{h\}$  o charakterze losowym, zatem i wielkości wyjściowe  $y$  stanowią zbiór zmiennych losowych.

Do opisu takiego stanu rzeczy stosuje się dwie miary [192]:

- a) miarę położenia (np. wartość oczekiwana),
- b) miarę rozproszenia (odchylenie standardowe).

W celu uzyskania próby z populacji ogólnej przeprowadza się również dodatkowe powtórzenia każdego z pomiarów. Sposoby realizacji takiego zamierzenia opisane są szerzej w [80, 192].

Model obiektu badań przedstawia się w postaci zależności matematycznej określonej mianem „funkcji modelu”, która to funkcja opisuje zależności między wielkościami wejściowymi  $x$  a wielkościami wyjściowymi modelu  $y$  zgodnie ze wzorem

$$\hat{y} = f(x; a) \quad (7.7)$$

gdzie:  $a = [a_1, a_2, \dots, a_p]^T$ .

Bardzo ważną kwestią jest wyznaczenie struktury modelu, a więc odpowiedni wybór funkcji modelu. Najczęściej stosowaną funkcją modelu jest liniowa kombinacja funkcji bazowych

$$\hat{y} = a_0 f_0(x) + a_1 f_1(x) + \dots + a_p f_p(x) \quad (7.8)$$

przy czym stosuje się ją tylko do planów nasyconych, czyli takich, gdzie liczba parametrów jest większa bądź równa liczbie pomiarów.

W większości przypadków procesów technologicznych bada się obiekty zgodnie z wytycznymi planów nienasyconych, czyli takich, gdzie liczba pomiarów jest większa od liczby parametrów wejściowych procesu, a do opisu tego typu planów stosuje się metodę regresji. Polega ona na znalezieniu takich wartości parametrów  $a_1, a_2, \dots, a_p$ , dla których funkcja modelu przybliży najlepiej, w świetle przyjętego kryterium, wyniki pomiarów wartości wyjściowych  $y$ , prowadzonych dla przyjętego planu eksperymentu.

W pracy [144] Sahin przeprowadził zgodnie z opisanymi procedurami badania, których celem było wyznaczenie równania regresji modelu procesu zgrzewania tarciowego – prętów litych o średnicy 10 mm, wykonanych ze stali AISI 1040 – ujmującego związek między wielkościami wejściowymi  $x$  (docisk tarcia –  $x_1$ , czas tarcia –  $x_2$ )

a wyjściowymi  $y$  (wytrzymałość na rozciąganie złączy). Podobną metodę stosował w innych pracach [145, 148].

W badaniach tych przyjęto plan statyczny, randomizowany, nienasycony, a macierz stanowiącą plan eksperymentu wygenerowano na podstawie tabeli 7.2.

Tabela 7.2. Parametry zgrzewania tarcowego użyte w pracy [144]

Nr próby	Docisk tarcia ( $x_1$ ) MPa	Czas tarcia ( $x_2$ ) s	Wytrzymałość na rozciąganie MPa
1	110	1,5	270
2	115	3	600
3	110	4	604,86
4	115	3,5	580
5	120	6	150

W ujęciu matematycznym plan eksperymentu wyglądał następująco:

$$X = \begin{bmatrix} 110 & 1,5 \\ 115 & 3 \\ 110 & 4 \\ 115 & 3,5 \\ 120 & 6 \end{bmatrix} \quad (7.9)$$

Jak wspomniano uprzednio, realizowano plan statyczny, dlatego wartości pozostałych parametrów procesu przyjęto jako stałe.

Opisana w pracy [144] metoda aproksymacji wykorzystuje najbardziej rozpoznany sposób określania przybliżeń, tj. metodę najmniejszych kwadratów. W metodzie tej przyjmuje się założenie, że suma kwadratów różnic wartości obliczonych i zmierzonych powinna wynosić zero

$$\sum_i [f(x_i, a_0, \dots, a_n) - y_i]^2 = 0 \quad (7.10)$$

W praktyce podaną analizę statystyczną przeprowadza się za pomocą programów komputerowych CADEX/DOE (akronim *Computer Aided Design and Analysis of Experiments/Design of Experiments*), które w znacznym stopniu upraszczają procedury obliczeniowe.

Analizę taką można wykonać także w programie Microsoft Excel, korzystając z funkcji REGLINP (oblicza statystykę dla linii, korzystając z metody najmniejszych kwadratów do obliczania linii prostej, która najlepiej pasuje do danych i zwraca tablicę opisującą tę linię).

W tabeli 7.3 prezentowany jest fragment arkusza kalkulacyjnego z obliczonymi wartościami współczynników  $a_0, a_1, a_2$ , i z wyznaczonymi wartościami błędów standardowych, oznaczonych przez  $b_0, b_1$  oraz  $b_2$ , przyporządkowanych równaniu

$$\hat{y} = a_0 + a_1x_1 + a_2x_2 + a_{12}x_1x_2 + a_{11}x_1^2 + a_{22}x_2^2 \quad (7.11)$$

Tabela 7.3. Współczynniki równania regresji linowej, dla przypadku badanego w pracy [144], za pomocą programu EXCEL

$a_2$	$a_1$	$a_0$
6,949353612	-22,3129	2959,623
129,0238301	50,44438	5412,936
$b_2$	$b_1$	$b_0$

Równanie regresji wyznaczone za pomocą funkcji REGLINP ma następującą postać

$$\hat{y} = 2959,623 - 22,313x_1 + 6,949x_2 \quad (7.12)$$

Standardowy błąd wartości dla stałej  $a_0$  i standardowe wartości błędów dla współczynników  $a_1$  i  $a_2$  są znaczne, stąd wyniki przeprowadzonych badań odbiegają od wartości  $y$  wyznaczonych z podanego wzoru. Niemniej jednak opracowanie to pozwoliło wyznaczyć optymalne parametry procesu zgrzewania tarcowego (w świetle przyjętych kryteriów) z całej macierzy eksperymentu  $X$ . Najmniejszy kwadrat różnicy wartości obliczonych i zmierzonych  $y$  – wskazał wartości optymalne  $x_1$  i  $x_2$  zrealizowanego procesu zgrzewania tarcowego.

Ponadto, dzięki matematycznemu opisowi modelu, możliwe jest odwrócenie logiczne procesu, a więc znalezienie takich  $x_1$  i  $x_2$ , które wskażą żadaną wartość  $y$ .

W zapisie ogólnym równanie regresji wyrażone jako

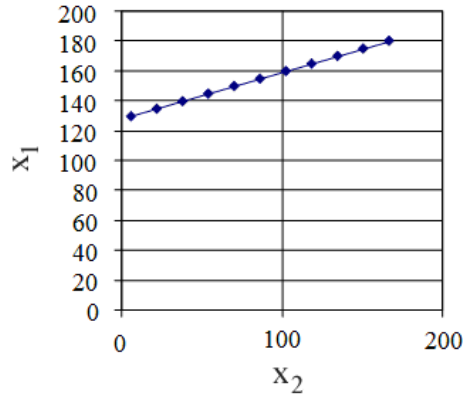
$$\hat{y} = a_0 + a_1x_1 + a_2x_2 \quad (7.13)$$

zostaje przekształcone do postaci:

$$x_1 = \frac{\hat{y} - a_2x_2 - a_0}{a_1} \quad (7.14)$$

Zakładając, że znamy  $y$  oraz współczynniki  $a_1, a_2$  oraz  $a_3$ , otrzymuje się w rzeczywistości funkcję  $x_1(x_2)$ , której przykładową graficzną interpretację przedstawiono na rysunku 7.11.





Rys. 7.11. Ilustracja graficzna zależności jednego z wejściowych parametrów ( $x_1$ ) od innego wejściowego ( $x_2$ ), dla stałych parametrów wyjściowych (według [144])

Metodę podobną do optymalizacji parametrów zgrzewania tarciowego złączy o różnych właściwościach stal austenityczna–aluminium przedstawiono w pracach [87, 147]. Metody statystyczne mogą w znacznym stopniu ułatwić inżynierom przewidywanie rezultatów procesów technologicznych oraz wspomagać dobór odpowiednich parametrów wejściowych procesów dla pożądaných parametrów wyjściowych. Jednak największą ich zaletą jest możliwość wyznaczenia optymalnych parametrów wejściowych procesu spośród całego planu eksperymentu.

## 7.2.2. Monitorowanie parametrów procesu

Zgrzewanie tarciove konwencjonalne jest realizowane na stosunkowo prostych zgrzewarkach, które są wyposażone w systemy kontroli oraz sterowania procesu, który w mniejszym lub większym stopniu jest zautomatyzowany. Najnowocześniejsze zgrzewarki tarciove, produkowane przez liderów rynku światowego, są wyposażane w mikroprocesorowe układy nastawiania oraz monitorowania głównych parametrów procesu. Do najczęściej monitorowanych parametrów zalicza się: siłę docisku w okresie tarcia  $P_t$  i spęczania  $P_s$ , czas tarcia  $t_t$  i spęczania  $t_s$ , prędkość obrotową, moment obrotowy  $M_t$ , jak również wiele innych parametrów, które w zależności od potrzeb można monitorować, np. przebieg zmian temperatury złącza, czy też przebieg procesu usuwania wyłytki [5]. Wygląd stanowiska do zgrzewania tarciowego, w tym przypadku w układzie pionowym, pokazano na rysunku 7.12a, natomiast panel operatora, za pomocą którego steruje się oraz monitoruje proces zgrzewania na rysunku 7.12b. Wydruk protokołów zadanych i otrzymanych parametrów wraz z wizualizacją graficzną ich przebiegu w trakcie procesu przedstawiono na rysunku 7.13.

a)



b)



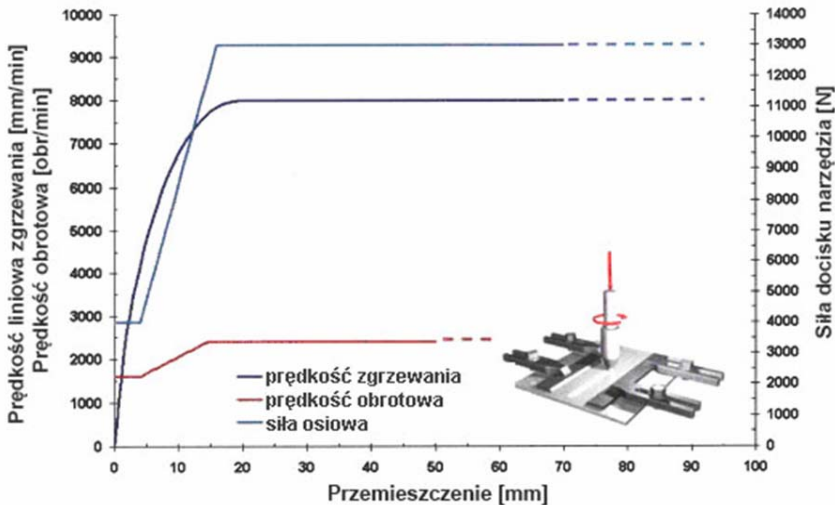
Rys. 7.12. Widok stanowiska do zgrzewania tarcowego (w układzie pionowym) (a) oraz układ sterowania i kontroli przebiegu procesu zgrzewania dla tej zgrzewarki (b)

Coraz częściej stosuje się systemy monitorujące, które umożliwiają bardzo dokładne, zdalne śledzenie procesu. W zależności od możliwości systemu oraz stopnia jego zaawansowania na podstawie przebiegu podstawowych parametrów procesu zgrzewania można oszacować z dużą dokładnością właściwości formowanej zgrzeiny, zarówno gabarytowe, jak i dotyczące budowy i właściwości mechanicznych złącza [133], a także pokazujące aktualnie wykonywaną zgrzeinę. Dzięki zastosowaniu systemów monitorowania procesu zgrzewania tarcowego, możliwe jest wykonywanie wyrobów „na gotowo”, takich jak: siłowniki hydrauliczne, elementy układu kierowniczego pojazdów samochodowych oraz wiele innych.

Sterowanie procesem zgrzewania odgrywa ważną rolę w przypadku stosowania nowoczesnych zgrzewarek, mających szybkoobrotowe wrzeciona z prędkością dochodzącą w czasie jednej sekundy lub krótszym do kilkudziesięciu tysięcy obrotów na minutę. Dokładność, z jaką programowane są główne parametry procesu zgrzewania, takie jak czas zgrzewania i hamowania, prędkość obrotowa uchwytów rzutują bezpośrednio na jakość uzyskiwanych złączy. Takie zgrzewarki mają zastosowanie podczas zgrzewania elementów niewielkich rozmiarów, wykonanych przede wszystkim ze stali stopowych i metali nieżelaznych. W celu dokładnej oceny przebiegu procesu zgrzewania urządzenia te są wyposażone w systemy monitorujące parametry, a w oprogramowaniu urządzeń wykorzystywane są elementy logiki rozmytej i inne algorytmy, pozwalające na kontrolę parametrów w trakcie procesu zgrzewania.

Zgrzewanie tarcowe metodą FSW prowadzone jest najczęściej na specjalnych zgrzewarkach o konstrukcji sztywnej, które są wyposażone w układy sterowania i kontroli procesu. Rozwiązania omawianych systemów często zapożyczone są z konwencjonalnych frezarek. Przyrządy te umożliwiają rejestrowanie sił wywieranych na narzędzie penetrujące materiał, prędkość posuwu oraz czas zgrzewania. Przykładowy zapis parametrów procesu zgrzewania FSW przedstawiono na rysunku 7.14.





Rys. 7.14. Przebieg parametrów zgrzewania FSW, rejestrowanych na stole roboczym [133]

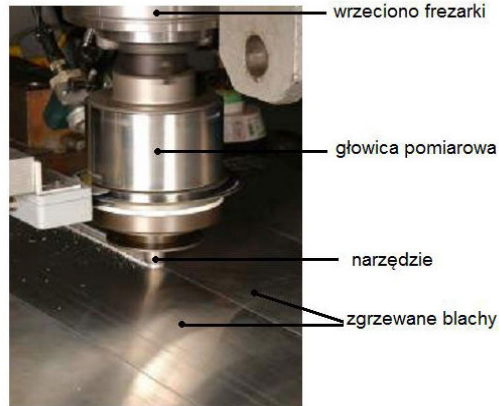
W szczególnych przypadkach, zwłaszcza spajania trudno zgrzewalnych stopów aluminium, rejestruje się dodatkowo temperaturę narzędzia, temperaturę zgrzewanych elementów lub moment obrotowy.

Układy pomiarowe kontroli procesu zgrzewania mocowane są na wrzecionie zgrzewarki lub na stole roboczym zgrzewarki. W praktyce najczęściej stosuje się pierwsze z przedstawionych rozwiązań, ponieważ tego typu ułożenie przyrządów kontrolnych nie ogranicza elastyczności zgrzewarki, co umożliwia też stosowanie tego typu rozwiązania w trakcie zgrzewania elementów o różnym kształcie i wymiarach. W przypadku gdy układy pomiarowe kontroli procesu zgrzewania są zamocowane na stole roboczym zgrzewarki, pojawić się mogą utrudnienia w zgrzewaniu przedmiotów o określonych kształtach lub wymiarach.

W literaturze są podane także inne przykłady zastosowania specjalnie opracowanych systemów monitorowania parametrów procesu zgrzewania FSW, integralnie związane ze zgrzewarką, co dodatkowo umożliwia archiwizowanie zebranych danych.

Zapewnienie ciągłego rejestrowania parametrów procesu zgrzewania jest niezbędnym warunkiem zapewnienia wysokiej i powtarzalnej jakości złączy zgrzewanych. Zastosowanie takich rozwiązań odgrywa ważną rolę w przypadku manualnej obsługi zgrzewarek, zbudowanych na bazie konwencjonalnych frezarek. W ramach międzynarodowego projektu, skonstruowano specjalny przyrząd LowStir, mocowany na wrzecionie dowolnej frezarki pionowej, który pozwala na zachowanie stałości parametrów procesu i powtarzalności produkcji (rys. 7.15).

Przyrząd ten, założony na wrzeciono frezarki pionowej, umożliwia rejestrowanie wartości sił i momentów w trakcie procesu. Sprzężenie przyrządu LowStir z systemem komputerowym pozwala również na rejestrowanie innych parametrów procesu, m.in. temperaturę narzędzia.



Rys. 7.15. Przyrząd opracowywany w ramach projektu LowStir, do monitorowania parametrów zgrzewania [133]

Nieustanny rozwój elektroniki, urządzeń mikroprocesorowych, umożliwi coraz to doskonalsze sterowanie jakością produkcji we wszelkich procesach spawalniczych, w tym również zgrzewaniem tarcowym. Przedstawione nowoczesne systemy monitorowania procesów oraz sterowania zarówno zgrzewaniem tarcowym konwencjonalnym, jak i zgrzewaniem tarcowym metodą FSW, mają zastosowanie wszędzie tam, gdzie kładzie się nacisk na jakość i dużą powtarzalność wykonywanych złączy.

Rejestrowanie i analiza charakterystyk parametrów użytych w czasie, prędkości obrotowej, przemieszczeń, nacisków osiowych, czasu tarcia i spęczania oraz momentu obrotowego, mogą służyć do oceny jakości złączy. Ocena złączy wykonana za pomocą specjalistycznych urządzeń kontrolno-pomiarowych, dodatkowo poparta zarchiwizowanymi przebiegami parametrów zgrzewania, jest sposobem na skuteczne obniżenie kosztów produkcji. Zastosowanie nowoczesnych systemów monitorowania procesów spawalniczych umożliwi częściowe wyeliminowanie prób niszczących, które dodatkowo zwiększają koszty produkcji, bądź też pozwala na adaptację stosunkowo prostych urządzeń na potrzeby spawalnicze jak podczas zgrzewania metodą FSW.

W przypadku produkcji części „na gotowo” kontrola charakterystyk parametrów procesu zapewnia powtarzalność jakości i wydajności produkcji. W przyszłości opisane technologie prawdopodobnie będą dalej rozwijane, tak aby zapewnić jak najwyższą jakość i stabilność produkcji, jednocześnie zmniejszając nakład pracy oraz koszty.

### 7.3. Rodzaje niezgodności

Obecny rozwój i osiągnięcia w technologii nie pozwalają jeszcze na wykonanie złączy bez jakichkolwiek wad. Wprowadzono zatem pojęcie niezgodności spawalniczej i związanych z nią określeń na występujące niepożądane zachowania i procesy, w trakcie lub bezpośrednio po łączeniu elementów. Niezgodnością spawalniczą nazywa się

niedoskonałość złącza, która odbiega od idealnej jakości złącza pod względem budowy oraz kształtu i może stawać się zagrożeniem pogorszenia właściwości eksploatacyjnych konstrukcji [77, 137]. Jednak samo występowanie niezgodności nie przekreśla późniejszego wykorzystania części, ponieważ może być ona niezgodnością dopuszczalną. Oznacza to mieszczanie się w granicach błędu danej normy lub przepisu.

Przyjmując różne kryteria, niezgodności klasyfikuje się według paru metod. Jeśli wziąć pod uwagę ich położenie, dzielimy je na zewnętrzne (wychodzące lub usytuowane na zewnątrz złącza) i wewnętrzne (usytuowane wewnątrz obszaru spoiny, zgrzeiny czy lutowiny). Uwzględniając wielkość, niezgodności mogą być makroskopowe, dostrzegalne gołym okiem lub przy powiększeniu do 25× lub też z użyciem metod badań nieniszczących, oraz mikroskopowe, wymagające użycia metod o dużej rozdzielczości, najczęściej badań metalograficznych.

Gdy kryterium powstania niezgodności jest przyczyną jej powstania, można wyróżnić dla elementów zgrzewanych tarciowo trzy grupy, do których należą:

- niezgodności będące skutkiem niewłaściwego przebiegu procesu zgrzewania lub niewłaściwych warunków technologicznych (niezgodności kształtu i powierzchni, przyklejenia, wtrącenia stałe niemetaliczne lub metalowe),
- niezgodności pochodzenia metalurgicznego (pęknięcia lub mikropęknięcia, pustki gazowe, pustki, niekorzystne zmiany strukturalne w strefie wpływu ciepła), a także niezgodności wynikające z błędów projektowych konstrukcji, jak na przykład nadmierna koncentracja naprężeń lub niewłaściwy rodzaj złącza,
- niezgodności przestrzenne – trójwymiarowe (np. pustki gazowe i wtrącenia stałe – zmniejszają przekrój czynny złącza) i płaskie (np. pęknięcia, przyklejenia – tworzą ostry karb inicjujący pęknięcia konstrukcji).

W przypadku zgrzewania tarcioвого materiałów o różnych właściwościach mogą wystąpić niezgodności typowe dla złączy o jednakowych właściwościach, wymienione szczegółowo w normie PN-EN ISO 15620:2005: Zgrzewanie – Zgrzewanie tarcioве metalu, jak i dodatkowe wywołane czynnikami metalurgicznymi i różnymi właściwościami łączonych materiałów.

W załączniku E do normy występujące niezgodności pogrupowano na:

- odchyłki kształtu (niewspółosiowość, odchylenia kątowe, odkształcenia),
- niezadawalające złącza (pęknięcia na powierzchni łączenia i w strefie wpływu ciepła, wtrącenia, podcięcia, niepełne połączenia),
- zmiany mikrostrukturalne (wahania twardości, duże odkształcenia struktury ziarn, występowanie faz międzymetalicznych, występowanie węglików, tlenków i azotków na powierzchni zgrzewania),
- odchyłki wypływk (zadziory, podwójna wypływka, zaciśnięta wypływka).

W tabeli 7.4 zamieszczono występujące niezgodności procesu zgrzewania tarciowego oraz prawdopodobieństwo ich wystąpienia, gdzie 0 – oznacza brak skłonności do jej wystąpienia, a 3 – dużą skłonność. Z tabeli wynika, że w złączach zgrzewanych tarciowo nie ma problemu niezgodności braku przetopu i podtopienia, w przeciwień-

stwie do pozostałych metod spawalniczych, a proces jest wrażliwy jedynie na występowanie przyklejeń i pęknięć, ale nie charakteryzuje się dużą skłonnością.

Tabela 7.4. Niezgodności spawalnicze charakterystyczne dla różnych procesów zgrzewania tarcowego (skala prawdopodobieństwa wystąpienia niezgodności: 0 – brak skłonności, 1 – ograniczona skłonność, 2 – średnia skłonność, 3 – duża skłonność) (według [137])

Rodzaj procesu	Pustki gazowe	Wtrącenia stałe	Przyklejenia	Brak przetopu	Podtopienie	Pęknięcia
Zgrzewanie tarcowe	0	0	1	0	0	1, 2

W tabeli 7.5 podano niezgodności, które mogą wystąpić w złączach zgrzewanych tarcowo. Wskazano również na przyczyny ich występowania oraz zasugerowano środki zapobiegawcze do ich korygowania. Zastosowano terminologię znormalizowaną.

## 7.4. Metody badań różnorodnych złączy zgrzewanych tarcowo

W badaniach złączy zgrzewanych tarcowo bardzo często konieczne jest określenie właściwej procedury badawczej, opracowanej dla konkretnego zespołu zgrzewanego. W zależności od przyjętej metody badań wpływka jest usuwana lub pozostawiona.

### 7.4.1. Nieniszczące metody badań

#### Badania wizualne

Ten rodzaj badań pozwala wstępnie ocenić połączenie pod względem jakościowym. Stosuje się do tego sprzęt optyczny z maksymalnym powiększeniem 25× lub też wzrokowo (okiem nieuzbrojonym). Ocenia się zarówno kształt, jak i wymiary wpływki, w tym jej nierównomierność oraz osiowe i kątowe odchylenia łączonych elementów.

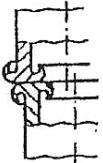
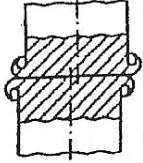
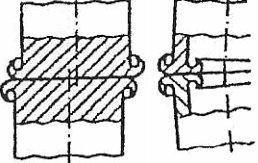
#### Sprawdzenie wymiarów

Podczas tych badań dokonuje się pomiarów niewspółosiowości, odchylenia kąтового oraz zmiany długości zgrzewanych elementów.

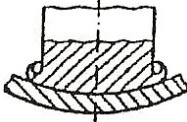
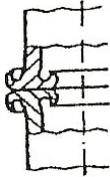
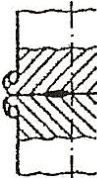
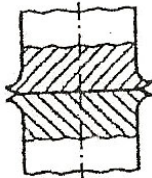
#### Badania penetracyjne

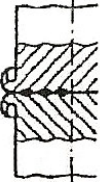
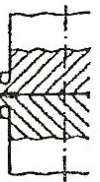
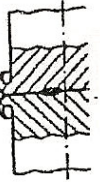
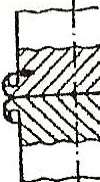
Metoda opiera się na korzystaniu z właściwości wnikania cieczy (penetranta) o dużej zwilżalności w najdrobniejsze powierzchniowe szczeliny, pęknięcia i pory z jednoczesnym zjawiskiem kapilarności. Obserwację wyników badań prowadzi się w świetle widzialnym rozproszonym lub ultrafioletowym, po zastosowaniu penetrantów z dodatkami fluoryzacyjnymi. Badania penetracyjne prowadzi się w celu wykrycia wad występujących na powierzchni połączeń zgrzewanych po usunięciu wpływki, przy czym mogą być wykryte drobne pęknięcia i nieciągłości powierzchniowe. Badania można

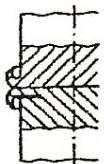
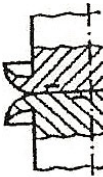
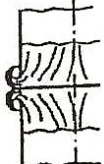
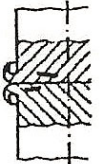
Tabela 7.5. Charakterystyka elementów zgrzewanych tarciowo (wg EN ISO 15620:2005)

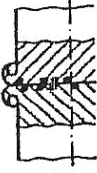
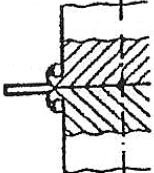
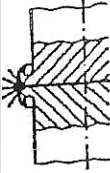
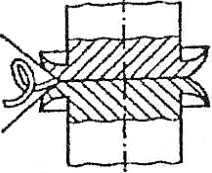
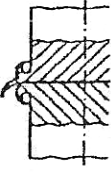
Określenie	Wyjaśnienie	Schemat	Ogólne przyjęte metody badań	Przyczyna	Środek zapobiegawczy	Uwagi
1. Odchyłka kształtu						
Niewspółosiowość	Przesunięcie równoległe osi łączonych elementów		Pomiary, badania wizualne, badania makroskopowe	Szczyki zaciskowe, geometryczna niedokładność, zbyt duża część wystająca, złe przygotowanie elementów, nachylenie	Poprawić uchwyt, sprawdzić geometrię elementów, zmniejszyć wystawanie, lepiej przygotować elementy	Krytyczne w przypadku zgrzewania rur cienkościennych oraz materiałów bardzo różniących się od siebie
Odchylenie katowe	Przesunięcie równoległe osi łączonych elementów		Pomiar, badania wizualne	Zbyt krótkie szczytki, zbyt duża część wystająca, luźne mocowanie, zbyt duża siła osiowa	Poprawić mocowanie, zmniejszyć wystawanie, zmniejszyć siłę osiową	Krytyczne w przypadku zgrzewania rur cienkościennych
Nakładanie się elementów	Odkształcenie boczne jednej lub obu części		Badania wizualne, badania makroskopowe	Parametry zgrzewania, geometria elementów, zbyt duża część wystająca, niewspółosiowość, przygotowanie części, ustawienie katowe	Zmienić	Krytyczne w przypadku zgrzewania rur cienkościennych oraz materiałów bardzo różniących się od siebie

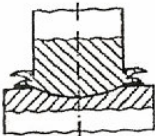
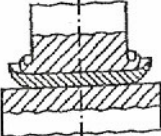
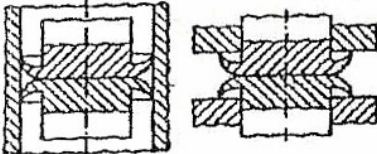


Określenie	Wyjaśnienie	Schemat	Ogólne przyjęte metody badań	Przyczyna	Środek zapobiegawczy	Uwagi
Odkształcenie przedmiotu obrabianego	Niepożądana zmiana geometrii	<p>Przykłady: Zginanie</p>  <p>Splaszczanie</p> 	Pomiar, badania wizualne	Niewystarczające podparcie, zbyt duża siła osiowa, zbyt duża część wystająca, słabe mocowanie	Poprawić mocowanie, zwiększyć sztywność	Zachodzi w przypadku zgrzewania cienkościennych części
2. Niezadawalające złącze						
Wada styku	Niepełne łączenie		Badania makro- i mikroskopowe, badanie przelotów, badania niemiszczące	Zaciski, parametry zgrzewania, przygotowanie elementów, nakładki, zanieczyszczenia	Zmienić parametry, lepiej przygotować elementy	
Podcięcie	Podcięcie poniżej średnicy elementu		Badania wizualne, badania magnetyczne, penetracyjne, ultradźwiękowe	Parametry zgrzewania, przygotowanie elementów, osiowanie uchwyty przedmiotu obrabianego	Zmienić parametry, lepiej przygotować elementy	Zbyt mało energii dostarczonej do złącza, skrócenie (czas tarcia) zbyt krótkie

Określenie	Wyjaśnienie	Schemat	Ogólne przyjęte metody badań	Przyczyna	Środek zapobiegawczy	Uwagi
Wtrącenia	Niemetaliczne wtrącenia w obszarze zgrzeiny		Badania makro- i mikroskopowe, badanie przełomów	Przygotowanie części, parametry zgrzewania, zanieczyszczenia powierzchni styku spowodowane odlewniczymi strukturami, rdza, łuski, smary, tłuszcze itp., brudny otwór nakładka, wysoki poziom zanieczyszczeń materiału	Oczyszczyć powierzchnie styku, jeśli jest to konieczne, to wiercić centralny otwór, używać czystych materiałów	
Pęknięcia	Częściowa niespójność na obrzeżach zgrzeiny		Badania magnetyczne, penetracyjne, badania makro- i mikroskopowe	Utwardzenie hartownicze, wzrost naprężeń wewnętrznych na skutek niewłaściwego nagrzewania	Obróbka cieplna przed zgrzewaniem/ po zgrzewaniu, zmiana parametrów, użycie innych materiałów	Niska krytyczna szybkość stygnięcia np. dla wysokowęglowej stali szybkotnącej, usunąć wytywkę przed obróbką cieplną
	Niespójność w centralnym obszarze zgrzeiny		Badania przekrojów, badania ultradźwiękowe	Utwardzenie hartownicze, niewłaściwe nagrzewanie, krótki czas	Obróbka cieplna przed zgrzewaniem/po zgrzewaniu, zmiana parametrów, użycie innych materiałów, zwiększyć siłę ostową, ukosować końcówkę	
Pęknięcia	Na brzegach lub w HAZ		Badania przekrojów, badania wizualne, badania prądami wirowymi, badania ultradźwiękowe, penetracyjne, magnetyczne	Utwardzenie hartownicze, niewłaściwe nagrzewanie, obecność węglików, wtrącenia MnS		

Określenie	Wyjaśnienie	Schemat	Ogólne przyjęte metody badań	Przyczyna	Środek zapobiegawczy	Uwagi
	Ostro zarysowane przejście w wypływkę		Badania makro- i mikroskopowe, badania wizualne, prądy wirowe, badania magnetyczne, penetracyjne	Zbyt duży docisk spęczania, zbyt krótka część wystająca	Zmniejszyć docisk spęczania, zmodyfikować parametry, zwiększyć prędkość obrótkową	
	Pojawia się w HAZ blisko linii połączenia, spowodowane wodorem		Badania nieniszczące	Obecność wodoru w jednym elemencie lub w obu elementach, np. odlewane, platerowane metale	Zastosować obróbkę cieplną usuwającą wodor	Pojawia się ponad 1000 godzin po zgrzewaniu
3. Właściwości mikrostrukturalne						
Wahania twardości	Twardość i/lub inne właściwości złącza różnią się od materiału rodzimego		Określenie rozkładu twardości	Parametry zgrzewania, materiał, przygotowanie materiału	Zmienić parametry, zastosować obróbkę cieplną	
Duże odkształcenia struktury ziam	Struktura ziam w materiale rodzimym odkształcona w wyniku zgrzewania tarcowego		Metalografia	Niewłaściwe parametry zgrzewania	Materiał bez pasm segregacyjnych, zmodyfikować parametry, zwiększyć prędkość obrotową, zmniejszyć siłę osiową	Możliwa przyczyną jest niska ciągliwość w obszarze zgrzewania, szczególnie w przypadku występowania wtrąceń niemetalicznych
Fazy międzymetaliczne	Dyfuzja pierwiastków		Makro-/mikrografia	Parametry zgrzewania, zwłaszcza dla materiałów różniących się właściwościami	Zmienić materiał i/lub parametry, np. zmniejszyć czas zgrzewania	Gdy występują, zgrzewanie jest bardzo krucha

Określenie	Wyjaśnienie	Schemat	Ogólne przyjęte metody badań	Przyczyna	Środek zapobiegawczy	Uwagi
Skupiska węglików, tlenków i azotków w obszarze zgrzewania	Pojawia się na powierzchni zgrzewania po zgrzewaniu		Makro-/mikrografia, w pewnym stopniu badania ultradźwiękowe		Lepsza jednorodność materiału, zmienić parametry zgrzewania, np. skrócić czas zgrzewania	
4. Odehytki wypływki						
Zadzior	Pionowo względem wypływki		Badania wizualne, badania magnetyczne, penetracyjne	Docisk spękania zbyt duży, niewystarczające nagrzanie, pionowe wtrącenia w materiale rodzimym	Zmienić parametry, zwiększyć prędkość obrotową	Zachodzi np. dla stali stopowej automatowej, stali narzędziowej zawierającej W, nie występuje, gdy pierwiastki nie penetrują w głąb elementów
	Wyciskanie materiału wokół wypływki		Badania wizualne	Nieznana	Nieznany	Konsekwencje nie znane
Zadzior	Wystaje materiał w kształcie spirali		Badania wizualne	Niewystarczające nagrzanie	Zwiększyć ilość energii cieplnej, np. przez zwiększenie prędkości obrotowej	
Zadzior	W regularnych odstępach		Badania wizualne	Nie znana	Nieznany	

Określenie	Wyjaśnienie	Schemat	Ogólne przyjęte metody badań	Przyczyna	Środek zapobiegawczy	Uwagi
Podwójna wypływka I	Asymetryczna wypływka zgrzeiny		Badania wizualne	Elementy z materiału różniącego się znacznie właściwościami lub kształtem	Zmienić parametry zgrzewania, zwiększyć siłę tarcia	Dla zgrzein kolkowych lub elementów o różnych przekrojach o różnych przekrojach pożądaną jest usunięcie wypływkę z płyty lub elementu o większym przekroju
Podwójna wypływka II	Przemieszczenie powierzchni zgrzewania		Badania wizualne	Parametry zgrzewania	Zmienić parametry zgrzewania, zwiększyć siłę tarcia	Wada występuje gdy druga wypływka znajduje się na płycie (większym elemencie) i przechodzi z materiału kolka (mniejszego elementu)
Zaciśnięcie wypływkę	Deformacja oprzyrządowaniem		Badania wizualne	Niewłaściwa część wystająca i złe mocowanie elementów	Zwiększyć część wystającą i poprawić mocowanie	Może przynieść korzyści zredukowanie docisków zgrzewania, zwiększenie szybkości stygnięcia

Przedruk za zgodą Prezesa Polskiego Komitetu Normalizacyjnego – zezwolenie nr 2/P/2011. Oryginały norm zostały zakupione w Polskim Komitecie Normalizacyjnym

prowadzić według normy PN-EN ISO 23277:2010. Badanie nieniszczące spoin – Badanie penetracyjne spoin – Poziomy akceptacji.

Badania penetracyjne można stosować do materiałów o różnych właściwościach magnetycznych (ferro-, para- i diamagnetycznych), jednak najczęściej stosowane są do metali niemagnetycznych, jak stale austenityczne, aluminium i jego stopy, miedź i jej stopy, tytan, cyrkon itp.

#### **Badania magnetyczno-proszkowe**

Metoda badań magnetyczno-proszkowych polega na wzbudzeniu w badanej powierzchni pola magnetycznego i wykryciu lokalnych strumieni rozproszenia, które świadczą o występowaniu pod nimi niezgodności. Narzędzia służące do wykrywania niezgodności to proszki ferromagnetyczne, cewki indukcyjne, taśmy magnetyczne, sondy Halla lub Forstera. W badaniach złączy zgrzewanych tarciovo można stosować normę PN-EN ISO 17638:2010: Badanie nieniszczące spoin – Badanie magnetyczno-proszkowe.

Przed badaniami magnetyczno-proszkowymi usuwa się wypływkę. W wyniku badań można stwierdzić obecność pęknięć i nieciągłości na powierzchni elementów ferromagnetycznych.

#### **Badania prądami wirowymi**

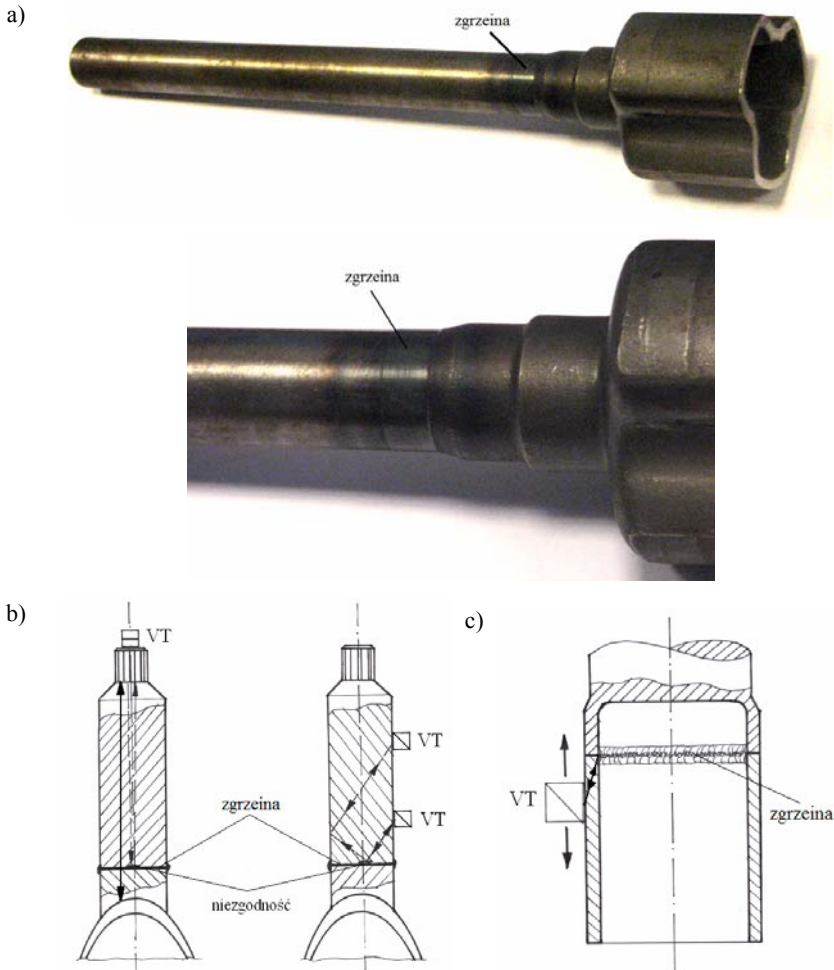
Badania prądami wirowymi należą do grupy metod pomiaru właściwości materiału za pomocą pomiaru zmian elektrycznych. Analogicznie do metody badań magnetyczno-proszkowych, wzbudza się prądy wirowe Foucaulta za pomocą cewki zasilanej prądem przemiennym o częstotliwości od 1 do 5 MHz. W badaniach złączy zgrzewanych tarciovo można stosować normę PN-EN 1711:2002: Badanie nieniszczące złączy spawanych – Badanie prądami wirowymi złączy spawanych poprzez analizę płaszczyny zespolonej.

W normie tej dokładnie opisano sposób oceny i zapisu wyników badań prądami wirowymi połączeń spawanych. Badania prądami wirowymi pozwalają wykryć w złączach zgrzewanych tarciovo szczeliny, pęknięcia lub nieciągłości na powierzchni lub podpowierzchniowe do głębokości około 0,3 mm. W złączach przed badaniami należy usunąć wypływkę.

#### **Badania ultradźwiękowe**

Jest to rodzaj badań rozpowszechnionych zarówno w ocenie jakościowej złączy spawanych, jak i zgrzewanych tarciovo. Dodatkowo, na rozprzestrzenienie metody wpływ miała powszechna komputeryzacja, wspomagająca przetwarzanie sygnału. Najczęściej w badaniach złączy zgrzewanych tarciovo stosuje się metodę impulsową echa, ze względu na dostarczenie największej liczby informacji o badanym połączeniu. Metodą tą można wykryć pęknięcia lub brak połączenia, natomiast nie można najczęściej wykryć niezgodności typu przyklejenia czy warstw tlenkowych występujących na powierzchni łączenia, ze względu na dobre sprzężenie akustyczne.

Na rysunku 7.16 pokazano przykład zastosowania badań ultradźwiękowych do określania jakości połączenia zgrzewanej tarciowo półosi z obudową przegubu samochodowego (odkuwka), wykonanego w dwóch wariantach; jako połączenie dwóch wałków o średnicy 42 mm z różnorodnych stali konstrukcyjnych (rys. 7.16a, b) oraz tych samych elementów, ale w rozwiązaniu konstrukcyjnym, jako złącze rura–rura (rys. 7.16c).



Rys. 7.16. Widok zgrzewanej tarciowo półosi do samochodu (a), schemat zastosowanych badań ultradźwiękowych dla przypadku badań półosi w wykonaniu wałek–wałek (b) i w wykonaniu rura–rura (c)

W pierwszym przypadku do wykrywania ewentualnych pęknięć w złączy zgrzewanym tarciowo stosuje się badania ultradźwiękowe głowicą przyłożoną do czoła wałka. Wykorzystuje się tu właściwości fali ultradźwiękowej do łatwego przejścia wzdłuż długości wałka (450 mm). W prawidłowo wykonanym złączy fala odbija się od dna przegubu, natomiast jeśli wystąpią pęknięcia w strefie zgrzeiny, to fala odbije się od

nich częściowo lub w całości, a na przyrządzie wystąpią echa w innej odległości (rys. 7.16b).

W przypadku natomiast połączenia rurowego, badania ultradźwiękowe przeprowadza się głowicą kątową, wykonując ruchy posuwisto-zwrotne wokół złącza w pewnej odległości od powierzchni łączenia (rys. 7.16c). Taka sama technika może być także stosowana dla połączeń wałek–wałek, ale należy zaznaczyć, że jest trudniejsza w przeprowadzaniu (wymaga głowic kształtowych) i interpretacji wyników.

#### 7.4.2. Niszczące metody badań

Niezwykle istotną grupę badań właściwości materiałów oraz ich zachowania się w konstrukcjach pod wpływem obciążenia rzeczywistego, stanowią badania niszczące, do których należą badania właściwości mechanicznych i metalograficznych. Dzięki badaniom mechanicznym można ocenić między innymi w złączach zgrzewanych tarciowo wytrzymałość, udamność, kąt zgięcia. Badania właściwości mechanicznych złączy zgrzewanych tarciowo są związane z wieloma problemami wynikającymi przede wszystkim z geometrii połączenia, zlokalizowanego zazwyczaj w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku próbek oraz wąskiej strefy samego połączenia.

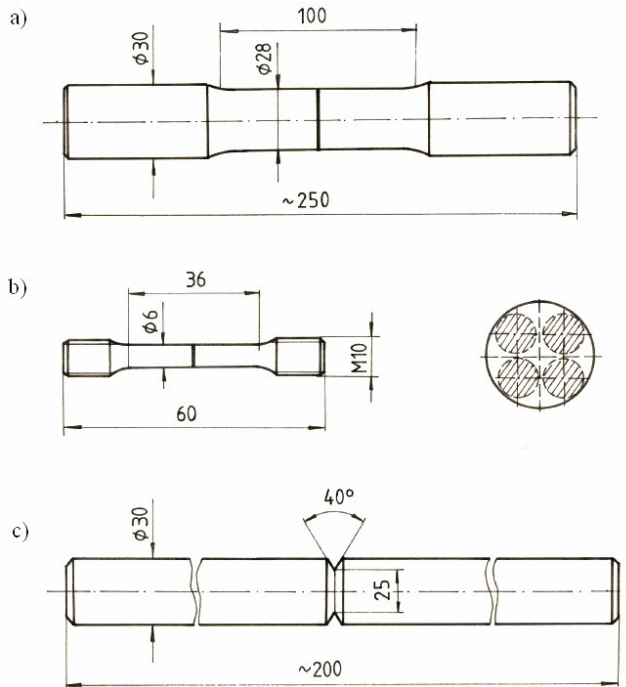
Badania makroskopowe określają szerokość i zarys strefy wpływu ciepła, strefę dyfuzyjną przy powierzchni połączenia, wady procesu zgrzewania w postaci pęknięć, wtrąceń, wymiary ziaren w poszczególnych częściach złącza. Dzięki tak szerokiemu spektrum badania niszczące mają zastosowanie w doborze materiałów, sprawdzaniu i korygowaniu technologii zgrzewania, pozwalają także na kontrolę poprawności wykonanych połączeń spajanych oraz ustalenie przyczyn powstania ewentualnych niezgodności i awarii konstrukcji zgrzewanych.

##### Próby rozciągania

Podstawę w ocenie jakości wytrzymałościowej złączy stanowi statyczna próba rozciągania. Zasadność jej stosowania jest oczywista, ponieważ dzięki niej uzyskuje się informację o wytrzymałości na rozciąganie złącza i charakterystyce jego odkształceń. W zgrzewaniu tarciovym konwencjonalnym mamy do czynienia bardzo często z łączeniem elementów w postaci prętów. Do badań właściwości mechanicznych takich połączeń można stosować kilka prób, ale najczęściej stosuje się próbę statycznego rozciągania doczołowych złączy spajanych wg PN-M-69710:1988: Spawalnictwo – Próba statyczna rozciągania doczołowych złączy spajanych (próbka „d”), której wynikiem jest określenie wytrzymałości złącza na rozciąganie. Dodatkowymi informacjami w próbie jest miejsce zerwania próbki, charakterystyka przelomu i zauważone wady.

W przypadkach badań złączy zgrzewanych tarciowo z materiałów o różnych właściwościach stosuje się często różne zastępcze kształty próbek (rys. 7.17). Zaleca się, aby próbki były cięte w kierunku osiowym i zawierały część brzegową oraz centralną złącza zgrzewanego.





Rys. 7.17. Przykładowy schemat kształtu próbek do statycznej próby wytrzymałości na rozciąganie złączy zgrzewanych (według [8])

Autorzy wielu publikacji stosują statyczną próbę rozciągania do oceny jakości badanych złączy zgrzewanych tarcowo, w tym badań wpływu parametrów zgrzewania. Podczas omawiania problematyki zgrzewania stali o różnych właściwościach, pokazano przykład usytuowania miejsca pobrania próbek do statycznej próby rozciągania ze złącza zgrzewanego tarcowo stali austenitycznej i ferrytycznej (podrozdz. 4.3.3, rys. 4.58).

W zgrzewaniu tarcowym z napędem ciągłym otrzymane wyniki badań najczęściej przedstawia się na wykresach zależności siły rozciągania, czyli wytrzymałości złącza od czasu i docisku tarcia, prędkości obrotowej lub wielkości skrócenia (rys. 4.15, 4.26). Dzięki temu można jednoznacznie odczytać wartości, dla których dana zgrzeina ma większą wytrzymałość w zależności od zmieniających się parametrów. Dla uzyskania większej liczby danych charakteryzujących właściwości mechaniczne złącza, uzyskanych poprzez statyczną próbę rozciągania, niektórzy autorzy dodatkowo określają wytrzymałość złącza, a także wydłużenia próbki, w zależności od czasu tarcia lub szybkości skracania w czasie procesu zgrzewania tarcowego. W pracach [126–128] oceniano jakość złączy o różnych właściwościach przez ich wytrzymałość na rozciąganie w funkcji stopnia odkształcenia w procesie zgrzewania  $q_{fd}$ :

$$q_{fd} = F V_{\delta B} \quad (7.15)$$

gdzie:  $F$  – siła docisku spęczania, N,  $V_{\delta B}$  – prędkość skracania, m/s.

Dalszym rozwinięciem badań jest statyczna próba rozciągania z wykorzystaniem metody interferometrii plamkowej ESPI [138–139], dająca możliwość rejestrowania w czasie rzeczywistym lokalnych krzywych naprężenie–odkształcenie. Dzięki identyfikacji odkształceń w dowolnym miejscu na powierzchni rozciąganej w zależności od przyłożonego obciążenia, możliwe jest uzyskanie wielu krzywych naprężenie–odkształcenie z jednej próby statycznego rozciągania.

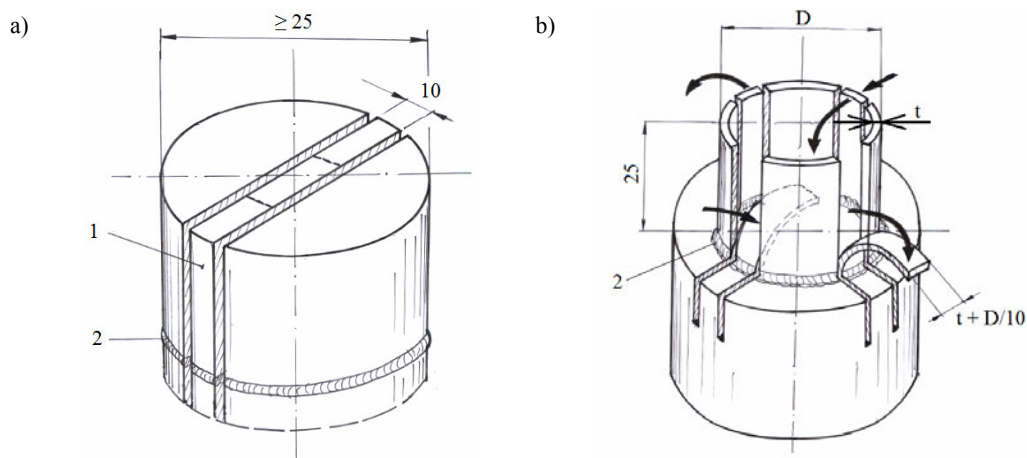
W nieco odmienny sposób przedstawiane są wyniki badań wytrzymałości na rozciąganie złączy w zgrzewanych tarciowo z mieszaniem materiału zgrzeiny FSW. Tutaj dochodzi czynnik w postaci narzędzia, które wprowadzane w materiał ma na celu jego połączenie, a parametry procesu są zasadniczo inne. Rezultaty badań przedstawia się przykładowo na wykresach zależności wielkości siły rozciągającej od promienia krzywizny użytego narzędzia, głębokości zanurzenia narzędzia, od prędkości zgrzewania, grubości próbek, prędkości obracającej się głowicy [115]. W przeciwieństwie do zgrzewania z napędem ciągłym i inercyjnego, metodą FSW zgrzewa się ze sobą głównie płyty, dlatego też w badaniach sprawdza się, czy wpływ na wytrzymałość złącza ma rodzaj złącza (np. doczołowe, kształtowe, zakładkowe, o różnej grubości itd.).

Na podstawie badań właściwości mechanicznych zgrzewanych tarciowo złączy stop aluminium EN AW-5754–stal austenityczna [15] stwierdzono, że statyczna próba rozciągania w zastosowaniu do oceny złączy o różnych właściwościach z tworzącymi się fazami międzymetalicznymi na powierzchni łączenia, jest stosunkowo mało wrażliwa na różnice w występującej jakości własności plastycznych połączenia (jeżeli występuje ciągłość połączenia).

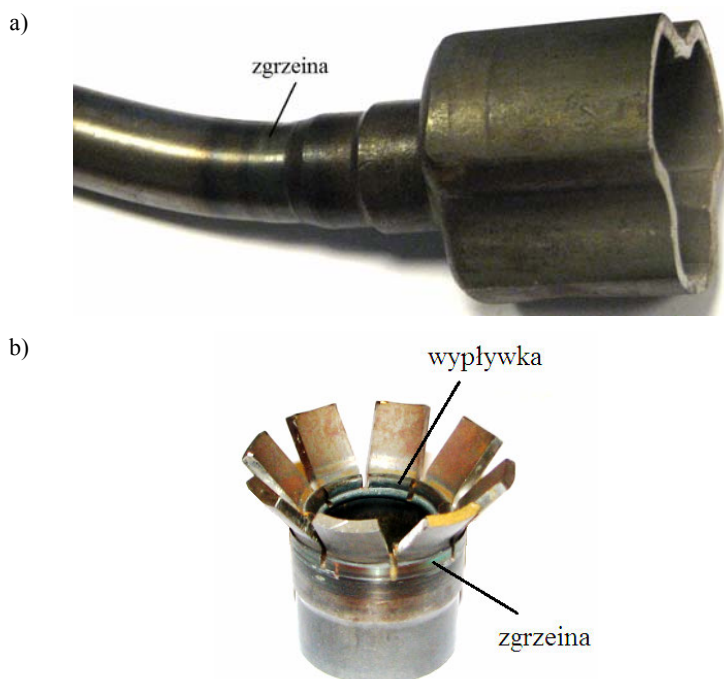
### **Próby zginania**

Technologiczne próby zginania mają na celu wykrycie wad zgrzewania, a także sprawdzenie plastyczności złączy. Prowadzenie prób zginania polega na rozciąganiu włókien zewnętrznych, z jednoczesnym ściskaniem włókien wewnętrznych. Podczas technologicznej próby zginania złączy prętów zgrzewanych tarciowo można posługiwać się normą ISO 7438:2006 Metale – Próba zginania. Próbę zginania wykonuje się na maszynie wytrzymałościowej lub prasie wyposażonej w odpowiednie oprzyrządowanie. Wynikiem próby jest określenie kąta zgięcia  $\alpha$ , przy którym jeszcze nie występują widoczne pęknięcia. Próba zginania może być prowadzona także do osiągnięcia określonego kąta zgięcia pod obciążeniem, do równoległości lub styku ramion próbki. Próba ta, w sposób niezwykle ostry, umożliwia wykrycie występowania już niewielkich nieciągłości lub twardych faz międzymetalicznych na powierzchni tarcia (zgrzewanie AlMg3–stal, rozdział 4.2.1).

Na rysunku 7.18 przedstawiono zalecane przez normę PN-EN ISO 15620:2005 próbki do badań na zginanie ze złączy zgrzewanych prętów o pełnym przekroju (wałków) (rys. 7.18a) i ze złączy rur lub elementów wydrążonych z płytą (rys. 7.18b).



Rys. 7.18. Schematy pobrania próbek do technologicznego zginania zgrzanych tarciovo wałków:  
 1 – próbka, 2 – strefa przejściowa zgrzeiny (a) oraz rur (b) (według PN-EN ISO 15620:2005:  
 Zgrzewanie – Zgrzewanie tarciove metali)



Rys. 7.19. Widok złącza zgrzewanego tarciovo elementów półosi samochodowej po przeprowadzonej technologicznej próbie zginania – połączenie wałków (a) oraz połączenie rurowe (b)

Na rysunku 7.19 przedstawiono widok złącza elementów półosi samochodowej zgrzewanych tarciowo, których schemat pokazano na rysunku 7.16, po przeprowadzonej technologicznej próbie zginania pełnych elementów (rys. 7.191a) oraz elementów rurowych (rys. 7.19b).

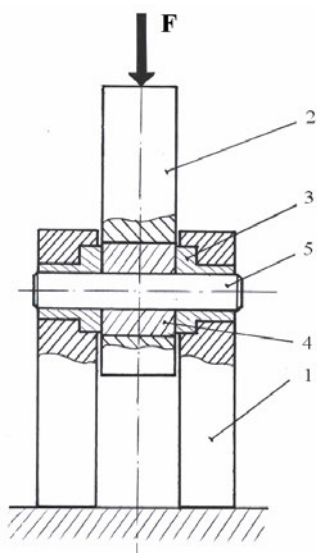
Badania właściwości mechanicznych złączy o różnych właściwościach zgrzewanych tarciowo, przeprowadzone przez Autora na przykładzie złączy stali austenitycznej ze stopem aluminium z serii 6000, wykazały, że technologiczna próba zginania wykazuje wynik negatywny już przy niewielkich niejednorodnościach w strefie połączenia [9, 11, 13].

Technologiczna próba zginania dyskredytowała złącza stop aluminium EN AW-5754 – stal austenityczna, niezależnie od zastosowanych parametrów zgrzewania, pomimo dobrych jakościowo wyników statycznej próby rozciągania.

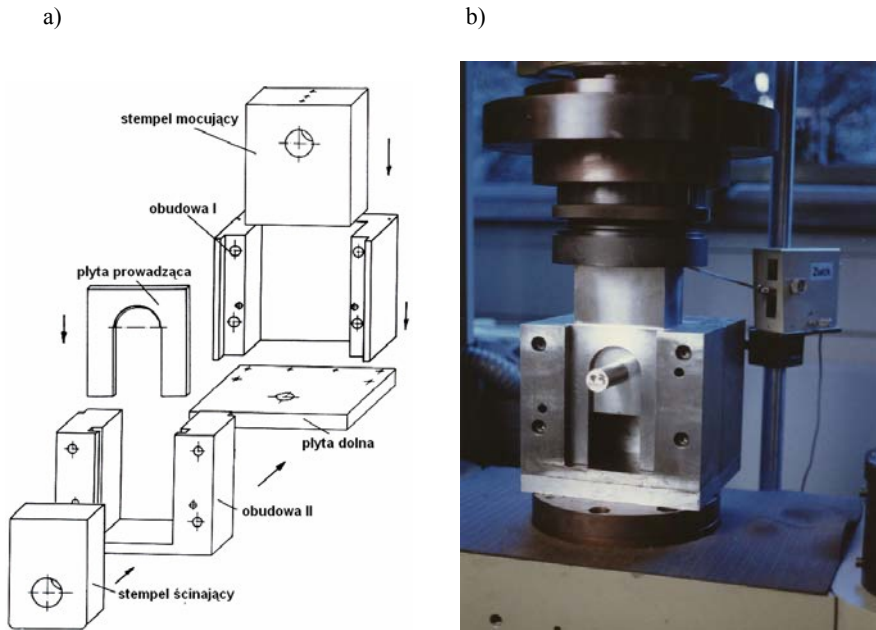
### Próba ścinania

Próbie ścinania opisuje norma PN-86/H-04321, na podstawie której określa się wytrzymałość na ścinanie. Jednak jej zaadaptowanie do oceny złączy zgrzewanych tarciowo jest problematyczne, dlatego że zalecane przyrządy są przeznaczone do ścinania materiałów jednorodnych (ścinanie w dwóch przekrojach) (rys. 7.20).

W pracy [15] przedstawiono badania nad technologiczną próbą ścinania złączy na specjalnym stanowisku, opracowanym na podstawie [69, 70], którego schemat pokazano na rys. 7.21a. Rzeczywisty wygląd przyrządu ustawionego na maszynie wytrzymałościowej, z zamocowaną próbką (rys. 7.21b). Zasadnicza różnica w budowie przyrządu do przeprowadzania próby ścinania stosowanego w badaniach różnorodnych złączy zgrzewanych, a przyrządu przedstawionego w normie PN-86/H-04321 (rys. 7.20) polega na tym, że według normy ścinanie wykonuje się w dwóch płaszczyznach, a złącza zgrzewane były ścinane w jednej płaszczyźnie (w płaszczyźnie połączenia).



Rys. 7.20. Schemat przyrządu do przeprowadzania statycznej próby ścinania: 1 – podstawa przyrządu, 2 – płyta dociskowa, 3, 4 – przyrządy ścinające, 5 – ścinany element (według PN-86/H-04321)



Rys. 7.21. Schemat przyrządu do technologicznej próby ścinania złączy zgrzewanych tarcowo (a) oraz jego widok (b)

Próbki zamocowane w przyrządzie ścinano na uniwersalnej maszynie wytrzymałościowej, przy czym rejestrowano dodatkowo przebieg siły w funkcji drogi ścinania, co umożliwiało nie tylko określenie największej siły ścinającej, ale także pola pod krzywą ścinania, czyli pracę ścinania, dla różnych okresów drogi ścinania [15, 69].

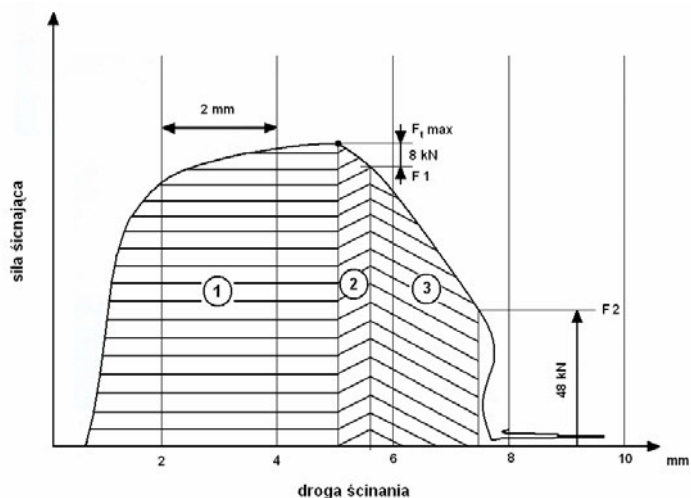
W pracy [15] dla przypadku badania złączy zgrzewanych tarcowo stop aluminium EN AW-5754–stal austenityczna, określano pracę ścinania dla trzech okresów (rys. 7.22):

- do wystąpienia maksymalnej siły ścinającej  $F_{t \max}$  (pole 1),
- do zmniejszenia siły ścinającej o 8 kN po wystąpieniu maksymalnej siły ścinającej (siła  $F_1$ , pole 1+2),
- do wystąpienia niestabilności w przebiegu siły ścinającej (pole 1+2+3, końcowy okres ścinania przy sile ścinania  $F_2$ , około 48 kN).

Prowadzone próby ścinania złączy stop aluminium EN AW-5754–stal austenityczna (rozdz. 4.2.1) pozwalają stwierdzić, że wprawdzie różnice w maksymalnej sile ścinającej złączy wykonanych z różnymi parametrami zgrzewania były nieznaczne, ale praca ścinania jest różna dla złączy wykonanych z badanymi zróżnicowanymi parametrami technologicznymi i może być istotnym wskaźnikiem oceny jakości połączenia.

### Próby udarności

Udarność określa się jako odporność materiału na obciążenia dynamiczne i jest niczym innym jak stosunkiem pracy potrzebnej na złamanie znormalizowanej próbki

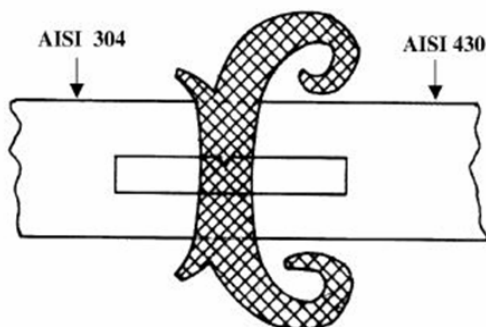


Rys. 7.22. Schemat wykresu ścinania próbek zgrzewanych tarciovo wraz z oznaczoną pracą ścinania

z karbem do przekroju pola poprzecznego tej próbki w miejscu karbu. Strefa wpływu ciepła, powstająca podczas zgrzewania tarciowego jest bardzo wąska, przebieg włókien w tym obszarze charakteryzuje się dużym odchyleniem, stąd badania udarności mają inne znaczenie niż w przypadku złączy spawanych.

Podstawą badań udarności złączy zgrzewanych tarciovo może być norma PN-EN 875:1999, która określa sposób i symbolikę umieszczenia próbki oraz karbu w próbie udarności złączy doczołowych, oraz norma PN-EN ISO 148-1:2010, zawierająca wytyczne próby udarności za pomocą młota Charpy'ego na próbkach z karbem U lub V.

Przykład pobrania próbki do badań udarności ze złącza zgrzewanego tarciovo stali o różnych właściwościach pokazano na rysunku 7.23.



Rys. 7.23. Schemat usytuowania miejsca pobrania próbki do badań udarności ze złącza zgrzewanego tarciovo stal austenityczną AISI 304 i stal ferrytyczną AISI 430 (według [152])

Po przeprowadzonym badaniu w próbce mogą wystąpić trzy charakterystyczne typy złomów:

- poślizgowy, w którym próbka zostaje zgięta w czasie przekroczenia granicy plastyczności,
- kruchy, tj. próbka pękła bez odkształceń plastycznych,
- z rozwarstwieniem, wyraźne pęknięcia wzdłuż długości próbki, wskazujące na duży stopień anizotropowości materiału spowodowany przez obróbkę plastyczną lub zanieczyszczenia.

### **Próby twardości**

Pośród trzech podstawowych rodzajów pomiarów twardości, najczęściej używana jest metoda Vickersa, przedstawiona w normie PN-EN ISO 6507. Pomiarów twardości dokonuje się na przekroju poprzecznym złącza na wytrawionym zgładzie metalograficznym. Do materiałów bardzo kruchych lub cienkich warstw, gdzie mogą być dokonywane tylko niewielkie wgłębienia, stosuje się próby mikrotwardości metodą Vickersa, lub próby twardości metodą Knoopa, przy czym najczęściej są wtedy stosowane obciążenia rzędu 200 G lub mniejsze.

Pomiary mikrotwardości są bardzo często stosowane w ocenie różnorodnych złączy zgrzewanych tarcowo, gdyż umożliwiają szybkie stwierdzenie występowania twardej, a więc kruchych mikrostruktur w strefie złącza (rozdział 4).

### **Badania korozyjne**

Dla złączy zgrzewanych tarcowo narażonych na działanie środowiska korozyjnego określa się odporność korozyjną przez badania elektrochemiczne prowadzone z użyciem potencjometru. Metodę pomiaru przedstawiono w pracach [38, 67, 152]. Potencjał w stanie uspokojonym mierzono 10 min po włożeniu próbki do elektrolitu, następnie jego anodową wartość zwiększano w tempie 2 mV/s. Potencjał, którego wartość była wyraźnie większa od pozostałych, został uznany za potencjał korozyjny i oznaczony przez  $E_{pit}$ . Próbki, które wykazywały większą wartość potencjału dodatniego, były uznane za te, które mają większą odporność na korozję.

### **Badania zmęczeniowe**

Materiał poddany zmiennym obciążeniom z czasem ulega osłabieniu, czyli zmniejsza się jego wytrzymałość lub ulega zniszczeniu wskutek pęknięcia, co nazywamy zmęczeniem. Przebieg obciążeń zmiennych w czasie określa się jako widmo obciążenia. Jest to niezwykle ważna część badań niszczących, ponieważ ocenia się, że aż 90% zniszczonych w trakcie eksploatacji części maszyn powstaje wskutek właśnie zniszczeń zmęczeniowych. Zapoczątkowane są one karbem powodującym koncentrację naprężeń. Jego obecność wywołana może być wadami, jak np. podtopienia lub inne wady powierzchniowe, bądź przyczyną strukturalną.

W czasie badań próbki poddaje się wielokrotnym obciążeniom przyczyniającym się do zmiennego stanu naprężeń. Zmienność naprężeń w czasie charakteryzują wielkości: rodzaj i wielkość naprężeń, częstotliwość i współczynnik asymetrii cyklu. Wytrzyma-

łość zmęczeniowa (granica zmęczenia) to największe naprężenie, przy którym próbka lub element nie ulega zniszczeniu po osiągnięciu umownej granicznej liczby cykli.

Głównymi czynnikami, decydującymi o wytrzymałości zmęczeniowej, są różnice między minimalnym i maksymalnym naprężeniem w cyklu naprężeń zmiennych oraz szczegóły rozwiązań konstrukcyjnych (kształt, postać), jak i jakość wykonanych złączy.

Podstawowe pojęcia i ogólne wytyczne przygotowania i przeprowadzania prób zawiera norma PN-H-04325:1976: Badanie metali na zmęczenie – Pojęcia podstawowe i ogólne wytyczne przygotowania próbek oraz przeprowadzenia prób.

### **Badania makroskopowe**

Badania makroskopowe prowadzi się za pomocą oka nieuzbrojonego lub przy powiększeniu zwykle do maksymalnie  $25\times$ . Wcześniej przygotowuje się w odpowiedni sposób zgłady metalograficzne ułatwiające ocenę materiału. Niezwykle istotnym etapem jest tu odpowiednie pobieranie próbek do badań metalograficznych, gdyż odbywa się to w sposób podobny zarówno do badań makroskopowych, jak i mikroskopowych. Naturalnie ważną rzeczą jest miejsce pobrania próbek i usytuowanie zgładu. W większości wypadków pobiera się je w poprzek połączenia, obejmując zgrzeinę, strefę wpływu ciepła i część materiału rodzimego. Następnie próbki poddane są szlifowaniu na drobnoziarnistej tarczy szlifierskiej, przy czym ważne jest, by zbyt nie nagrzać powierzchni, co mogłoby skutkować wypaczeniem wyników. W kolejnych etapach próbki szlifuje się na papierach ściernych o coraz to mniejszej ziarnistości. Po tych procesach powierzchnie zgładu trawi się w odpowiednich odczynnikach, w zależności od celu badania. Najczęściej są to roztwory kwasu lub soli, działające korodująco na metal. Umożliwia to ujawnienie niezgodności (pęknięć, przyklejeń itd.), miejsc niejednorodnych pod względem składu chemicznego i struktury, pozwalając zwłaszcza na uwidocznienie włóknistości w strefie płynięcia materiałów w złączu zgrzewanym tarciowo. Badania makroskopowe prowadzone są w celu określenia: kształtu geometrycznego przekroju poprzecznego złącza; wielkości i kształtu stref wpływu ciepła; wad makroskopowych materiału rodzimego i na powierzchni zgrzewania, stref wpływu ciepła; makrostruktury zgrzeiny oraz niejednorodności w składzie chemicznym i niejednorodności wywołanych ewentualną obróbką cieplną lub cieplno-chemiczną.

Odpowiednie przygotowanie próbek i sposoby przeprowadzania badań zawarto w normie PN-EN 1321:2000: Spawalnictwo – Badania niszczące metalowych złączy spawanych – Badania makroskopowe i mikroskopowe złączy spawanych.

### **Badania mikroskopowe**

Badania mikroskopowe prowadzi się wcześniej na przygotowanej próbce przy powiększeniach od  $50$  do  $2000\times$  za pomocą mikroskopu metalograficznego. Dzięki temu możliwe jest wykrycie takich niezgodności, jak nieciągłości materiału (tj. mikropełnienia, wtrącenia niemetaliczne i metaliczne, przyklejenia i uszkodzenia korozyjne) i nieprawidłowości strukturalne (strefy zahartowane w złączach stali niskostopowych i wysokostopowych, segregacja składników strukturalnych, gruboziarnistość związana



z przegrzaniem materiału, drobnoziarnistość wywołana dużym odkształceniem plastycznym, efekty starzenia, wydzielenia węglików na granicach ziarn w strefie wpływu ciepła stali austenitycznych itd.). Ten rodzaj badań prowadzi się po to, by ustalić budowę mikrostrukturalną występującą na powierzchni łączenia, w strefie wpływu ciepła, oraz struktury materiału rodzimego. Badania mikroskopowe umożliwiają wykrycie wad mikroskopowych oraz określenie wielkości poszczególnych stref. Przygotowanie próbek do badań wygląda niemal analogicznie do badań makroskopowych, z tym że wymagają dokładniejszego szlifowania (papierem ściernym o ziarnistości 800–1000) i polerowania za pomocą metod mechanicznych, elektrochemicznych lub chemicznych. Po przygotowaniu próbek trawi się ich powierzchnie w celu ujawnienia struktury. Tak jak w przypadku badań makroskopowych, przygotowanie próbek i sposób przeprowadzenia badań zawarto w normie PN-EN 1321:2000.

Zazwyczaj badania mikroskopowe wykonuje się z zastosowaniem mikroskopu świetlnego, ale w pracach badawczych stosuje się bardziej zaawansowane metody, a zwłaszcza mikroskopię elektronową, do określania liniowego rozkładu pierwiastków w zgrzewanych tarcowo złączach o różnych właściwościach, czy obserwacji struktur przy dużych powiększeniach (mikroskop skaningowy), badania rentgenowskie do identyfikacji faz. Ciekawym i niezwykle skutecznym sposobem do wykrywania wad materiałowych, takich jak nieciągłości wewnętrzne, powierzchniowe i podpowierzchniowe wraz z ich wielkością i lokalizacją w badanym elemencie, jest metoda ultradźwiękowa z zastosowaniem mikroskopu akustycznego [99, 104].

## 7.5. System zapewnienia jakości

Wprowadzając system zapewnienia jakości w procesie zgrzewania tarcowego, należy wziąć pod uwagę takie czynniki, jak:

- wielkość produkcji i licznosc partii,
- wymiary i konstrukcję połączeń zgrzewanych,
- koszty,
- warunki eksploatacji złącza (wyrobu).

Jednym ze składników zapewnienia jakości jest opracowanie instrukcji technologicznej zgrzewania WPS, w której należy podać szczegóły dotyczące operacji zgrzewania.

W normie PN-EN ISO 15620:2005: Zgrzewanie – Zgrzewanie tarcowe metali podano przykład takiej instrukcji technologicznej oraz metod jej uznania. Zalecane jest uznanie na podstawie badania technologii zgrzewania lub uznawanie na podstawie wcześniejszego doświadczenia. Znamienny jest fakt, że instrukcja technologiczna zgrzewania jest ważna dla konkretnej zgrzewarki i nie może być wykorzystana do pracy na innej zgrzewarce bez powtórnego kwalifikowania, chyba że uzgodniono inaczej.

Norma podaje także wytyczne dotyczące zapewnienia jakości dla złączy zgrzewanych tarcowo. Wprowadzono trzy kategorie poziomów jakości A, B lub C, którym przyporządkowano odpowiedni rodzaj badań i częstotliwość ich przeprowadzania.

Poziom zapewnienia jakości jest określany przez warunki użytkowania, zastosowane obciążenia i stopień niebezpieczeństwa w przypadku zniszczenia złącza:

- kategoria A – zniszczenie elementów zgrzewanych jest niebezpieczne dla wyrobu i środowiska,
- kategoria B – zniszczenie elementów zgrzewanych spowoduje duże szkody,
- kategoria C – zniszczenie elementów zgrzewanych spowoduje ograniczone szkody.

Dla poziomów A i B zapewnienia jakości wymagane są 100% badania wizualne, a dla poziomu C – 50%.

Ważnym miernikiem jakości złącza zgrzewanego tarciovo jest wielkość skrócenia całkowitego, stąd norma zaleca jego sprawdzanie dla 100% złączy w poziomie jakości A, 10% złączy w poziomie jakości B i 5% w poziomie jakości C.

W przypadku automatycznego procesu zgrzewania tarciowego, gdy nie jest możliwe stosowanie badań wizualnych, alternatywnie należy stosować monitorowanie parametrów zgrzewania (co najmniej: docisk tarcia, docisk spęczania, skrócenie podczas tarcia, całkowite skrócenie, czas poszczególnych faz) w skali: – 100% dla kategorii A, 50% dla kategorii B, 20% dla kategorii C.

Rejestracja parametrów przebiegu procesu zgrzewania tarciowego jest wymagana dla 100% złączy z kategorii A i przynajmniej co 6 miesięcy dla złączy z kategorii C (dla złączy z kategorii B nie określono częstotliwości rejestracji parametrów). W normie nie uściślono częstotliwości zastosowania badań niszczących złączy (mechanicznych i mikroskopowych) oraz badań nieniszczących, podając jedynie, że należy je określić dla każdej kategorii.

Dane wyników kontroli jakości powinny być gromadzone, a forma i liczba wyników powinny być uzgodnione pomiędzy stronami. Norma zaleca, aby system gwarantował, że będą procedury umożliwiające kalibrowanie zgrzewarki.

Nadrzędnym celem stosowania systemu zapewnienia jakości powinno być uzyskanie zgodnej i zadowalającej jakości zgrzein podczas operacji zgrzewania tarciowego.

## Literatura

- [1] AIDUN K. L.I.D., MARZOCCA P., *3-D thermo-mechanical analysis of friction stir welding of dissimilar metals using functionally graded material concept*. Trends in Welding Research, Proceedings of the 8th International Conference, 2009, ASM International, 726–730.
- [2] D'ALVISE L., MASSONI E., WALLOE S.-J., *Finite element modeling of the inertia friction welding process between dissimilar materials*. Journal of Materials Processing Technology, 125–126, 2002, 387–391.
- [3] AMBROZIAK A., LISON R., WATERMEYER K., *Gefuege und Eigenschaften von Reibschweisverbindungen Kupfer/TZM und Kupfer/X10 CrNiTi 18 9*. [w:] Fortschritte in der Metallographie. Berichte der VIII Internationalen Metallographie-Tagung, Leoben, 10. bis 12. Oktober 1990. Dr Riederer-Verlag, Stuttgart 1991, 671–680.
- [4] AMBROZIAK A., LISON R., RICANEK R., *Verfahren zum Verbinden von Stahl mit Aluminium- bzw. Titanlegierungsteilen und danach erhaltene Turbolader*, Patent. Bundesrepublik Deutschland, DE 4111608 A1. Zgłoszenie P 4116088.6 z 16.05.1991. Opublikowano 19.11.1992.
- [5] AMBROZIAK A., DERLUKIEWICZ W., *Kontrola parametrów w procesie zgrzewania tarcowego*. [w:] Metrologia w technikach wytwarzania maszyn. IV Konferencja, [Wrocław–Szklarska Poręba, 17–19 czerwca 1993]. Wyd. PWr., Wrocław 1993. 287–290.
- [6] AMBROZIAK A., *Friction welding of dissimilar metal joints in niobium or titanium to steel or tungsten*. Welding International. 1996, t. 10, 4, 268–273.
- [7] AMBROZIAK A., LISON R., RICANEK R., *Verfahren zum Verbinden von Stahl mit Aluminium-bzw. Titanlegierungsteilen*. Patent. Europaeische Patentschrift, EP 0 513 646 B1, B23K 20/12, F01D 5/02. Zgłoszenie 92107621.2 z 06.05.1992. Opublikowano 25.09.1996.
- [8] AMBROZIAK A., *Zgrzewanie tarcowe metali trudno topliwych w cieczy na tle innych metod spajania*. Oficyna Wyd. PWr., Wrocław 1998.
- [9] AMBROZIAK A., *Dobór warstw przejściowych dla różnoimiennych złączy zgrzewanych tarcowo*. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach. 1999, R. 43, 5, 55–58.
- [10] AMBROZIAK A., *Temperature distribution in friction welded joints of dissimilar refractory metals*, Advances in Manufacturing Sciences and Technology, Polish Academy of Science 2002, Vol. 26 (3), 39–54.
- [11] AMBROZIAK A., *Badania zgrzewanych tarcowo złączy AlMg3–stal austenityczna*. Inżynieria Materiałowa. 2003, R. 24, 6, 701–704.
- [12] AMBROZIAK A., KORZENIOWSKI M., KUSTROŃ P., *Friction welding of dissimilar metal joints with intermediate layers*. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. 2007, Vol. 21, iss. 2.
- [13] AMBROZIAK A., *Zgrzewanie tarcowe stali 42CrMo4 ze stopem aluminium AlCuMgNi*. Energetyka. 2008, z. temat. 18, 1–3.

- [14] AMBROZIAK A., LEŚNIEWSKI J., KOCIMSKI J., SUDOŁ T., *Modelowanie MES procesu konwencjonalnego zgrzewania tarcowego*. Prace Naukowe, Politechnika Warszawska. Mechanika. 2009, z. 229, 97–113.
- [15] AMBROZIAK A., KORZENIOWSKI M., WINNICKI M., *Ocena właściwości mechanicznych zgrzewanych tarcowo złączy stop aluminium EN AW-5754–stal austenityczna*. Przegląd Spawalnictwa. 2010, R. 82, 8, 3–9.
- [16] AMBROZIAK A., *Hydrogen damage in friction welded copper joints*. Materials & Design. 2010, Vol. 31, iss. 8, 3869–3874,
- [17] AMBROZIAK A., *Friction welding of titanium-tungsten pseudoalloy joints*. Journal of Alloys and Compounds. 2010, Vol. 506, iss. 2, 761–765,
- [18] AMBROZIAK A., *Carbon diffusion in friction welded joints of refractory metals in a liquid*. Materials Science and Engineering, A. Structural Materials, Properties, Microstructure and Processing. 2010, Vol. 527, iss. 24/25, 6666–6671,
- [19] AMBROZIAK A., WINNICKI M., LASKA P., LACHOWICZ M., ZWIERZCHOWSKI M., LEŚNIEWSKI J., *Badanie współczynnika tarcia w procesie zgrzewania tarcowego stalowych elementów rurowych*. [w:] XXXVIII Szkoła Inżynierii Materiałowej, Kraków–Krynica, 28 IX–1 X 2010, monografia pod red. Jerzego Pacyny. Kraków, Zakład Usług Poligraficznych, Bolesław Dębiak, 2010, 231–236.
- [20] AMBROZIAK A., WINNICKI M., LEŚNIEWSKI J., *Modelowanie procesu zgrzewania tarcowego elementów rurowych*. Górnictwo Odkrywkowe. 2010, R. 51, 3, 261–265.
- [21] AMBROZIAK A. (red.), *Podstawy wytwarzania – spawalnictwo. Laboratorium*. Oficyna Wyd. PWr., Wrocław 2011.
- [22] AOTA K., IKEUCHI K., *Friction stir welding of aluminum lap joint by tool without probe*. Welding International, Vol. 24, No. 3, March 2010, 197–205.
- [23] AOTA K., IKEUCHI K., *Development of friction stir spot welding using rotating tool without probe and its application to low-carbon steel plates*. Welding International, Vol. 23, No. 8, August 2009, 572–580, Selected from Quarterly Journal of the Japan Welding Society, 2008, 26 (1), 54–60.
- [24] AOTA K., TAKAHASHI M., IKEUCHI K., *Friction stir spot welding of aluminum to steel by rotating tool without probe*. Welding International, Vol. 24, No. 2, February 2010, 96–104.
- [25] BAEK S.-W., LEE W.-B., KOO J.-M., JUNG S.-B., *A comparative evaluation of friction-welded and brazed Ti and AISI 321 stainless steel joints*. Materials Science Forum, Vol. 580–582, 423–426.
- [26] BAKŠI O.A., *Voprosy svaročnogo proizvodstva*. Trudy ČPI, Nr 30, 1965.
- [27] BAKŠI O.A., KAČANOV L.M., *Izvestia AN SSSR. Mechanika*. Nr 2, 1965.
- [28] BAKŠI O.A., KUPIRŠLAK-JÓZEFOVIČ G.M., *Svaročnoje Proizvodstvo*, Nr 1, 1965.
- [29] BAKŠI O.A., ŠATOV A.A., *O napiženom sostojanii i deformacii tvierdego materiala v svarnych sojedinenijach s miakkoj proslojkoy*. Svaročnoje Proizvodstvo, Nr 5, 1962, 7–10.
- [30] BAKŠI O.A., ŠRON R.Z., *Pročnost pri statičeskom rastiaženii svarnych sojedinenij s miakkoy proslojkoy*. Svaročnoje Proizvodstvo, Nr 5, 1962, 6–10
- [31] BAKŠI O.A., ŠRON R.Z., *O rasčetnoj ocenkie pročnosti svarnych sojedinenij s miakkoy proslojkoy*. Svaročnoje Proizvodstvo, Nr 3, 1971, 3–5.
- [32] BOLŠAKOV M.V., MORGUNOVA N.N., VORONTSOVA T.V., *Struktura i svojstva soedennij molibdenovogo splava SM6, vypolnennyh svarkoj treniem*. Avtomatičeskaja Svarka, 1, 1975, 18–22.

- [33] BOLŠAKOV M.V., OVSJANKIN V.P., CEPUCHIN S.I., *Svarka treniem v vakuume tugo-plavkikh i žaropročnykh splavov*. Avtomatičeskaja Svarka, 6, 1972, 71–72.
- [34] CHEN Y.C., NAKATA K., *Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys*. Materials and Design, 2008, Vol. 30, 469–474.
- [35] CHEN T., LIN W.-B., *A study on dissimilar FSW process parameters in aluminum alloy and low carbon steel*. International Conference on Smart Manufacturing Application, April. 9–11, 2008 in KINTEX, Gyeonggi-do, Korea.
- [36] CHEN C. M., KOVACEVIC R., *Finite element modeling of friction stir welding – thermal and thermo-mechanical analysis*. Machine Tools & Manufacture, 43, 2003, 1319–1326.
- [37] CHENG C.J., *Transient temperature distribution during friction welding of two similar materials in tubular form*. Welding Journal, Suppl., Dec. 1962, 542–550.
- [38] CZECHOWSKI M., *Podatność na niszczenie środowiskowe złączy stopów Al-Mg spajanych wybranymi metodami*. Prace Naukowe Akademii Morskiej w Gdyni, 2009.
- [39] DELOISON D., JACQUIN D., GUERIN B., MARIE F., *Simplify models for Bobbin-Tool FSW Process*. 3<sup>rd</sup> FSW Modelling and Flow Visualisation Seminar, Geesthacht 2008.
- [40] DEVUYST T., MADHAVAN V., VAN EEKELLEN T., D’ALVISE L., *Residual stress calculation in FSW using a local-global model*. 3<sup>rd</sup> FSW Modelling and Flow Visualization Seminar, Geesthacht 2008.
- [41] DEY H.C., ASHFAQ M., BHADURI A.K., RAO K.P., *Joining of titanium to 304L stainless by friction welding*, Journal of Materials Processing Technology, 209, 2009, 5862–5870.
- [42] DIES K., *Kupfer und Kupferlegierungen in der Technik*. Springer Verlag, Berlin–Heidelberg–New York 1967.
- [43] DOBRZAŃSKI L.A., *Metalowe materiały inżynierskie*. WNT, Warszawa, 2004.
- [44] DREWS P., MEYER B., *Vergleichende Betrachtung der Reibschweißverfahren*. Sondertagung, Abbrennstumpf- u. Reibschweiß. DVS-Band 77, 46–51, Braunschweig 1983.
- [45] DUFFIN F. D., BAHRANI A. S., *The mechanics of friction welding mild steel*. Metal Constr., 1976, 6, 267–271.
- [46] DUNKERTON B., JOHANSEN A., FRICH S., *Radial friction welding for offshore pipelines*. Welding Journal, July 1987, 40–47.
- [47] ELLIOTT S., WALLACH E.R., *Joining aluminum to steel*. Metal Construction, March 1981.
- [48] FROMM E., GEBHARDT E., *Gase und Kohlenstoff in Metallen*, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York 1976.
- [49] FU L., DUAN L., *The coupled deformation and heat flow analysis by finite element method during friction welding*. Welding Journal, 77, 5, 1998, 202–207.
- [50] FUJI A., NORTH T.H., AMEYAMA K., *Improved mechanical properties in dissimilar Ti-AISI 304 joints*. Journal of Materials Science, 31 (3), 1996, 819–827.
- [51] FUJI A., NORTH T.H., AMEYAMA K., FUTAMATA M., *Improved tensile strength and bend ductility of titanium/AISI 304L stainless steel friction welds*. Materials Science and Technology 8 (3), 1992, 219–235.
- [52] FUKUMOTO S., OHASHI M., TSUBAKINO H., OKITA K., ARITOSHI M., TOMITA T., GOTO K., *Microstructure of friction welded joint of 6061 aluminum alloy to 304 stainless steel*. Journal of Japan Institute of Light Metals, 48, 1998, 36–41.
- [53] FUKUMOTO S., TSUBAKINO H., OKITA K., ARITOSHI M., TOMITA T., *Microstructure of friction weld interface of 1050 aluminum to austenitic stainless steel*. Material Science Technology 14, 1998, 333–338.

- [54] FUKUMOTO S., TSUBAKINO H., OKITA K., ARITOSHI M., TOMITA T., *Friction welding process of 5052 aluminum alloy to 304 stainless steel*. Materials Science and Technology; Sep. 1999, 15, 9, Pro Quest Science Journals, 1080–1086.
- [55] FUKUMOTO S., TSUBAKINO H., OKITA K., ARITOSHI M., TOMITA T., *Amorphization by friction welding between 5052 aluminum alloy and 304 stainless steel*. Scripta Materialia, 42, 2000, 807–812.
- [56] GELMAN A.S., *O prirode svarki treniem*. Avtomatičeskaja Svarka, 1965, 3, 5–10.
- [57] GILBREATH W.P., *Definition and evaluation of parameters with influence the adhesion of metals*. Symposium on adhesion of cold welding materials in space environments, Philadelphia 1967.
- [58] GOLAŃSKI D., *Modelowanie naprężeń własnych termicznych w złączach ceramiczno-metalowych*. Oficyna Wyd. Politechniki Warszawskiej, Warszawa, 2008.
- [59] GRÜNAUER H., HORN H., SIMANOWSKI R., *Verbinden von Metallen und Keramik mit Hilfe der Reibschweißtechnik*. Metall, 46, H. 3, 1992.
- [60] GURČEV A.W., BAGMUTOV V.P., CHESIN J.D., BOJKOV L.V., *K voprosu o roščetnoj pročnosti sostavnyh obrazcov s miakkoj proslojkoy pri statičeskom rastiaženii*. Problemy Pročnosti, Nr 1, 1970.
- [61] HASUI A., FUKUSHIMA S., *On the torque in friction welding*. Transactions of the Japan Welding Society, April 1977, 1, 26–32.
- [62] HEBDA M., WACHAL A., *Trybologia*. WNT, Warszawa, 1980.
- [63] HIRSCH v. J., KNOTHE W., *Beispiele konstruktionsgeschweissten Bauteile des Grundwerkstoffes Gusseisen mit Kugelgraphit und verschiedenen Stahlqualitäten*. Düsseldorf, VDI Berichte, 1988, 698, 191–204.
- [64] HORN H., *Drehenfügen. Metalle und Keramiken verbinden mit der Technik des Reibschweissens*. Maschinenmarkt, 1989, H. 34, 120–125.
- [65] INKSON B.J., THREADGILL P.L., *Friction welding of FeAl40 Grade 3 ODS alloy*. Materials Science and Engineering, 258 (1998), 313–318.
- [66] ISMAIL Z.H., *Microstructure and mechanical properties developed by thermomechanical treatment in an AlMgSi alloy*. Scripta Metalurgica et Materialia, Vol. 32 (3), 1995, 457–462.
- [67] JARIYABOON M., DAVENPORT A.J., AMBAT R., CONNOLLY B.J., WILLIAMS S.W., PRICE D.A., *Effect of cryogenic cooling on corrosion of friction stir welded AA7010-T7651*. Anti-Corrosion Methods and Materials, 2, Vol. 57, 2010.
- [68] JAYABHARATH K., ASHFAQ M., VENUGOPAL P., ACHAR D.R.G., *Investigations on the continuous drive friction welding of sintered powder metallurgical (P/M) steel and wrought copper part*. Materials Science and Engineering A, 454–455, 2007, 114–123.
- [69] JESSOP T. J., DINSDALE W. O., *Mechanical testing of dissimilar metal friction welds*. Welding Research International, 1976, 6, 1–22.
- [70] 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, 49, 23–36.
- [71] KARAKAZOV E.S., *Sojedinienije mietallov v tvierdoj fazie*. Metalurgija. Moskva 1976.
- [72] KAWAI G., OGAWA K., OCHI H., TOKISUE H., *Friction weld ability of aluminum to carbon steel*. Welding International, 14 (2), 2000, 101–107.
- [73] KHALED T., *An outsider looks at friction stir welding*. Report ANM-112N-05-06, July 2005, FAA.

- [74] KHOSA S., WEINBERGER T., ENZINGER N., *Investigation of thermomechanical response of workpiece during friction stir spot welding*, 3<sup>rd</sup> FSW Modelling and Flow Visualisation Seminar, Geesthacht, 2008.
- [75] KIKUCHI, M., TAKEDA H., MOROZUMI S., *Bonding Interfaces in Friction- and Explosive-Welded Aluminum and Steel Joints*. Journal of Japan Institute of Light Metals, 33 (3), 1984, 165–173.
- [76] KIMURA M., KUSAKA M., KAIZU K., FUJI A., *Effect of friction welding condition on joining phenomena and tensile strength of friction welded joint between pure copper and low carbon steel*. Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering, Vol. 3, No 2, 2009, 187–198.
- [77] KLIMPEL A., SZYMAŃSKI A., *Kontrola jakości w spawalnictwie*, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 1992.
- [78] KORNEEV N.J. i inni, *Obrabotka davlenijem tugoplavkich metallov i splavov*. Metallurgija, Moskva, 1975.
- [79] KORNILOV I.I., MATVEEVA N.M., PRJACHINA L.I., POLAKOVA R.S., *Metallochi-mičeskie svojstva elementov periodičeskoj sistemy*. Nauka, Moskva 1966.
- [80] KORZYŃSKI M., *Metodyka eksperymentu*. WNT, Warszawa 2006.
- [81] KOWALCZYK L., *Łączenie metali w stanie stałym w procesach obróbki plastycznej*. WNT, Warszawa 1988.
- [82] KRAGELSKI I. V., *Reibung und Verschleiss*. Carl Hanser Verlag, München 1971.
- [83] KRASULIN J.L., SORSOROV M.H., *O mechanizme obrazovanja soedinenija raznorodnych materialov v tverdom sostojanii*. Fizika i Chimija Obrabotki Materialov, 1, 1967, 89–97.
- [84] KRZYŃSKA A., *Struktura i własności mechaniczne połączeń ceramika  $Al_2O_3$ -Cu*. Praca doktorska, Politechnika Warszawska, 2002.
- [85] KUBISZYN I., PIETRAS A., *Modelowanie numeryczne procesu zgrzewania tarczowego pre-  
tów*. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa, 6, 2002, 36–40.
- [86] KUMAR S.S., ABILASH P.M., RAMAMURTHI K., *Thermal contact conductance for cylindrical and spherical contacts*. Heat and Mass Transfer, 40, 2004, 679–688.
- [87] KUSCU H., BECENEN I., SAHIN M., *Evaluation of temperature and properties at interface of AISI 1040 steels joined by friction welding*. Assembly Automation, 28/4, 2008, 308–316.
- [88] KVAČEV V.G., *Vybor optimalnogo režima kontaktnoj točennoj svarki metodom planirovanija eksperimenta*. Avtom. Svarka. Nr 2 (215), 1971, 26–28.
- [89] KWON Y.J., SHIGEMATSU I., SAITO N., *Dissimilar friction stir welding between magnesium and aluminum alloys*. Materials Letters, 62, 2008.
- [90] KASKA P., *Badanie momentu tarcia w procesie zgrzewania tarczowego elementów rurowych*, praca dyplomowa, Politechnika Wroclawska, Wydział Mechaniczny, Wrocław 2010.
- [91] LAWROWSKI Z., *Tribologia. Tarcie, zużywanie i smarowanie*. PWN, Warszawa 1993.
- [92] LEBEDEV V.K., ČERNENKO I.A., VILL V.I., *Svarka treniem. Spravočnik*. Mašinostroenie, Leningrad, 1987.
- [93] LEBEDEV V.K., MIRGOROD J.A., GORDONNAJA A.A., *Pričiny obrazovanja defektov tipa "blestjaščije kolca" pri svarke treniem*. Avtomatičeskaja Svarka, 1988, 12, 12–15.
- [94] LEE W.B., JUNG B., *Void free friction stir weld zone of the dissimilar 6061 aluminum and copper joint by shifting the tool insert location*. Materials Research Innovations, 8 (2), 2004, 93–96.
- [95] LEE W.-B., KIM Y.-J., JUNG S.-B., *Effects of copper insert layer on the properties of friction welded joints between TiAl and AISI 4140 structural steel*, Intermetallics 12, 2004, 671–678.

- [96] LEICHTRIED G., STICKER R., KNABL W., *Refractory metals and alloys*. Springer Handbook of Condensed Matter and Materials Data, Chapter 1.9. Springer-Verlag, Berlin–Heidelberg–New York 2005
- [97] LEITÃO C., LEALA R. M., RODRIGUES D. M., VILAÇA P., LOUREIRO A., *Material flow in friction stir welding*, Microscopy and Microanalysis 14 (supp 3), 2008.
- [98] LI W.-Y., MA T.J., YANG S.Q., XU Q.Z., ZHANG Y., LI J.L., LIAO H.L., *Effect of friction time on flash shape and axial shortening of linear friction welded 45 steel*. Materials Letters, 62, 2008, 293–296.
- [99] LIENERT T.J., NAGY P.B., BAESLACK W.A., *Ultrasonic characterization of microstructures in inertia friction weld on sic-reinforced 8009 aluminum*. Welding Journal, Research Supplement, 77, 1998, 145.
- [100] 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.
- [101] LISON R., BACHNER E., *Reibschweißen von Sondermetallen und Werkstoffkombinationen, die ein Sondermetall enthalten*. 2. Sondertagung Abbrennstumpf- und Reibschweißen, Aachen, Sept. 1987, 187–202.
- [102] LISON R., *Schweißen und Löten von Sondermetallen und ihren Legierungen*. Düsseldorf, DVS-Verl., Bd. 118, 1996.
- [103] LISON R., *Wege zum Stoffschluss über Schweiß- und Lötprozesse*. Fachbuchreihe Schweißtechnik, DVS Verlag Bd.131, 1998.
- [104] LITNIEWSKI J., *An acoustic microscope for microflaw inspection and subsurface imaging*. Archives of Acoustics, 26, 1, 2001, 25–36.
- [105] LIU P., SHI Q., WANG W., WANG X., ZHANG Z., *Microstructure and XRD analysis of FSW joints for copper T2 aluminium 5A06 dissimilar materials*. Materials Letters. 2008, 62.
- [106] LIWEN Z., CHENGDONG L., SHAOAN O., YONGSI Y., WENHUI Z., SHEN O., JINGHE W., *Numerical simulation of inertia friction welding process of GH4169 alloy*. J. Phys. IV France, Vol. 120, Décembre 2004, 681–687.
- [107] LUGSCHEIDER E., ECK R., ETTMAYER P., *Chrom, Molybdän, Wolfram und ihre Legierungen als Hochtemperatur- und Verschleißschutzwerkstoffe*. Radex-Rundschau, 1983, H. 1/2, 52–84.
- [108] MAALEKIAN M., KOZESCHNIK E., BRANTNER H. P., CERJAK H., *Comparative analysis of heat generation in friction welding of steel bars*, Acta Materialia 2008, Vol. 56, 2843–2855.
- [109] MAEDA M., LIU H., FUJII H., SHIBAYANAGI T., *International Inst. of Welding Pre-assembly Meeting on Friction Stir Welding*, Nagoya University, Nagoya, Japan, 9 July 2004.
- [110] MANJUBHARGAVI V., CHAKRAVARTHY P., VENUGOPAL P., D.R.G ACHAR D.R.G., *Influence of rubbing profile on friction welding of pre-strained aluminum to copper*, Second International Conference on Emerging Trends in Engineering and Technology, ICETET-09, 2009, 510–514.
- [111] MASSALSKI T.B., OKAMOTO H., SUBRAMANIAN P. R., KACPRZAK L., *Binary alloy phase diagrams*, 2nd Edition. ASM International, 1990.
- [112] MECHNER K., KLOCK H., *Grenzflächengefüge von Reibschweisverbindungen aus Aluminium und Stahl*. Aluminium, Nr 11, 1983.
- [113] MESHRAM S.D., MOHANDAS T., REDDY G.M., *Friction welding of dissimilar pure metals*. Journal of Materials Processing Technology, 184, 2007, 330–337.



- [114] MICHALSKI R., KAMIŃSKI Z., *Zgrzewanie tarciove*. WNT, Warszawa 1975.
- [115] MISHRA R. S., MAHONEY M.W., *Friction stir welding and processing*. United States of America, ASM International, 2007.
- [116] MISHRA R.S., ISLAMGALIEV R.K., NELSON T.W., HOVANSKY Y., MAHONEY M.W., *Abnormal grain growth during heat treatment in friction stir processed 7050 and 2519 aluminum alloys*, *Friction Stir Welding and Processing*, 205–216, Indianapolis, IN, Nov. 2001
- [117] MOAL A., MASSONI E., *Finite element modeling of the inertia welding of two similar parts*, *Engineering with Computers* 1995, Vol. 12 (6), 479–512.
- [118] MURR L.E., LIU G., MCCLURE J.C., *Dynamic recrystallization in friction stir welding of aluminum alloy 1100*. *Journal of Materials Science* 16, 1997, 1801–1803.
- [119] MURR L.E., *A review of FSW research on dissimilar metal and alloy systems*, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 19(8), 2010.
- [120] MYŚLIWIEC M., *Ciepłno-mechaniczne podstawy spawalnictwa*. WNT, Warszawa 1972.
- [121] NA S.-J., *Das Reibschweissen ungleichartiger Metalle*. Praca doktorska TU Braunschweig, 1983.
- [122] NANDAN R., DEBROY T., BHADESHIA H.K.D.H., *Recent advances in friction stir welding-process*, *Weldment Structure and Properties*, Cambridge 2008, 35–45.
- [123] NENTWIG A., *Reibschweissen von Wolfram*. Praca doktorska, TU München, 1986.
- [124] NOH M.Z., HUSSAIN L.B., AHMAD Z.A., *Alumina-mild steel friction welded at lower rotational speed*. *Journal of Materials Processing Technology*, 204, 2008, 279–283.
- [125] NOWACKI J., *Spiekane metale i kompozyty z osnową metaliczną*. WNT, Warszawa 2005.
- [126] OCHI H., OGAWA K., YAMAMOTO Y., SUGA Y., *Friction welding of aluminum alloy and steel*. *International Journal of Offshore and Polar Engineering*, Vol. 8, No. 2, Juni 1998.
- [127] OCHI H., OGAWA K., YAMAMOTO Y., FUJII K., SUGA Y., *Influence of welding condition on strength of aluminum alloy to copper friction welded joints*. *Proceedings of the Ninth (1999) Int. Offshore and Polar Engineering Conference*, Brest, France, May 30–June 4, 1999.
- [128] OCHI H. i inni, *Evaluation of tensile strength of friction-welded joints of copper to various metals*. *Proceedings of the Sixteenth (2006) Int. Offshore and Polar Engineering Conf.*, San Francisco, USA, May 28–June 2006, 165–169.
- [129] OUYANG J. H., KOVACEVIC R., *Material flow and microstructure in the friction stir butt welds of the same and dissimilar aluminum alloys*. *Journal of Materials Engineering and Performance*. Vol. 11, No 1, 2002, 51–63.
- [130] OUYANG J., YARRAPAREDDY E., KOVACEVIC R., *Microstructural evolution in the friction stir welded 6061 aluminum alloy (T6-temper condition) to copper*. *Journal of Materials Processing Technology* 172, 2006, 110–122.
- [131] ÖZDEMİR N., *Investigation of the mechanical properties of friction-welded joints between AISI 304L and AISI 4340 steel as a function rotational speed*. *Materials Letters* 59, 2005, 2504–2509.
- [132] PIETRAS A., *Nieciągłości struktury w złączach stali szybkołączonych z konstrukcyjnymi zgrzewanymi tarciove*. *Mechanizm powstawania i zakres występowania*. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, 2, 1996, 27–32.
- [133] PIETRAS A., MIARA D., *Monitorowanie procesów zgrzewania tarciovego*. *Wirtualny Nowy Przemysł*. 2008-09-29. [http://www.wnp.pl/drukuj/4902\\_2.html](http://www.wnp.pl/drukuj/4902_2.html) (02.01.2011)
- [134] PIETRAS A., ZADROGA L., *Rozwój metody zgrzewania tarciovego z mieszaniem materiału zgrzeiny (FSW) i możliwości jej zastosowania*. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, 5, 2003, 148–154.

- [135] PIETRAS A., ZADROGA L., ŁOMOZIK M., *Charakterystyka zgrzeiny utworzonej metodą zgrzewania z mieszaniem materiału zgrzeiny (FSW)*. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa, 3, 2003, 34–38.
- [136] PIETRAS A., ADAMIEC J., *Zgrzewanie aluminium z miedzią metodą FSW*. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa, 5, 2005, 133–137.
- [137] PILARCZYK J. (red.), *Poradnik inżyniera – spawalnictwo T. 1, 2*, WNT, Warszawa 2003–2005.
- [138] PREUSS M., WITHERS P.J., BAXTER G.J., *A comparison of inertia friction welds in three nickel base superalloys. Part I, Metallurgical Characterization*. Metallurgical and Materials Transactions. A(33A), 2002, 110.
- [139] PREUSS M., PANG J.W.L., WITHERS P.J., BAXTER G.J., *Inertia welding nickel-based superalloy, Part II. Residual stress characterization*. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, Vol. 33, No. 10, 3227–3234.
- [140] QINGHUA L., FUGUO L., MIAOQUAN L., QIONG W., LI F., *Finite element simulation of deformation behavior in friction welding of Al-Cu-Mg alloy*, Journal of Materials Engineering and Performance, December 2006, 627–633.
- [141] RAEVSKA S., *Reduction of stress introduced during the diffusion bonding of dissimilar materials*. Journal of Materials Processing Technology, 77, 1998, 50–53.
- [142] ROVEN H.J., NESBOE H., WERENSKIOLD J.C., SEIBERT T., *Mechanical properties of aluminum alloys processed by SPD, Comparison of different alloy systems and possible product areas*. Materials Science and Engineering A, 410–411, 2005, 426–429.
- [143] RYKALIN N.N., PUGIN A.I., VASILJEVA V.A., *Nagrev i ochłodzenie sterżnej pri stykovej svarke treniem*. Svaročnoe Proizvodstvo, 1959, 10, 15–18.
- [144] SAHIN M., *Joining with friction welding of high-speed steel and medium-carbon steel*. Journal of Materials Processing Technology, 168, 2005, 202–210.
- [145] SAHIN M., *Evaluation of the joint-interface properties of austenitic-stainless steels (AISI 304) joined by friction welding*. Materials and Design, 28, 2007, 2244–2250.
- [146] SAHIN M., *Joining of stainless and copper materials with friction welding*. Industrial Lubrication and Tribology, 61/6, 2009, 319–324.
- [147] SAHIN M., AKATA H.E., *An experimental study on friction welding of medium carbon and austenitic stainless steel components*, Industrial Lubrication and Tribology, Vol. 56, Issue 2, 2004, 122–129.
- [148] SAHIN M., AKATA H. E., GULMEZ T., *Characterization of mechanical properties in AISI 1040 parts welded by friction welding*. Materials Characterization, 58, 2007, 1033–1038.
- [149] SANTOS T., VILACA P., COUNTINHO L., *Computational tools for analytical modeling and NDT techniques of FSW*. 3<sup>rd</sup> FSW Modelling and Flow Visualisation Seminar, Geesthacht (2008).
- [150] SATO Y.S., PARK H., MICHUUCHI M., KOKAWA H., *Constitutional liquation during dissimilar friction stir welding of Al and Mg alloys*. Scripta Materialia. 50, 2004, 1233–1236.
- [151] SATO Y.S., SHIOTA A., KOKAWA H., OKAMOTO K., YANG Q KIM C., *Effect of interfacial microstructure on lap shear strength of friction stir spot weld of aluminum alloy to magnesium alloy*. Science and Technology of Welding and Joining, 15(4), 2010, 319–324.
- [152] SATYANARAYANA V.V., REDDY G.M., MOHANDAS T., *Dissimilar metal friction welding of austenitic-ferritic stainless steels*. Journal of Materials Processing Technology, 160, 2005, 128–137.

- [153] SELI H., ISMAIL A. I., RACHMAN E., AHMAD Z. A., *Mechanical evaluation and thermal modeling of friction welding of mild steel and aluminum*. Journal of Materials Processing Technology, 210, 2010, 1209–1216.
- [154] SENKARA J., *Sterowanie energią adhezji pomiędzy molibdenem i wolframem a ciekłymi metalami w procesach spajania*. Wyd. Politechniki Warszawskiej, Warszawa 1993.
- [155] SENKARA J., ZHANG H., *Mechanizm i czynniki technologiczne wpływające na pękanie stopu AlMg3 podczas wielopunktowego zgrzewania rezystancyjnego*. Przegląd Spawalnictwa, 9–10, 2006.
- [156] SEREGIN A., SEREGIN A.S., *Svarka metallov treniem bez iskusstvennogo tormożenja*. Svaročnoe Proizvodstvo, 1982, 9, 11–13.
- [157] SEREGIN A., SEREGIN A.S., *Issledovanie stadii tormożenija pri svarke stalej treniem*. Avtomatičeskaja Svarka, 1983, 11, 30–34.
- [158] SEREGIN A., SEREGIN A.S., *Issledovanie stadii tormożenija pri svarke treniem medi so stalju*. Avtomatičeskaja Svarka, 1984, 4, 39–41.
- [159] SHAMANIANA M., SALEHIA M., SAATCHIA A., NORTH T.H., *Influence of Ni interlayers on the mechanical properties of Ti6Al4V/(WCCo) friction welds*. Materials and Manufacturing Processes, Vol. 18, No. 4, 2003, 581–598.
- [160] SHMIDT H., HATTEL J., *Modelling material flow and heat generation in FSW*, 3<sup>rd</sup> FSW Modelling and Flow Visualisation Seminar, Geesthacht 2008.
- [161] SŁUŻALEC A., *Thermal effects in friction welding*. International Journal of Mechanical Science 1990, Vol. 32 (6) 467–478.
- [162] SONG M., KOVACEVIC R., *A new heat transfer model for friction stir welding*. SME Technical Paper, Jan. 10, 2002.
- [163] SONG M., KOVACEVIC R., *Thermal modeling of friction stir welding in a moving coordinate system and its validation*. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 43, 2003, 605–615.
- [164] SUNDARESAN S., MURTI K.G.K., *The formation of intermetallic phases in aluminum–austenitic stainless steel friction welds*. Material Forum 17, 1993, 301–307.
- [165] ŠATOV A. A., *Voprosy svaročnogo proizvodstva*. Trudy ČPI, Nr 30, 1965.
- [166] ŠATOV A. A., *O vovlečenii tverdoj proslojki v plastyčeskiju deformaciju*. Trudy ČPI, Nr 63, 1968, 102–108.
- [167] TAKEHIKO T., YOSHINORI S., YUUTA K., RIICHI S., JUNICHI K., SUSUMU H., *Numerical analysis of pre-heating by solid friction process, A study on friction stir welding with heating*. Welding International, Vol. 24, No. 8, August 2010, 620–626.
- [168] THOMAS W. M., WESTGATE A., *Friction surfacing*. II Sondertagung, Abbrennstumpf- und Reibschweissen, Sept. 1987, Aachen, 124–140.
- [169] THOMAS W. M., *Friction stir butt welding*. GB patent 9125978, 6.12.1991. International Patent Application PCT/GB92/02203.
- [170] THOMAS W. M., NORRIS I. M., STAINES D. G., WATTS E. R., *Friction stir welding—process developments and variant techniques*, The SME Summit, Oconomowoc, Milwaukee, USA, 3–4 August 2005.
- [171] TROUGHTON M. J., *Handbook of Plastics Joining, A Practical Guide*. William Andrew Publishing, Cambridge, 2008.
- [172] TRUTNEV V.V., ŠORŠONOV M. H., *Diffuzjonnoj svarka austenitnoj stali s alumiem i jevo splavami*. Svar. Proizv. Nr 10, 1967.

- [173] TSUCHIYA K., KAWAMURA H., *Mechanical properties of Cu-Cr-Zr alloy and SS316 joints fabricated by friction welding metod.* Journal of Nuclear Materials, 233–237, 1996, 913–917.
- [174] UZUN H., DALLEDONNE C., ARGAGNOTTO A., GHIDINI T., GAMBARO C., *Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 To X5CrNi18–10 stainless steel.* Materials and Design. 2005, 26.
- [175] UZLOV A.A. i inni, *Ocenka optimalnych uslovij svarki stykovykh soedinenij bimetalliceskikh (titan–stal) plastin.* Avtomatičeskaja Svarka, 1987, 11, 6–8.
- [176] VAIRIS A., *Investigation of frictional behavior of various materials under sliding conditions.* European Journal of Mechanics, A/Solids, Vol. 16, No. 6, 1997, 929–945.
- [177] VILL V. I., *Svarka metallov treniem.* Mašinostroenije, Leningrad 1970.
- [178] WALCZAK W., *Zgrzewanie wybuchowe metali,* WNT, Warszawa 1989.
- [179] WANG H., COLEGROVE P., *Heat generation and process optimization in friction stir welding.* 3<sup>rd</sup> FSW Modelling and Flow Visualisation Seminar, Geesthacht 2008.
- [180] WANG K. K., NAGAPPAN P., *Transient Temperature Distribution in Inertia Welding of Steels.* Welding Journal, Sept. 1970, 419–426.
- [181] WEISS H. D., HAZLETT T. H., *The role of material properties and interface temperatures in friction welding dissimilar metals.* ASME Paper 66-MET–8. 1966.
- [182] WŁOSIŃSKI W., *Połączenia ceramiczno-metalowe.* PWN, Warszawa, 1984.
- [183] WŁOSIŃSKI W., *The joining of advanced materials,* Oficyna Wyd. Politechniki Warszawskiej, Warszawa 1999.
- [184] WŁOSIŃSKI W., CHMIELEWSKI T., TORZEWSKI A., *Joining of alumina ( $Al_2O_3$ ) with metals by the friction welding method.* Proc. 111<sup>st</sup> Int. Conference on Advanced in Production Engineering, Warsaw 2004, 9–19.
- [185] WŁOSIŃSKI W., CHMIELEWSKI T., KUCHARCZYK M., *Spajanie tarciove stopów NiAl i FeAl ze stalą węglową St3S.* Przegląd Spawalnictwa, 1, 2004.
- [186] XUE P., XIAO B.L., NI D.R., MA Z.Y., *Enhanced mechanical properties of friction stir welded dissimilar Al–Cu joint by intermetallic compounds.* Materials Science and Engineering A, 2010, 527.
- [187] YANG L., *Modelling of the inertia welding of Inconel 718.* Praca doktorska, University of Birmingham, 2010.
- [188] YILBAS B. S., SAHIN A. Z., COBAN A., ABDUL ALEEM B. J., *Investigation into the properties of friction-welded aluminium bars.* Journal of Material Processing Technology, 54, 1995, 76–81.
- [189] YILBAS B. S., SAHIN A. Z., KAHRAMAN N., GARNI A. Z., *Friction welding of St–Al and Al – Cu materials.* Journal of Materials Processing Technology, 49, 1995, 431–443.
- [190] YOON H.-K., KONG Y.-S., KIM S.-J., KOHYAMA A., *Mechanical properties of friction welds of RAFs (JLF–1) to SUS 304 steels as measured by the acoustic emission technique.* Fusion Engineering and Design, 81, 2006, 945–950.
- [191] YÜNCÜ H., *Thermal contact conductance of nominally flat surfaces.* Heat and Mass Transfer, 2007, Vol. 44, No. 2, 273.
- [192] ZABAWA J., *Planowanie eksperymentu w hybrydzie symulacja-system wspomaganie decyzji.* Prace Naukowe Instytutu Organizacji i Zarządzania Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 2005, Vol. 77, 19, 133–147.
- [193] ZHANG Q. Z., ZHANG L.W., LIU W.W., ZHANG X.G., ZHU W.H., QU S., *3D rigid viscoplastic FE modeling of continuous drive friction welding process.* Science and Technology of Welding & Joining, 2006, Vol. 11, 737–743.

- [194] ZHANG Z.L., GUNDERSEN Ø., AUNE R., ØDEGÅRD J., GRONG Ø., *A method for retrieving temperature and microstructure dependent. Apparent yield strength for aluminum alloys*. Computational Materials Science, 34, 2005, 35–45.
- [195] ZIMMERMANN J., *Analiza zjawisk termo-mechanicznych i dyfuzyjnych w procesie zgrzewania tarcowego ceramiki z metalami na przykładzie  $Al_2O_3-Al$* . Praca doktorska, Pol. Warszawska, 2006.
- [196] ZIMMERMAN J., WŁOSIŃSKI W., LINDEMANN Z.R., *Thermo-mechanical and diffusion modeling in the process of ceramic–metal friction welding*. Journal of materials Processing Technology. Vol. 209, Issue 4, 19 February 2009, 1644–1653.

## Wykaz norm

- [197] ISO 7438,2006 – Metale – Próba zginania.
- [198] PN-86/H-04321, 1986 – Metale – Próba ścinania.
- [199] PN-EN 875, 1999 – Spawalnictwo – Badania niszczące spawanych złączy metali – Próba udarności. Usytuowanie próbek, kierunek karbu i badanie.
- [200] PN-EN 1321, 2000 – Spawalnictwo – Badania niszczące metalowych złączy spawanych – Badania makroskopowe i mikroskopowe złączy spawanych.
- [201] PN-EN 1711, 2002 – Badanie nieniszczące złączy spawanych – Badanie prądami wirowymi złączy spawanych poprzez analizę płaszczyzny zespolonej.
- [202] PN-EN ISO 148–1, 2010 – Metale – Próba udarności sposobem Charpy’ego – Część 1, Metoda badania.
- [203] PN-EN ISO 15620, 2005 – Zgrzewanie – Zgrzewanie tarcowe metali.
- [204] PN-EN ISO 17638, 2010 – Badanie nieniszczące spoin – Badanie magnetyczno-proszkowe.
- [205] PN-EN ISO 23277, 2010 – Badanie nieniszczące spoin – Badanie penetracyjne spoin – Poziomy akceptacji.
- [206] PN-EN ISO 6507–1,2007 – Metale – Pomiar twardości sposobem Vickersa – Część 1, Metoda badania.
- [207] PN-H-04325, 1976 – Badanie metali na zmęczenie – Pojęcia podstawowe i ogólne wytyczne przygotowania próbek oraz przeprowadzenia prób.
- [208] PN-M–69710, 1988 – Spawalnictwo – Próba statyczna rozciągania doczołowych złączy spawanych.

## Friction welding of materials with various properties

The presented monograph is dedicated to a bonding method that is highly competitive and energy-saving in comparison to the traditional bonding methods. The study is particularly distinguished by undertaking the subject of bonding materials with various properties, in many cases the ones that can not be bonded with different methods. Presented are results of own research and published by other authors involved in the subject of friction welding of the very large group of material pairs, both metal-metal (e.g. copper–aluminium, copper–steel, aluminium–titanium, austenitic steel–ferritic steel, titanium–tungsten, titanium–vanadium, titanium–zirconium), metal-ceramic (e.g.  $\text{Al}_2\text{O}_3$ –steel) and composite bonds (e.g. NiAl–steel, TiAl–steel). The presented results constitute a very large set of data concerning possibilities and problems that happen at bonding materials with dissimilar structure and properties. This is some complete entirety based on own research results and on those obtained by other world-wide academic centres, containing a comprehensive review and summary of the issues related to friction welding of dissimilar materials, like numerous metallic materials, alloys, ceramics, intermetallics and composites.

Described are theoretical basics of bonding materials in solid state and issues of joining materials with different (dissimilar) properties. Moreover, characteristics of traditional friction welding process and the Friction Stir Welding (FSW) method are presented. Problems of friction welding of selected materials with various properties are extensively analysed. Issues of modelling stresses in friction-welded joints (traditionally and by FSW) are discussed.

A separate chapter is dedicated to the role of an interlayer applied between two materials to be bonded. Role of the interlayer is to enable bonding in the case when the materials can not be joined directly or to increase strength of the created joint. Analysed is the effect of a soft and hard interlayer (spacer) on strength of the welded joint.

Analysis of widely understood inspection of welded joints, irregularities in joints as well as non-destructive and destructive testing methods of friction-weld presented.

