

Izabela Kalemba-Rec

**Zgrzewanie tarciove
z mieszaniem materiału (FSW)
wysokowytrzymałych
stopów aluminium
obrabialnych cieplnie
ze stopami
nieobrabialnymi cieplnie**



**WYDAWNICTWA AGH
KRAKÓW 2026**

Izabela Kalemba-Rec

**Zgrzewanie tarciove
z mieszaniem materiału (FSW)
wysokowytrzymałych
stopów aluminium
obrabialnych cieplnie
ze stopami
nieobrabialnymi cieplnie**



WYDAWNICTWA AGH
KRAKÓW 2026

Wydawnictwa Akademii Górniczo-Hutniczej im. Stanisława Staszica w Krakowie

© Wydawnictwa AGH, Kraków 2026

Publikacja może być rozpowszechniana zgodnie z licencją Creative Commons CC BY 4.0

ISBN 978-83-68219-99-9 (print)

ISBN 978-83-68728-00-2 (PDF)

<https://doi.org/10.7494/978-83-68219-00-2>

Recenzenci: *prof. dr hab. inż. Stanisław Dymek*
dr hab. inż. Marek Węglowski

Afiliacja autorki

Akademia Górniczo-Hutnicza

Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej

Katedra Inżynierii Powierzchni i Analiz Materiałów

Badania zostały sfinansowane przez Narodowe Centrum Nauki w ramach projektu badawczego Sonata 4 nr 2012/07/D/ST8/02737 pt. „Mikrostrukturalne aspekty zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału w zastosowaniu do różnoimiennych stopów aluminium”, przez Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej AGH w ramach grantu dziekańskiego nr 15.11.110.600 pt. „Charakterystyka mikrostruktury i własności złączy FSW stopów aluminium 5083 i 7075 wykonanych narzędziem typu Whorl”, a także ze środków programu „Inicjatywa Doskonałości – Uczelnia Badawcza” realizowanego w AGH w Krakowie (Pakiet habilitacyjny, edycja II, nr 8994).

Opieka wydawnicza: *Agnieszka Rusinek*

Skład: *Wydawnictwo JAK*, www.wydawnictwojak.pl

Projekt okładki i strony tytułowej: *Karolina Szafran-Kamrowska*

Wydawnictwa AGH

al. A. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków

tel. 12 617 32 28, 12 636 40 38

e-mail: redakcja@wydawnictwoagh.pl

www.wydawnictwo.agh.edu.pl

Spis treści

Streszczenie	5
Summary	7
Spis wybranych skrótów i oznaczeń	9
1. Wprowadzenie	11
2. Technologia zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału	14
2.1. Charakterystyka procesu: zasada i cechy procesu.....	14
2.2. Zastosowanie zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału do łączenia różnych materiałów	18
2.3. Kształtowanie mikrostruktury złącza	20
2.3.1. Wytwarzanie ciepła	21
2.3.2. Przepływ i mieszanie materiału podczas procesu	21
2.3.3. Charakterystyczne strefy mikrostrukturalne	24
2.3.3.1. Zdrowienie, rekrytalizacja i rozrost ziarna	26
2.3.3.2. Ewolucja cząstek faz.....	30
2.4. Czynniki wpływające na proces FSW	33
2.4.1. Parametry zgrzewania	33
2.4.2. Narzędzie FSW.....	36
2.4.3. Konfiguracja i ułożenie stopów	42
2.4.4. Niezgodności materiałowe w złączach FSW	45
3. Stopy aluminium do przeróbki plastycznej	49
3.1. Stopy nieobrabialne cieplnie.....	50
3.2. Stopy obrabialne cieplnie	52
3.3. Łączenie stopów aluminium metodą FSW	54
3.3.1. Zgrzewanie tarcowe z mieszaniem materiału stopów aluminium nieobrabialnych cieplnie	55
3.3.2. Zgrzewanie tarcowe z mieszaniem materiału stopów aluminium obrabialnych cieplnie	56

4. Aktualny stan wiedzy oraz założenia badawcze	59
5. Przedmiot i zakres badań własnych.....	72
5.1. Łączone stopy	72
5.2. Proces zgrzewania tarcowego z mieszaniami materiału stopu 5083 ze stopem 7075	74
5.3. Zakres i metodyka badań.....	77
6. Wpływ parametrów procesu zgrzewania na przepływ materiału, mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne złączy	82
7. Znaczenie umiejscowienia zgrzewanych materiałów w złączu (konfiguracji złącza)	105
8. Kształtowanie mikrostruktury i właściwości mechanicznych złącza w zależności od kształtu narzędzia	124
9. Odporność na korozję różnoimiennych złączy FSW	148
10. Podsumowanie	164
 Bibliografia.....	 169

Zgrzewanie tarciove z mieszaniem materiału (FSW) wysokowytrzymałych stopów aluminium obrabialnych cieplnie ze stopami nieobrabiальnymi cieplnie

Streszczenie

Zgrzewanie tarciove z mieszaniem materiału (ang. *friction stir welding*, FSW) jest nowoczesną, ekologiczną i wysoce efektywną metodą łączenia metali w stanie stałym, umożliwiającą uzyskiwanie złączy o wysokiej jakości, szczególnie w przypadku trudno spawalnych stopów aluminium. Technologia ta pozwala z powodzeniem zgrzewać materiały o odmiennych właściwościach, co ma istotne znaczenie w projektowaniu lekkich i ekonomicznych konstrukcji. Szczególnie interesujące jest łączenie wysokowytrzymałych, obrabialnych cieplnie stopów serii 7xxx ze stopami nieobrabiальnymi cieplnie z serii 5xxx, gdyż umożliwia uzyskanie złączy o wysokiej wytrzymałości i dobrej odporności korozyjnej. Ponieważ stopy 7xxx są zazwyczaj niespawalne, FSW stanowi jedną z efektywniejszych metod ich łączenia.

W monografii przeanalizowano różnoimienne złącza komercyjnie dostępnych stopów 5083 i 7075 wykonane za pomocą procesu FSW, koncentrując się na zależnościach między parametrami technologicznymi, przepływem materiału, mikrostrukturą oraz właściwościami mechanicznymi i korozyjnymi. Wykazano, że choć wzrost prędkości obrotowej narzędzia intensyfikuje mieszanie, nadmierne straty ciepła mogą prowadzić do powstawania pustek i obniżenia wytrzymałości, co podważa powszechne przekonanie o jednoznacznej korzyści z intensywnego mieszania. Istotna okazała się również konfiguracja złącza: analiza naprężenia płynięcia wykazała, że stop 5083, trudniej uplastyczniający się w warunkach FSW w porównaniu ze stopem 7075, powinien znajdować się po stronie natarcia narzędzia.

Badania mikrostrukturalne potwierdziły pasmowy charakter strefy zmieszania oraz silny wpływ kształtu narzędzia na intensywność rekrytalizacji, rozdrobnienie ziarna i zmiany fazowe, zwłaszcza w stopie 7075. Narzędzie z trzpieniem typu Tri-flute, dzięki specyficznemu kształtowi pozwala na intensywne mieszanie materiałów i silne rozdrobnienie ziarna, co przekłada się na najwyższą wytrzymałość złącza, przewyższającą nawet wytrzymałość stopu 5083. Natomiast mieszanie materiałów podczas zgrzewania narzędziami z trzpieniem stożkowym i trzpieniem typu Whorl jest mniej intensywne, a uzyskana wytrzymałość złączy niższa. Odpowiedni dobór

kształtu trzpienia umożliwia zatem kontrolowanie mikrostruktury, ograniczenie niezgodności i maksymalizację wytrzymałości złącza, co ma szczególne znaczenie w przypadku złączy różnoimiennych.

Analiza odporności korozyjnej złączy wykazała, że podatność na korozję lokalną także zależy od kształtu narzędzia, a najbardziej narażoną strefą jest granica SCP/SWC (strefa ciepło-plastyczna / strefa wpływu ciepła) po stronie stopu 7075. Zastosowanie trzpienia typu Whorl ograniczyło intensywność korozji lokalnej.

Wyniki jednoznacznie wskazują, że optymalizacja procesu FSW wymaga całościowego ujęcia zjawisk cieplno-mechanicznych, przepływu materiału i zmian mikrostruktury zgrzewanych stopów, które umożliwia świadome kształtowanie parametrów procesu i kształtu narzędzia oraz uzyskiwanie różnoimiennych złączy o wysokiej jakości.

Friction stir welding (FSW) of high-strength heat-treatable aluminum alloys with non-heat-treatable alloys

Summary

Friction stir welding (FSW) is a modern, environmentally friendly, and highly efficient method of joining metals in the solid state, enabling the production of high-quality joints, particularly in the case of difficult-to-weld aluminum alloys. This technology allows for the effective bonding of materials with different properties, which is particularly important in the design of lightweight and cost-effective structures. Of special interest is the joining of high-strength, heat-treatable 7xxx series aluminum alloys with non-heat-treatable 5xxx series alloys, as this enables the formation of joints combining high strength with good corrosion resistance. Since 7xxx series alloys are non-weldable by conventional methods, FSW remains the only effective technique for their joining.

This study analyzes the FSW process for dissimilar joints of 5083 and 7075 alloys, focusing on the relationships between process parameters, material flow, microstructure, and mechanical and corrosion properties. The results showed that, although an increase in tool rotational speed enhances material mixing, excessive heat loss can lead to void formation and reduced strength, challenging the common assumption that more intensive mixing always improves joint quality. The joint configuration was also found to be critical: flow stress analysis indicated that 5083, being more resistant to deformation under FSW conditions, should be placed on the advancing side.

Microstructural studies confirmed the banded nature of the stir zone and demonstrated a strong influence of tool geometry on the intensity of recrystallization, grain refinement, and phase transformations, particularly in the 7075 alloy. The FSW tool with a Triflute-type pin, due to its specific geometry, enables intensive material mixing and significant grain refinement, which results in the highest joint strength, exceeding even the strength of the 5083 alloy. In contrast, material mixing during welding using tools with conical and Whorl-type pins is less intensive, and the resulting joint strength is lower. Therefore, the appropriate selection of pin geometry enables control of the microstructure, reduction of welding defects,

and maximization of joint strength, which is of particular importance in the case of dissimilar joints.

Corrosion resistance analysis revealed that susceptibility to localized corrosion also depends on tool geometry, with the most vulnerable area being the TMAZ/HAZ boundary on the 7075 side. The use of a Whorl tool reduced the severity of localized corrosion.

The results clearly indicate that optimizing the FSW process requires a comprehensive approach considering thermo-mechanical phenomena, material flow, and the microstructural behavior of the alloys, enabling the deliberate design of process parameters and tool geometry to produce high-quality dissimilar joints.

Spis wybranych skrótów i oznaczeń

Skróty

- AS – strona natarcia (ang. *advancing side*)
- DSC – skaningowa kalorymetria różnicowa (ang. *differential scanning calorimetry*)
- EBS – dyfrakcja elektronów wstecznie rozproszonych (ang. *electron backscatter diffraction*)
- EDS – spektroskopia dyspersji promieniowania rentgenowskiego (ang. *energy dispersive X-ray spectroscopy*)
- EIS – elektrochemiczna spektroskopia impedancyjna (ang. *electrochemical impedance spectroscopy*)
- FRO – funkcja rozkładu orientacji (ang. *orientation distribution function, ODF*)
- FSP – proces tarciowej modyfikacji warstw wierzchnich (ang. *friction stir processing*)
- FSW – zgrzewanie tarciove z mieszaniem materiału (ang. *friction stir welding*)
- GAM – średnia dezorientacji pomiędzy punktami wewnątrz jednego ziarna (ang. *grain average misorientation*)
- GOS – średni kąt dezorientacji względem średniej orientacji ziarna (ang. *grain orientation spread*)
- HAB – granice międzyziarnowe dużego kąta (powyżej 15°) (ang. *high-angle boundaries*)
- IMC – fazy międzymetaliczne (ang. *intermetallic compounds*)
- KAM – średnia arytmetyczna dezorientacja danego piksela w odniesieniu do sąsiednich pikseli (ang. *kernel average misorientation*)
- LAB – granice międzyziarnowe małego kąta (poniżej 15°) (ang. *low-angle boundaries*)
- LM – mikroskopia świetlna (ang. *light microscopy*)
- LSV – woltamperometria liniowa (ang. *linear sweep voltammetry*)
- mapa IPF – mapa orientacji krystalograficznej (ang. *inverse pole figure map*)
- MR – materiał rodzimy
- OCP – potencjał w układzie otwartym (ang. *open-circuit potential*)
- RS – strona spływu (ang. *retreating side*)

- SCP – strefa ciepłno-plastyczna
SEM – skaningowa mikroskopia elektronowa (ang. *scanning electron microscopy*)
strefy GP – strefy Guiniera–Prestona
SWC – strefa wpływu ciepła
SZ – strefa zmieszania
TEM – transmisyjna mikroskopia elektronowa (ang. *transmission electron microscopy*)
test EXCO – test na korozję warstwową (ang. *exfoliation corrosion test*)
XRD – dyfrakcja rentgenowska (ang. *X-ray diffraction*)

Oznaczenia

- A – stała materiałowa
 CPE_1 – nieidealna pojemność warstwy tlenkowej i produktów korozji
 CPE_{dl} – nieidealna pojemność warstwy podwójnej przy granicy tlenek/metal
E – energia liniowa wprowadzona do złącza
L – indukcyjność (opór bierny indukcyjny)
Mt – moment obrotowy
n – wykładnik prędkości odkształcenia
 N_{CQ} – moc cieplna
Q – energia aktywacji
 R_{ct} – rezystancja przejścia przez granicę tlenek/metal
 R_L – rezystancja (opór czynny)
 R_m – wytrzymałość na rozciąganie
 R_s – rezystancja elektrolitu
 R_1 – rezystancja oporu warstwy tlenkowej i produktów korozji
t – czas zgrzewania w stanie ustabilizowanym
Z – parametr Zenera–Hollomona
 α – współczynnik materiałowy
 $\dot{\epsilon}$ – szybkość odkształcenia
v – prędkość zgrzewania
 χ^2 – błąd modelowania w metodzie spektroskopii impedancyjnej
 ω – prędkość obrotowa narzędzia

1. Wprowadzenie

Szybki postęp nowych technologii sprzyja dynamicznemu rozwojowi cywilizacyjnemu. Kluczowym aspektem tego rozwoju jest między innymi udoskonalanie oraz rozszerzanie potencjału już istniejących rozwiązań technologicznych. W inżynierii spajania jedną z metod, która nieustannie ewoluuje i otwiera nowe możliwości aplikacyjne, jest zgrzewanie tarciove z mieszaniem materiału (ang. *friction stir welding*, FSW).

Zgrzewanie tarciove FSW stanowi doskonały przykład efektywnej technologii, czyli technologii energooszczędnej, niskoemisyjnej, niewymagającej dodatkowych materiałów i generującej mniej odpadów. W czasach, gdy szczególny nacisk kładzie się na ochronę środowiska i zrównoważony rozwój w harmonii z naturą, jest to niezwykle istotne. Należy jednak pamiętać, że stosowanie technologii zrównoważonych powinno prowadzić do otrzymywania produktów o odpowiednich, a często nawet wyższych właściwościach użytkowych niż w przypadku stosowania innych technologii konwencjonalnych. Złącza wykonane metodą FSW często wykazują wyższą wytrzymałość na rozciąganie w porównaniu ze spoinami uzyskanymi tradycyjnymi metodami spawania. Wynika to z faktu, że podczas procesu FSW nie dochodzi do stopienia i ponownego krzepnięcia materiału, co w przypadku metod spawalniczych może prowadzić do powstawania wad, tj. porowatości czy pęknięć krystalizacyjnych, osłabiających złącze. Wysoka wytrzymałość złączy FSW wynika z obecności drobnych zrekrytalizowanych ziaren w obszarze zgrzeiny.

Rozwój technologiczny opiera się na ciągłym opracowywaniu innowacyjnych rozwiązań. Technologia FSW umożliwia zgrzewanie materiałów, które są trudne do spawania, co stwarza szereg nowych perspektyw rozwoju materiałów. Obecnie za pomocą technologii FSW można otrzymać złącza spełniające normy jakościowe takich materiałów metalicznych jak aluminium i jego stopy (szczególnie niespawalne stopy z serii 2xxx i 7xxx), miedź i jej stopy, magnez i jego stopy, tytan i jego stopy, stale i stopy niklu. Metoda FSW stosowana jest przy zgrzewaniu złączy jednoimiennych, tj. materiałów o jednakowych właściwościach mechanicznych, ale może być także wykorzystywana do zgrzewania złączy różnoimiennych, np. różnych kombinacji stopów aluminium, stopów magnez-tytan, aluminium-miedź, stopów aluminium-stal i innych. Łączenie różnych materiałów w taki sposób pozwala na wykorzystanie ich najlepszych właściwości.

Technologię FSW warto rozpatrywać nie tylko z perspektywy inżynierii spajania, ale także materiałoznawstwa, w którym stanowi złożony proces łączenia materiałów w stanie stałym. Złącze powstaje w wyniku wzajemnego oddziaływania procesów cieplnych, odkształceniowych i przepływu materiału, które wywołują zmiany w mikrostrukturze. W efekcie tych procesów zachodzą zjawiska odkształcenia plastycznego, zdrowienia, rekrytalizacji, rozrostu ziarna, a także rozpuszczania i wydzielania faz oraz ich koagulacji. W tym kontekście szczególnie interesujące staje się łączenie stopów o różnym składzie chemicznym, mikrostrukturze oraz właściwościach fizycznych i chemicznych.

Dotychczasowe badania nad metodą FSW udowodniły jej potencjał w łączeniu materiałów o odmiennym składzie chemicznym i właściwościach. Pomimo tych możliwości nadal istnieją problemy technologiczne nawet przy łączeniu stopów o zbliżonym składzie chemicznym i podobnych właściwościach, np. różnych stopów aluminium, które wymagają dalszych badań. Jednym z nich jest optymalizacja procesu w zakresie zastosowanych parametrów i rodzaju narzędzia, zapewniających jak najlepsze właściwości otrzymanych złączy.

Jednym z obszarów zastosowań technologii FSW, który wymaga dalszych badań i rozwoju, jest łączenie stopów aluminium z serii 5xxx i 7xxx. Publikacji dotyczących właściwości złączy FSW tych stopów wciąż jest niewiele. Wskazuje to na niedostateczną wiedzę i ograniczone doświadczenie, które uniemożliwiają prowadzenie procesu w sposób w pełni kontrolowany i przewidywalny, zwłaszcza w kontekście zapewnienia wysokiej jakości i powtarzalności złączy zgrzewanych.

Pomimo że łączenie różnych stopów aluminium może wydawać się stosunkowo proste – głównie ze względu na ich zbliżone temperatury topnienia i skład chemiczny – proces zgrzewania tarciovego z mieszaniem materiału może prowadzić do bardzo różnych zmian fizycznych/mechanicznych w obszarze złącza.

Stopy z serii 7xxx to wysokowytrzymałe stopy umacniane wydzieleniowo (obrabialne cieplnie), które pod wpływem ciepła wytwarzanego podczas zgrzewania mogą tracić swoje właściwości wytrzymałościowe. Z kolei stopy z serii 5xxx są umacniane roztworowo i odkształceniowo (stopy nieobrabialne cieplnie), co powoduje spadek ich właściwości mechanicznych pod wpływem intensywnego odkształcenia występującego w trakcie procesu FSW. Oddziaływanie narzędzia powodujące silne odkształcenia może prowadzić do wzrostu twardości w obszarze zgrzeiny. Warto jednak podkreślić, że niektóre zjawiska są wspólne dla wszystkich stopów zgrzewanych metodą FSW; przykładem może być rekrytalizacja zachodząca w zgrzeinie. Proces łączenia stopów z serii 5xxx i 7xxx skutkuje formowaniem się zgrzeiny o zróżnicowanej mikrostrukturze i właściwościach mechanicznych, co jest konsekwencją zmian zachodzących w mikrostrukturze i właściwościach stopów podczas odkształcenia w podwyższonej temperaturze.

Dodatkowo, biorąc pod uwagę, że proces FSW jest z natury niesymetryczny względem linii zgrzewania, łączenie materiałów o różnych właściwościach fizykochemicznych wprowadza dodatkowe czynniki wpływające na przebieg procesu.

Stąd analiza i kontrola takiego złącza zgrzewanego jest bardziej wymagająca w porównaniu z analizą złączy wykonanych z tych samych materiałów.

Niniejsze opracowanie ma na celu przedstawienie aktualnego stanu wiedzy dotyczącej zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału różnoimiennych stopów aluminium, ze szczególnym uwzględnieniem badań złączy stopów serii 5xxx i 7xxx. Głównym obszarem badań jest analiza wpływu kluczowych parametrów procesu FSW, takich jak prędkość obrotowa narzędzia, konfiguracja złącza (rozumiana jako ułożenie stopów po odpowiednich stronach złącza) oraz kształt narzędzia na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne złączy na przykładzie komercyjnych stopów aluminium 5083 i 7075. Dodatkowo w pracy poruszono ważny problem podatności korozyjnej złączy tych stopów, przedstawiając analizę przyczyn oraz mechanizmów tego zjawiska.

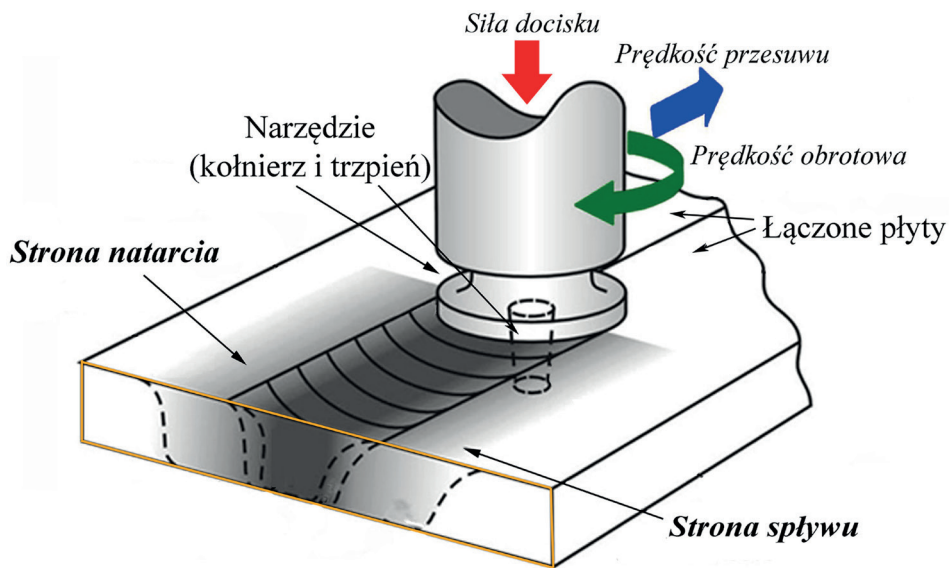
Monografia stanowi próbę kompleksowego ujęcia zagadnień związanych z wytwarzaniem ciepła i intensywnym odkształceniem plastycznym w trakcie procesu zgrzewania FSW oraz ich bezpośredniego wpływu na zmiany mikrostruktury w obszarze złącza: wysokowytrzymały stop obrabialny cieplnie 7075 – stop nieobrabialny cieplnie 5083.

2. Technologia zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału

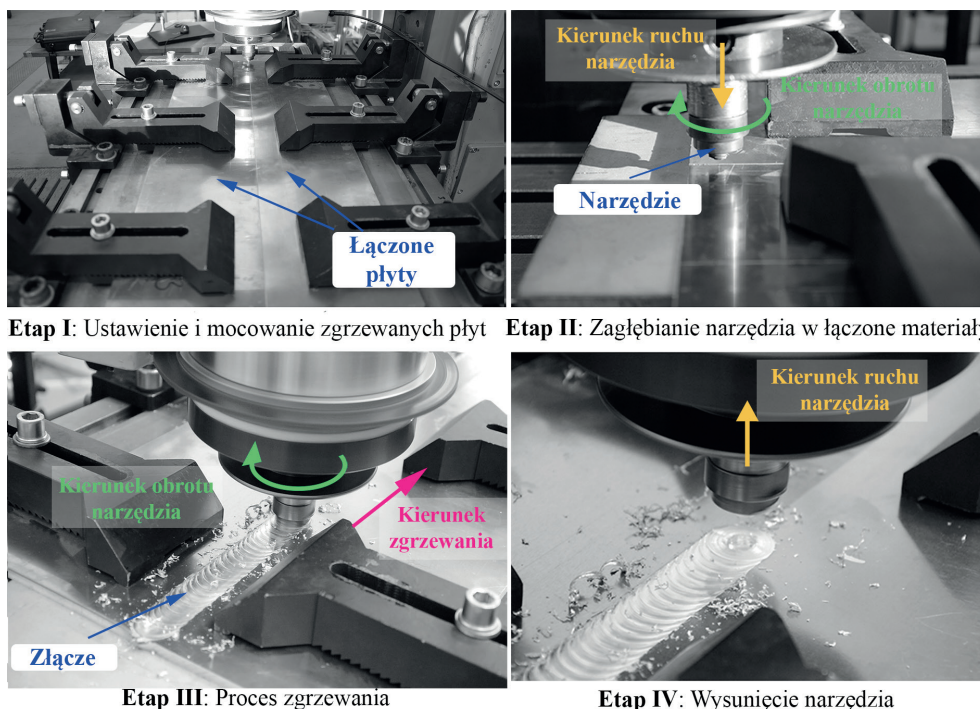
2.1. Charakterystyka procesu: zasada i cechy procesu

Metoda zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału (ang. *friction stir welding*, FSW) została opracowana przez Thomasa Wayne'a w The Welding Institute w Wielkiej Brytanii w 1991 roku (Thomas i in., 1991). Na rysunku 1 przedstawiono schemat procesu dla konfiguracji złącza doczołowego. W procesie FSW połączenie materiałów odbywa się w stanie stałym, tj. bez przetopienia spajanych elementów, czyli poniżej temperatury topnienia łączonych materiałów. Podczas procesu FSW obracające się narzędzie wprowadzone jest pomiędzy stykające się krawędzie łączonych płyt (w konfiguracji doczołowej) i przemieszczane wzdłuż linii styku płyt, w wyniku czego materiał poddawany jest mechanicznemu zmieszaniu i intensywnemu odkształceniu plastycznemu w podwyższonej temperaturze. Duże odkształcenie plastyczne pojawiające się podczas mieszania materiału, tak jak i cykle nagrzewania oraz chłodzenia, w znaczącym stopniu oddziałują na zmiany mikrostruktury, która bezpośrednio wpływa na właściwości złącza. Istotny wpływ na sposób płynięcia materiału oraz rozkład temperatury wywierają parametry procesu zgrzewania, między innymi prędkość obrotowa narzędzia, prędkość liniowa zgrzewania, a także kształt narzędzia.

Można wyróżnić cztery etapy procesu FSW (rys. 2). Etap I polega na ustawieniu i odpowiednim umocowaniu łączonych płyt. Płyty muszą być sztywno umocowane i dociśnięte do siebie. Na etapie II narzędzie wprawiane jest w ruch obrotowy zadaną prędkością obrotową i zagłębiane w łączone materiały aż do momentu działania oporu od strony kołnierza. Etap III to faza zgrzewania: obracające się narzędzie przesuwane jest wzdłuż linii styku blach z zadaną prędkością liniową. Uplastyczniony materiał jest mieszany, w wyniku czego tworzy się złącze. Ostatnim etapem procesu (etap IV) jest wysunięcie narzędzia z łączonych blach. W efekcie tego na końcu ściegu powstaje otwór technologiczny (ang. *keyhole*). Otwór po usunięciu narzędzia jest nieestetycznym elementem złącza i jest obszarem o obniżonej wytrzymałości. Jednak istnieją różne metody eliminacji tego otworu, z których najbardziej efektywną jest metoda RFSW (ang. *refill friction stir welding*). Polega ona na uzupełnieniu otworu materiałem zgrzewanym (Sharma i in., 2022).

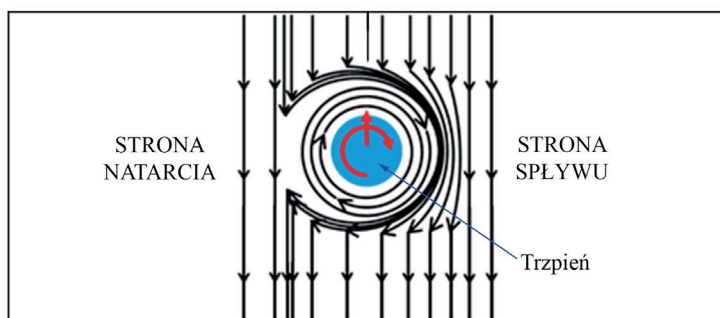


Rys. 1. Schemat procesu zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału



Rys. 2. Etapy procesu FSW

Podczas procesu FSW materiał przepływa od strony natarcia – AS (ang. *advancing side*) do strony spływu – RS (ang. *retreating side*), co przedstawia rysunek 3. Strona natarcia oznacza stronę złącza, po której kierunek obrotu narzędzia i kierunek zgrzewania są zgodne, ale przeciwne do kierunku płynięcia materiału. Natomiast strona spływu to strona złącza, po której obrót narzędzia jest przeciwny do jego przemieszczania się i prawie równoległy do kierunku przepływu materiału. Zatem proces FSW jest procesem niesymetrycznym względem osi złącza.



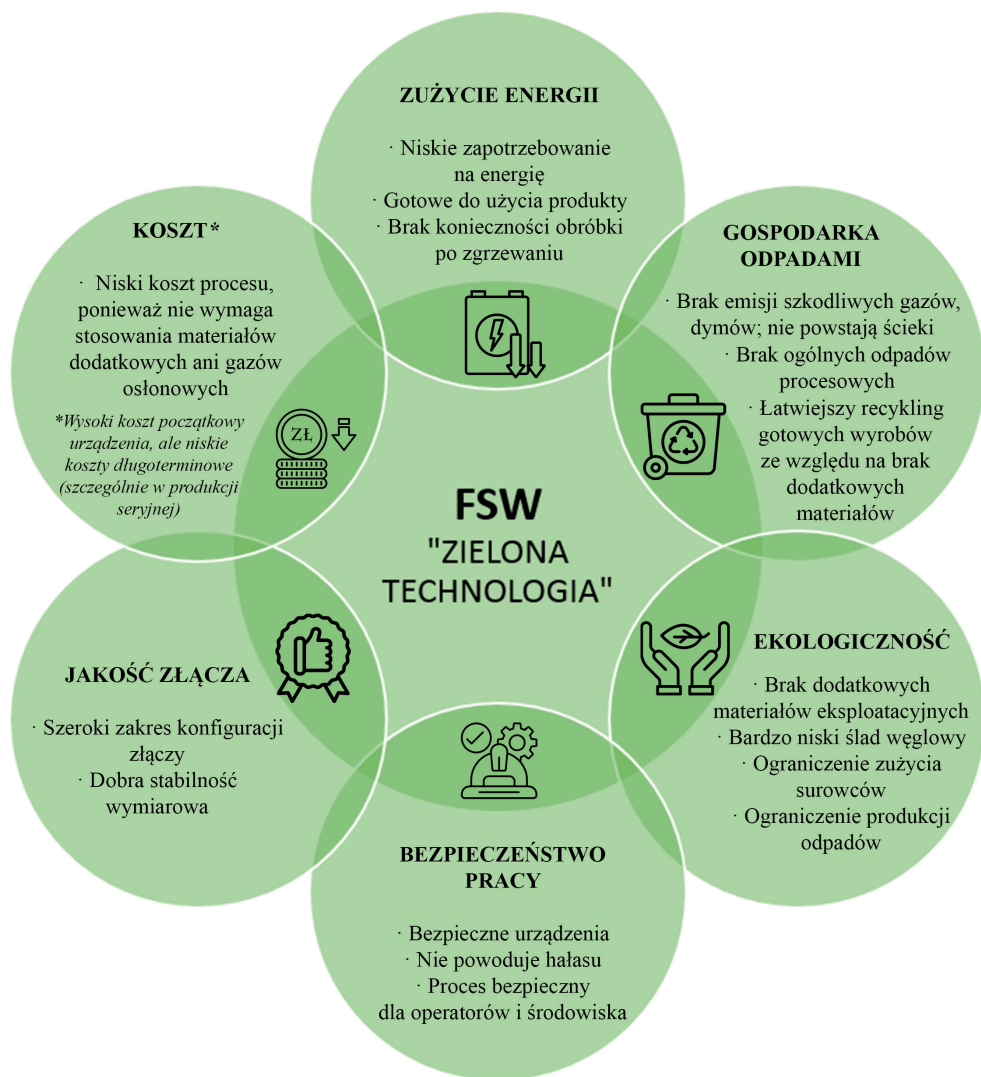
Rys. 3. Umieszczenie strony natarcia i strony spływu w zależności od kierunku obrotu i przemieszczania narzędzia z uwzględnieniem przepływu materiału

Opracowanie na podstawie (Liu i in., 2023)

Technologia zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału początkowo została opracowana do łączenia wysokowytrzymałych umacnianych wydzieleniowo stopów aluminium z serii 2xxx (Al-Cu) i 7xxx (Al-Zn-Mg-Cu), które nie są spawalne. Metoda FSW umożliwia uzyskanie złączy tych stopów o bardzo dobrych właściwościach wytrzymałościowych, przy zachowaniu wysokiej jakości i braku niezgodności. Aktualnie zastosowanie FSW rozszerzyło się do różnych materiałów, tj. miedzi i jej stopów, magnezu i jego stopów, tytanu i jego stopów, stali, niklu i jego stopów, kompozytów na osnowie metalicznej, a także szkieł metalicznych. Za pomocą techniki FSW można łączyć zarówno materiały takie same, jak i materiały różne, np. stop aluminium ze stalą (Ma i in., 2018; Mishra i Ma, 2005; Shiva Kumar i Rajamurugan, 2022; Threadgill i in., 2009).

Duża popularność technologii FSW wynika z korzyści płynących z jej zastosowania, które można rozpatrywać pod względem metalurgicznym, ekonomicznym czy ekologicznym (rys. 4) (Mishra i Ma, 2005). Najważniejszymi zaletami metody pod względem uzyskiwanego połączenia są:

- zgrzeina charakteryzuje się drobnoziarnistą zrekrystalizowaną mikrostrukturą, która zapewnia bardzo dobre właściwości mechaniczne;
- proces zachodzi w stanie stałym, w wyniku czego w złączach unika się powstawania niezgodności będących skutkiem zmiany stanu skupienia łączonych materiałów, takich jak porowatość, pęknięcia krystalizacyjne czy pęknięcia segregacyjne.



Rys. 4. Korzyści płynące z zastosowania technologii FSW

Opracowanie na podstawie (Defalco, 2006; freepik, 2025; Khan i in., 2017; Kumar i in., 2022)

Ponadto, co ważne w obecnych czasach, technologia FSW przyczynia się do zmniejszenia negatywnego wpływu na środowisko, stąd uznawana jest za „zieloną technologię”. FSW zużywa mniej energii w porównaniu z tradycyjnymi metodami spawania. Proces FSW nie wymaga użycia dodatkowych materiałów, takich jak elektrody czy drut spawalniczy, co ogranicza zużycie surowców oraz powstawanie odpadów. W trakcie procesu FSW nie powstają szkodliwe gazy i dymy, co jest typowe dla metod spawania, np. łukowego. Prowadzi to do poprawy jakości powietrza

w miejscu pracy oraz ogranicza negatywny wpływ na środowisko naturalne. Złącza wykonane metodą FSW są często bardziej wytrzymałe i trwałe niż te wykonane innymi technikami. Wytrzymałe produkty mają dłuższą żywotność, co zmniejsza potrzebę ich wymiany i ogranicza powstawanie odpadów. FSW umożliwia łączenie materiałów w sposób, który ułatwia ich późniejszy recykling. Dzięki precyzyjnej technologii proces pozwala na ograniczenie strat materiałowych, co sprzyja gospodarce o obiegu zamkniętym. Metoda ta jest powszechnie stosowana do zgrzewania lekkich metali, takich jak aluminium, które są kluczowe w zrównoważonym projektowaniu pojazdów i samolotów. Lekkie pojazdy zużywają mniej paliwa, co zmniejsza emisję gazów cieplarnianych. Ze względu na brak otwartego płomienia i minimalną emisję szkodliwych substancji FSW jest bezpieczną metodą spajania, co jest istotne z uwagi na zdrowie i komfort pracowników (Defalco, 2006; Khan i in., 2017; Mishra i Ma, 2005).

Podsumowując, należy stwierdzić, że metoda FSW jest ekologiczną i zrównoważoną alternatywą dla spawania. Jej zastosowanie pozwala uzyskać trwałe złącza o bardzo dobrych właściwościach, a ponadto wspiera ograniczenie emisji szkodliwych substancji i odpadów oraz oszczędność energii, co jest zgodne z globalnymi celami ochrony środowiska i zrównoważonego rozwoju.

2.2. Zastosowanie zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału do łączenia różnych materiałów

Technologia zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału umożliwia łączenie różnych materiałów ze sobą, które mogą mieć odmienny skład chemiczny i mogą znacznie różnić się temperaturą topnienia oraz innymi właściwościami, takimi jak dyfuzyjność cieplna, rozszerzalność cieplna, wytrzymałość czy współczynnik tarcia. Kumar i współautorzy (2015) dokonali klasyfikacji złączy różnoimiennych w trzech kategoriach w zależności od metalu bazowego stopu i temperatury topnienia (rys. 5).

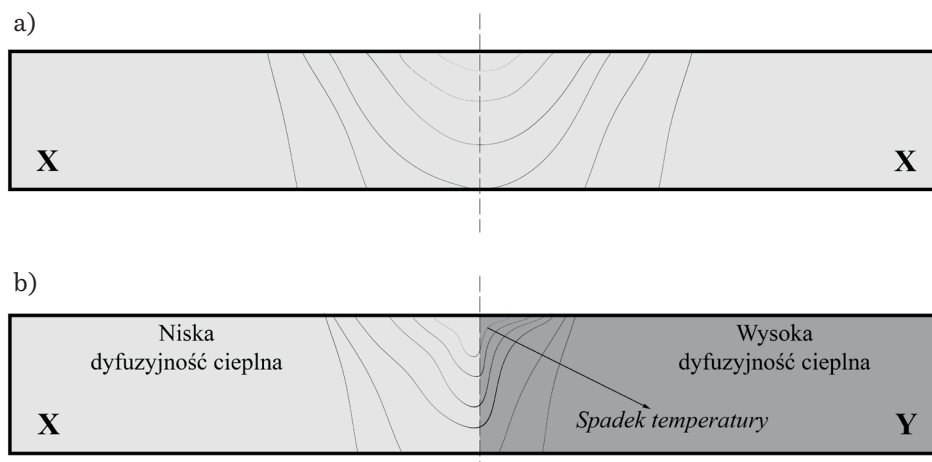
KATEGORIA I	KATEGORIA II	KATEGORIA III
ten sam metal bazowy stopu i bardzo podobna temperatura topnienia	inny metal bazowy stopu i bardzo podobna temperatura topnienia	inny metal bazowy stopu i różna temperatura topnienia
np. stop Al z innym stopem Al (połączenie 6061-2024)	np. stop Al ze stopem Mg (połączenie 6061-AZ31)	np. stop Al ze stalą (połączenie 6013-X5CrNi18-10)

Rys. 5. Kategorie złączy różnoimiennych w zależności od metalu bazowego stopu i temperatury topnienia

Opracowanie na podstawie (Kumar i in., 2015)

Stosując technologię FSW do łączenia różnych materiałów, należy zwrócić uwagę na wiele czynników wpływających na uzyskanie trwałego złącza. Głównymi z nich są:

- różna odkształcalność materiałów,
- tworzenie się szkodliwych faz międzymetalicznych,
- różnice we właściwościach fizycznych, takich jak przewodność cieplna.



Rys. 6. Rozkład temperatury: a) złącze jednoimiennie; b) złącze różnoimiennie

Opracowanie na podstawie (Kumar i in., 2015)

W przypadku łączenia takich samych materiałów ilość wytwarzanego ciepła i przepływ materiału uzależnione są od parametrów procesu i kształtu narzędzia. Natomiast obecność dwóch materiałów o różnych właściwościach fizycznych i mechanicznych utrudnia proces. Różnice we współczynniku tarcia będą wpływać na zjawiska zachodzące pomiędzy zgrzewanym materiałem a obracającym się narzędziem, a tym samym na mieszanie materiału. Różna dyfuzyjność cieplna i przewodność cieplna łączonych materiałów prowadzi do asymetrycznego profilu temperatury na przekroju złącza (rys. 6). Taki asymetryczny profil temperatury również wpływa na przepływ materiału. Podobnie różne temperatury topnienia materiału i różne wartości współczynnika rozszerzalności cieplnej mogą powodować nieprawidłowy przepływ i mieszanie materiałów. W wyniku nieprawidłowego przepływu materiału mogą wystąpić niezgodności materiałowe w złączu. Warto podkreślić, że większość różnic we właściwościach skutkuje asymetrycznym rozkładem temperatury i wpływa na przepływ materiału, co z kolei determinuje mikrostrukturę złącza i jego właściwości. Z powodu asymetryczności w wytwarzaniu ciepła podczas procesu zgrzewania różnych stopów przepływ materiału jest bardziej niejednorodny niż w przypadku złączy jednoimiennych i wyzwaniem staje się otrzymanie złącza bez

niezgodności. W tabeli 1 zestawiono wybrane właściwości fizyczne i mechaniczne wpływające na formowanie złącza różnoimiennego w procesie FSW.

Tabela 1

Właściwości materiałów łączonych i ich wpływ na proces zgrzewania FSW

Właściwość fizyczna / mechaniczna	Znaczenie w procesie FSW	Wpływ na przebieg zgrzewania
Współczynnik tarcia	wpływa na proces wytwarzania ciepła na styku narzędzia z materiałem	różnice współczynnika tarcia mogą powodować nierównomierne nagrzewanie oraz zaburzenia procesu mieszania materiału
Przewodność cieplna	określa zdolność materiału do odprowadzania ciepła	zróżnicowana przewodność cieplna może prowadzić do asymetrycznego rozkładu temperatury na przekroju złącza
Współczynnik rozszerzalności cieplnej	określa zmiany objętości pod wpływem temperatury	nierównomierna rozszerzalność może skutkować powstawaniem naprężeń własnych i niezgodności materiałowych
Dyfuzyjność cieplna	wpływa na szybkość rozchodzenia się ciepła w materiale	różnice dyfuzyjności mogą sprzyjać lokalnym przegrzaniom lub niedogrzaniom, co wpływa na przepływ materiału
Temperatura topnienia	określa temperaturę uplastycznienia materiału	odmienne temperatury topnienia mogą utrudniać jednoczesne uplastycznienie obu materiałów
Twardość	określa opór materiału wobec narzędzia	różnica twardości może prowadzić do niejednorodnego przepływu materiału oraz nierównomiernego zużycia narzędzia
Granica plastyczności	wpływa na uplastycznienie materiału	różnice w granicy plastyczności mogą powodować asymetryczny przepływ materiału, nierównomierne wymieszanie i powstawanie niezgodności

2.3. Kształtowanie mikrostruktury złącza

Mikrostruktura złącza wytworzonego za pomocą metody FSW jest wynikiem dużej szybkości odkształcenia i gradientu temperatury pojawiających się podczas procesu. Zjawisko tarcia, duże naprężenia i odkształcenia powodują złożoną historię cieplną złącza. Wielu autorów (Colegrove i in., 2007; Hamilton i in., 2013; Lv i in., 2020; Neto i Neto, 2013; Reynolds, 2008; Schmidt i in., 2004) w swoich pracach dotyczących metody FSW skupiło się na modelowaniu rozkładu wytwarzanego ciepła i przepływu materiału w celu określenia mikrostruktury i właściwości złącza.

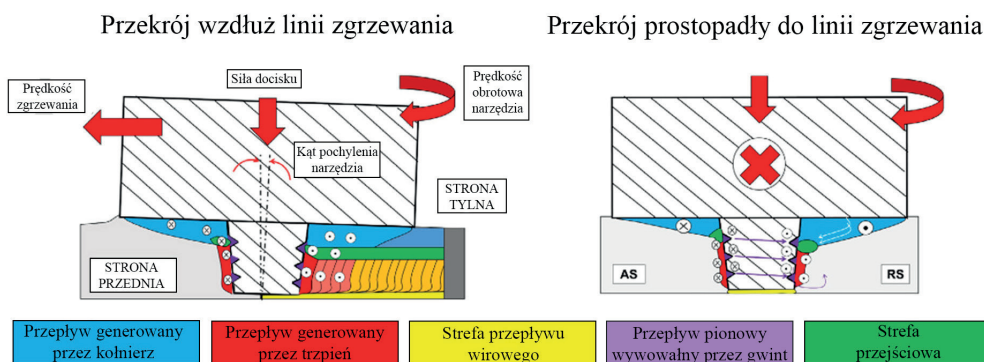
2.3.1. Wytwarzanie ciepła

Według Neta i Neta (2013) w konwencjonalnym procesie FSW około 60–80% ciepła wytwarzane jest przez kołnierz (zależnie od grubości łączonych elementów i kształtu narzędzia), a pozostała ilość ciepła pochodzi od działania trzpienia. Duży udział kołnierza w wytwarzaniu ciepła wynika z prędkości liniowej powierzchni narzędzia względem zgrzeiny, tzn. im dalej od osi obrotu (większy promień kołnierza), tym szybciej porusza się liniowo powierzchnia kołnierza względem zgrzeiny (Schmidt i in., 2004). Większość wytwarzanego przez kołnierz ciepła pochodzi z odkształcenia materiału pod kołnierzem i przechodzi w kierunku dolnej części łączonych elementów. To prowadzi do znacznego gradientu temperatury pomiędzy górną i dolną powierzchnią złącza. Wysoki udział wprowadzonego od kołnierza ciepła powoduje, że strefa wpływu ciepła w górnej części złącza jest szersza niż w dolnej. Ponadto Colegrove i współautorzy (2007) wykazali, że ilość ciepła jest ograniczona przez maksymalną prędkość obrotową niepowodującą topienia materiału. Ma to miejsce w fazie początkowej procesu, gdy prędkość narzędzia jest najwyższa na powierzchni styku w pobliżu zewnętrznej średnicy kołnierza. Dlatego podczas zgrzewania materiałów o większej grubości lub niższej przewodności cieplnej trudno jest utrzymać odpowiednią temperaturę w złączu bez ryzyka przegrzania i uszkodzenia trzpienia, co wymusza zmniejszenie prędkości zgrzewania (przesuwu narzędzia) i prowadzi do powiększenia strefy wpływu ciepła (Kumar i in., 2015).

2.3.2. Przepływ i mieszanie materiału podczas procesu

Przepływ materiału wokół trzpienia podczas zgrzewania FSW jest procesem bardzo złożonym i uzależnionym między innymi od kształtu narzędzia i parametrów procesu. Ambrosio i współautorzy (2023) wyróżnili przepływ materiału w dwóch obszarach: obszarze działania kołnierza i obszarze działania trzpienia. Wyraźnie wskazali na różny wpływ obu części narzędzia na przepływ materiału. Przepływ wynikający z działania kołnierza powoduje okrężne mieszanie materiału w dół i sięga tylko do około 1/3 grubości łączonych płyt. Mieszanie jest intensywniejsze, kiedy powierzchnia kołnierza charakteryzuje się dodatkowymi cechami, takimi jak wyżłobienia – np. w postaci spirali lub okręgów. Natomiast przepływ materiału pochodzący od działania trzpienia powoduje odkształcanie ścinające materiału i jego przemieszczanie wokół powierzchni trzpienia. Jeśli stosowany jest trzpień gwintowany, to ruch ten jest skierowany w dół. W przypadku gdy ilość wytwarzanego ciepła jest za mała, odkształcenie ścinające jest nieodpowiednie, aby materiał wypełnił cały obszar pozostawiony przez przesuwające się narzędzie. Prowadzi to do tworzenia się niezgodności w postaci pustek. Jeśli ilość wytworzonego ciepła jest nadmierna, to mieszanie również jest nieprawidłowe i prowadzi do powstawania wewnętrznych pustek. Objętość materiału odkształconego przez trzpień jest większa w przypadku trzpienia o przekroju trójkątnym lub kwadratowym niż w przypadku trzpienia okrągłego (Fujii i in., 2006; Ke i in., 2004; Lorrain i in., 2010; Malik i Kailas, 2018; Zhao i in., 2006).

Przepływ materiału wywołany poszczególnymi elementami narzędzia FSW został przedstawiony na rysunku 7. Przepływ materiału w dół wynikający z działania trzpienia i przepływ spowodowany działaniem kołnierza wywołują ruch pionowy lub wirowy materiału za trzpieniem. Strefa przejściowa występuje pomiędzy obszarami przepływu wywołanymi przez kołnierz i trzpień, ale oba przepływy muszą się łączyć w celu uniknięcia niezgodności w zgrzewanym złączu. Takie warunki będą spełnione tylko wtedy, gdy kołnierz zapewni odpowiednie odkształcenie materiału podczas przesuwania się i obrotu narzędzia. Ponadto duży wpływ na te obszary mają parametry zgrzewania oraz grubość łączonych elementów (Ambrosio i in., 2023; Padmanaban i Balasubramanian, 2009).



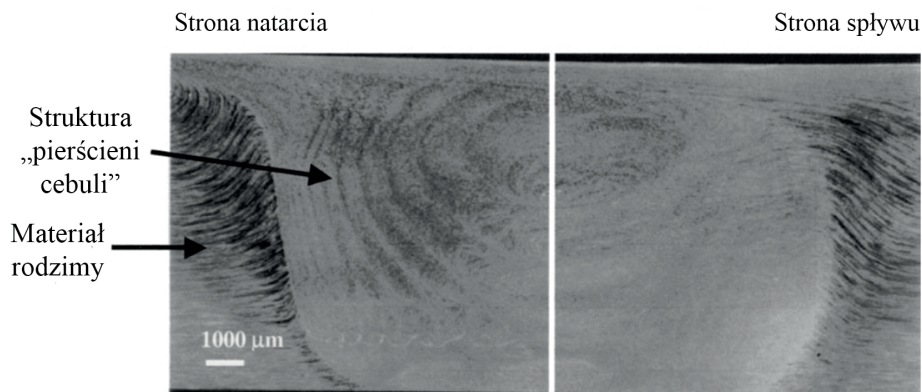
Rys. 7. Schemat przepływu materiału w obszarach wpływu

Opracowanie na podstawie (Ambrosio i in., 2023)

Z przepływem materiału związana jest także tzw. struktura „pierścieni cebuli” (ang. *onion rings*). „Pierścienie cebuli” (rys. 8) to specyficzna mikrostruktura, która czasami pojawia się w strefie zmieszania. Na przekroju poprzecznym złącza uwiadcza się jako warstwy o przybliżonym półkulistym kształcie przypominającym wyglądem przekrojoną cebulę. Pierścienie zaczynają się najczęściej w górnej centralnej części, przechodząc ku dolnej części od strony natarcia do strony spływu w strefie zmieszania. Jest wiele teorii powstawania takiej mikrostruktury. W niektórych pracach (Krishnan, 2002; Majeed i in., 2021; Prangnell i Heason, 2005; Svensson i in., 2000; Tongne i in., 2015; Xie i in., 2007) rozważano jej tworzenie się zarówno w wyniku przepływu materiału, jak i na skutek różnic mikrostruktury w strefie zmieszania.

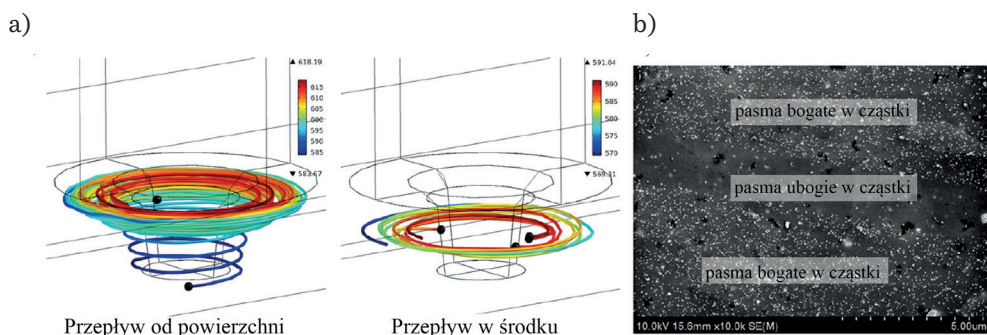
Hamilton i współautorzy (2013) zauważyli, że tworzenie się „pierścieni cebuli” w złączu stopu 7042-T6 związane jest z wtłaczaniem „gorętszego” materiału spod powierzchni do środka zgrzeiny, gdzie przeplata się z chłodniejszym materiałem (rys. 9). Jeśli temperatura materiału spod powierzchni jest wyższa od temperatury,

w której zachodzi wydzielanie faz w stopie, to materiał ten staje się bogatszy w stabilne fazy η i/lub T, zanim przemieści się do środka zgrzeiny. Jeśli w tym samym czasie temperatura materiału w środku złącza jest wyższa od temperatury rozpuszczania fazy, ale niższa od temperatury wydzielania, materiał w środku staje się uboższy w fazy nierównowagowe η' i jest przesycony. Po ochłodzeniu obserwowane są naprzemiennie ułożone pasma materiału bogate w cząstki i pasma materiału uboższego w cząstki, które swoim wyglądem przypominają pierścienie cebuli. O pasmach bogatych i ubogich w cząstki pisał Sutton ze współautorami (2002). W niektórych publikacjach (Xie i in., 2007; Yang i in., 2004) wskazano, że pasma różnią się wielkością ziarna.



Rys. 8. Zdjęcie struktury „pierścieni cebuli”

Opracowanie na podstawie (Schneider i Nunes, 2004)



Rys. 9. Struktura „pierścieni cebuli”: a) mechanizm powstawania (przepływ i temperatura materiału podczas zgrzewania); b) mikrostruktura pasm

Opracowanie na podstawie (Hamilton i in., 2013)

2.3.3. Charakterystyczne strefy mikrostrukturalne

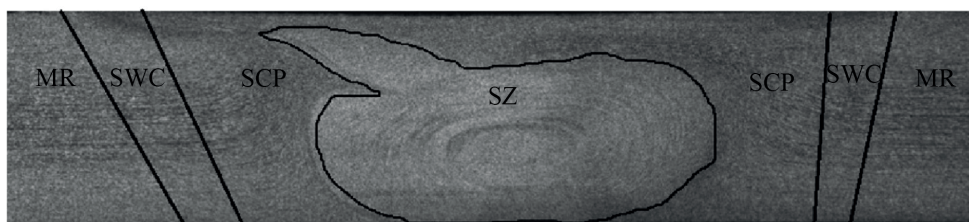
Na przekroju poprzecznym złącza FSW wyróżnia się cztery strefy różniące się od siebie mikrostrukturą (Threadgill, 1997): strefę mieszania, strefę ciepło-plastyczną, strefę wpływu ciepła oraz materiał rodzimy. Rozmieszczenie poszczególnych stref w złączu FSW przedstawiono na rysunku 10. Strefy te odzwierciedlają ciepło-plastyczną historię przepływu materiału podczas procesu zgrzewania.



Rys. 10. Przekrój poprzeczny złącza FSW z zaznaczonymi strefami mikrostrukturalnymi na przykładzie złącza jednoimiennego. MR – materiał rodzimy, SWC – strefa wpływu ciepła, SCP – strefa ciepło-plastyczna, SZ – strefa mieszania

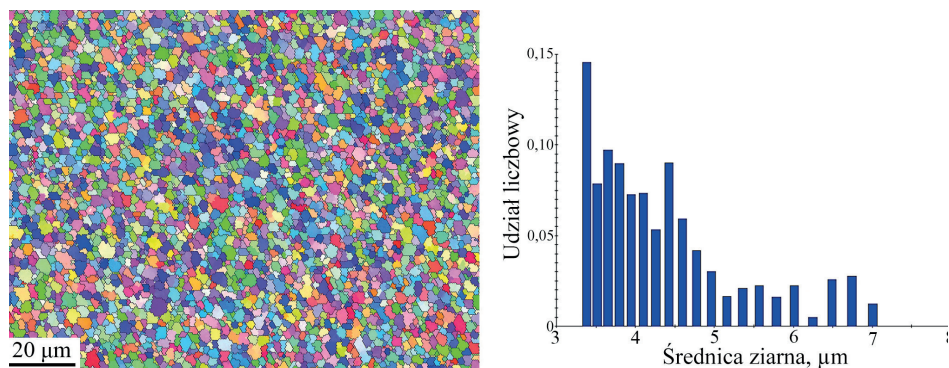
Poszczególne strefy scharakteryzowano następująco.

Strefa mieszania – SZ (ang. *stirred zone*) – strefa znajdująca się w samym środku złącza, w obszarze, w którym znajdował się trzpień. Jej szerokość jest nieznacznie większa niż średnica trzpienia. W literaturze często spotykana jest także nazwa „jądro zgrzeiny” (ang. *nugget*), z uwagi na wygląd tej strefy w niektórych złączach (rys. 11). Bez względu na to, czy widoczne jest jądro zgrzeiny, czy strefa mieszania jest jednorodna (rys. 10), obszar charakteryzuje się drobnym, równosiowym, w pełni zrekrystalizowanym ziarnem. W przypadku stopów aluminium nominalna wielkość ziarna jest rzędu kilku mikrometrów (rys. 12). W wielu przypadkach w strefie mieszania może być widoczna wspomniana wcześniej charakterystyczna struktura „pierścieni cebuli”.



Rys. 11. Przekrój poprzeczny złącza FSW z charakterystycznym „jądrem zgrzeiny”

Opracowanie na podstawie (Kundu i Singh, 2016)



Rys. 12. Zrekrytalizowane ziarna w strefie mieszania złącza stopu 7136 (mikrostruktura i rozkład średnicy ziarna)

Strefa cieplno-plastyczna – SCP (ang. *thermo-mechanically affected zone*, TMAZ) – strefa bezpośrednio sąsiadująca ze strefą mieszania, zarówno po stronie natarcia, jak i po stronie splywu. W obszarze tym materiał podlega odkształceniu w podwyższonej temperaturze, w wyniku czego mikrostruktura charakteryzuje się wydłużonymi ziarnami. Ziarna w tym obszarze mają większy rozmiar niż w strefie mieszania. W większości przypadku w obszarze tym nie zachodzi proces rekrytalizacji, jednakże dos Santos i współautorzy (2018) uważają, że mikrostruktura może być częściowo po procesie zdrowienia i częściowo zrekrystalizowana, a Reynolds i współautorzy (2000) nadmieniają, że pojawienie się rekrytalizacji w tym obszarze zależy od rodzaju stopu.

Strefa wpływu ciepła – SWC (ang. *heat affected zone*, HAZ) – strefa znajdująca się pomiędzy strefą cieplno-plastyczną a materiałem rodzimym po obu stronach złącza. Mikrostruktura tej strefy kształtuje się tylko pod wpływem ciepła; materiał nie podlega odkształceniu. Charakteryzuje się większym rozmiarem ziaren niż SCP. W związku z tym obserwuje się stopniowy wzrost rozmiaru ziaren od strefy mieszania do strefy wpływu ciepła. Kształt ziaren jest niezmienny.

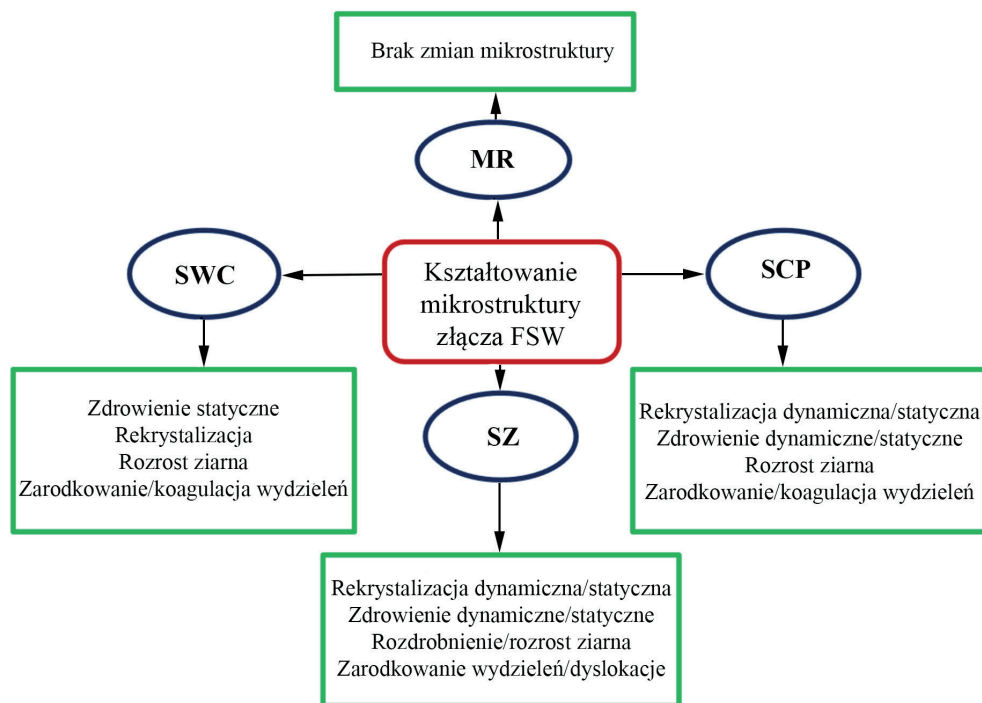
Materiał rodzimy – MR (ang. *base material* lub *parent material*) – obszar niepodlegający działaniu procesu. Materiał nie zostaje odkształcony, a docierająca niewielka ilość ciepła nie wywiera wpływu na jego mikrostrukturę czy właściwości mechaniczne. Charakteryzuje się mikrostrukturą wyjściową łączonego materiału.

W przypadku zgrzewania materiałów różnoimiennych strefa mieszania charakteryzuje się mikrostrukturą utworzoną z mieszaniny łączonych stopów. Natomiast strefy cieplno-plastyczne i strefy wpływu ciepła po stronie natarcia i stronie splywu wykazują zróżnicowaną mikrostrukturę oraz właściwości zależne od rodzaju materiału rodzimego znajdującego się po danej stronie złącza.

Pomimo niejednorodności lokalnej mikrostruktury jedną ze znaczących korzyści tej technologii zgrzewania jest w pełni zrekrystalizowane, równoosiowe, drobne ziarno w strefie mieszania. Drobnoziarnista mikrostruktura odpowiada za

bardzo dobre właściwości mechaniczne i zmęczeniowe, a także polepsza plastyczność. Wytrzymałość złącza jest najwyższa w strefie mieszania, a następnie w ciepło-plastycznej oraz w strefie wpływu ciepła (Mishra i Ma, 2005; Nandan i in., 2008).

Kształtowanie mikrostruktury obszaru złącza związane jest zarówno z procesami odkształcenia, zdrowienia i rekrytalizacji, jak również z koagulacją, rozpuszczaniem i ponownym wydzielaniem cząstek fazy umacniającej. Stephen Leon i współautorzy (2020) zestawili procesy mikrostrukturalne mogące wystąpić w poszczególnych strefach złącza (rys. 13).



Rys. 13. Zestawienie procesów kształtowania mikrostruktury w poszczególnych strefach złącza FSW

Opracowanie na podstawie (Stephen Leon i in., 2020)

2.3.3.1. Zdrowienie, rekrytalizacja i rozrost ziarna

Zdrowienie, rekrytalizacja i rozrost ziarna to ważne zagadnienia w badaniach dotyczących procesu FSW. Podczas procesu FSW materiał przepływa wokół narzędzia, ulega intensywnemu odkształceniu plastycznemu w podwyższonej temperaturze i w ten sposób powoduje wysokotemperaturowe zdrowienie dynamiczne i rekrytalizację dynamiczną (Ma i in., 2018; McNelley i in., 2008; Mishra i Ma, 2005; Su i in., 2005). Zdrowienie dynamiczne w podwyższonej temperaturze jest

kontrolowane przez wspinanie dyslokacji lub poślizg poprzeczny. W wyniku zdrowienia podczas odkształcania na gorąco dyslokacje prowadzą do powstawania podziaren, które następnie rosną i są jednocześnie odkształcane, co skutkuje tworzeniem się nowych podziaren w obrębie starych. W początkowej fazie odkształcania plastycznego na gorąco dochodzi do zwiększenia gęstości dyslokacji, co prowadzi do powstawania splotów dyslokacyjnych. W miarę postępującego odkształcania gęste sploty dyslokacji łączą się, tworząc strukturę podziarnową. Wzrost gęstości dyslokacji wraz z odkształceniem powoduje wzrost szybkości anihilacji dyslokacji. W przypadku pewnej gęstości dyslokacji osiągnięta zostaje dynamiczna równowaga między szybkością powstawania dyslokacji przez odkształcenie a szybkością ich anihilacji w wyniku zdrowienia. Ze względu na to, że zdrowienie dynamiczne nie zachodzi wystarczająco szybko, aby równoważyć tempo powstawania defektów generowanych podczas odkształcania, dochodzi do rekrytalizacji dynamicznej.

Podczas rekrytalizacji dynamicznej następuje ciągle zarodkowanie nowych ziaren i ich ograniczony wzrost. Dzieje się tak dlatego, że zarodki nowych ziaren rozpoczynające proces rekrytalizacji nie rozrastają się aż do momentu, gdy zetkną się fronty rekrytalizacji utworzone na przeciwległych granicach ziarna pierwotnego. Zamiast tego nowe ziarna zarodkują na granicach rosnących ziaren. Jednocześnie występuje odkształcenie, w wyniku którego powstają nowe dyslokacje. Ich obecność za frontami rekrytalizacji zmniejsza siłę pędną migracji tych frontów, natomiast obecność przed frontami rekrytalizacji sprzyja powstawaniu nowych zarodków rekrytalizacji (Blicharski, 2002; Humphreys i Hatherly, 2012).

Przez pewien czas uważano, że proces rekrytalizacji dynamicznej jest ograniczony tylko do metali o niskiej energii błędu ułożenia, takich jak miedź, mosiądz α , żelazo γ i stale austenityczne. W metalach o dużej energii błędu ułożenia, takich jak aluminium, żelazo α , stale ferrytyczne, gdzie wspinanie dyslokacji oraz poślizg poprzeczny są łatwe, przyjmowano, że jedynym działającym mechanizmem jest dynamiczne zdrowienie. Później zaobserwowano, że metale o wysokiej energii błędu ułożenia również wykazują przemiany mikrostrukturalne przypominające rekrytalizację podczas obróbki na gorąco. Wiele wyników badań złączy FSW stopów aluminium wskazało na obecność drobnych dynamicznie zrekrystalizowanych ziaren, które miały dominujące granice ziaren o dużym kącie dezorientacji (powyżej 15°) (Heidarzadeh i in., 2021; Ma i in., 2018).

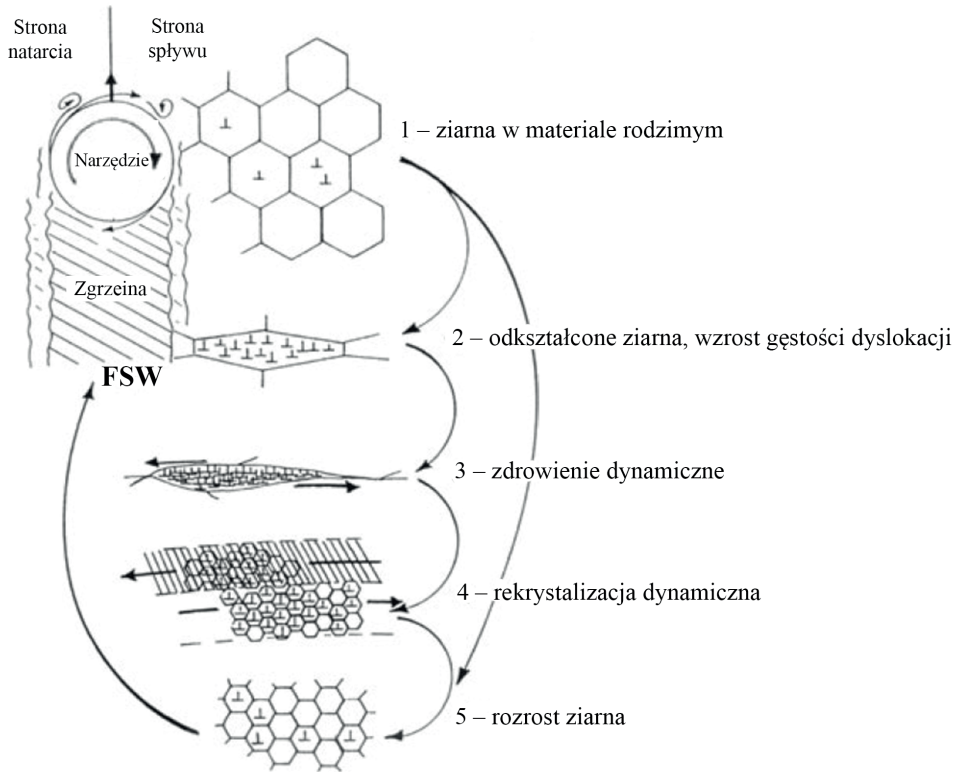
Wyróżnia się trzy typy rekrytalizacji dynamicznej, w wyniku której prawdopodobnie powstaje drobne ziarno w złączy FSW. Są to: rekrytalizacja nieciągła (ang. *discontinuous dynamic recrystallization*, DDRX), rekrytalizacja ciągła (ang. *continuous dynamic recrystallization*, CDRX) oraz rekrytalizacja geometryczna (ang. *geometric dynamic recrystallization*, GDRX). Rekrytalizacja nieciągła polega na zarodkowaniu i rozroście ziaren, natomiast podczas rekrytalizacji ciągłej nowe ziarna tworzą się na granicach ziaren małego kąta (o kącie dezorientacji $2\text{--}15^\circ$) i następuje ich stopniowy wzrost podczas odkształcania na gorąco, co prowadzi do rozwoju nowych ziaren z granicami dużego kąta. Rekrytalizacja dynamiczna geometryczna to proces, w którym nowe ziarna powstają w wyniku fragmentacji wydłużonych ziaren podczas

intensywnego odkształcenia plastycznego, co prowadzi do drobniejszej struktury ziarnowej. Występuje zwykle, gdy ziarna są silnie wydłużone, głównie w wyniku dużego odkształcenia. Zadane odkształcenie jest zazwyczaj na tyle duże, że pierwotne ziarna stają się wydłużone w takim stopniu, że ich szerokość zbliża się do rozmiaru podziaren, a pierwotne granice ziaren mogą się łączyć, przecinając wydłużone ziarna. Rekrytalizacja dynamiczna nieciągła zwykle występuje w aluminium wysokiej czystości. W przypadku stopów aluminium (m.in. serii 5xxx, 6xxx i 7xxx) najczęściej występującym mechanizmem jest rekrytalizacja dynamiczna ciągła (Heidarzadeh i in., 2021; Jata i Semiatin, 2000; Lv i in., 2020; Su i in., 2005). Jednakże Verma i współautorzy (1995) stwierdzili, że stop 5083 nie podlega ciągłej rekrytalizacji dynamicznej. Natomiast Etter i współautorzy (2007) zauważyli, że w przypadku złączy stopów 5xxx rozdrobnienie ziarna jest bardziej efektywne, jeśli zajdzie rekrytalizacja geometryczna, a nie ciągła. Blum i współautorzy wskazali, że w aluminium i stopach 5xxx może wystąpić także rekrytalizacja dynamiczna geometryczna (Blum i in., 1996). Robson i Campell opracowali prosty model rekrytalizacji i wzrostu ziarna w zgrzewinach FSW, przyjmując, że dominującym mechanizmem rekrytalizacji jest geometryczna rekrytalizacja dynamiczna. Wyniki tego modelowania były zgodne z danymi eksperymentalnymi uzyskanymi dla zgrzewania tarcowego z mieszanym materiałem stopu aluminium 2524 (Robson i Campbell, 2010).

Podczas procesu FSW, w obszarze materiału za narzędziem, odkształcenie już nie zachodzi, ale materiał nadal utrzymuje wysoką temperaturę. W zależności od zgrzewanego materiału, grubości zgrzewanych płyt i parametrów procesu FSW szybkość stygnięcia w zgrzewinie wynosi od 10 K/s do 60 K/s. W takim przypadku, jeśli zadane odkształcenie materiału było większe niż krytyczne odkształcenie dla rekrytalizacji dynamicznej, w materiale występują fronty rekrytalizacji. Po ustąpieniu odkształcenia fronty rekrytalizacji mogą migrować bez okresu inkubacji, co prowadzi do zjawiska rekrytalizacji metadynamicznej (ang. *metadynamic recrystallization*, MDRX). Natomiast niezrekrytalizowane obszary mogą ulec rekrytalizacji statycznej dzięki tworzeniu się zarodków rekrytalizacji w odkształconym materiale i ich wzrostowi (Blicharski, 2002; Heidarzadeh i in., 2021; Humphreys i Hatherly, 2012).

Niektóre mechanizmy mogą zachodzić równolegle, a udział poszczególnych jest trudny do określenia jedynie na podstawie danych eksperymentalnych. Ponadto należy podkreślić, że wszystkie zaproponowane mechanizmy rekrytalizacji pojawiające się podczas zgrzewania FSW opierają się na obserwacjach mikrostruktury końcowej w temperaturze pokojowej. Rysunek 14 przedstawia ogólny pogląd na rozwój mikrostruktury podczas procesu FSW.

Po rekrytalizacji następuje rozrost ziarna. Siłą pędną tego procesu jest energia granic ziaren. Siła pędna rozrostu ziaren jest około dwa rzędy wielkości mniejsza od siły pędnej rekrytalizacji, co sprawia, że szybkość migracji granic ziaren podczas rozrostu jest znacznie niższa niż szybkość migracji frontów rekrytalizacji. Ponadto proces ten jest silniej hamowany przez siły wynikające z obecności atomów domieszek i cząstek innej fazy (Blicharski, 2002).



Rys. 14. Schemat ilustrujący rozwój mikrostruktury w zgrzeinie FSW

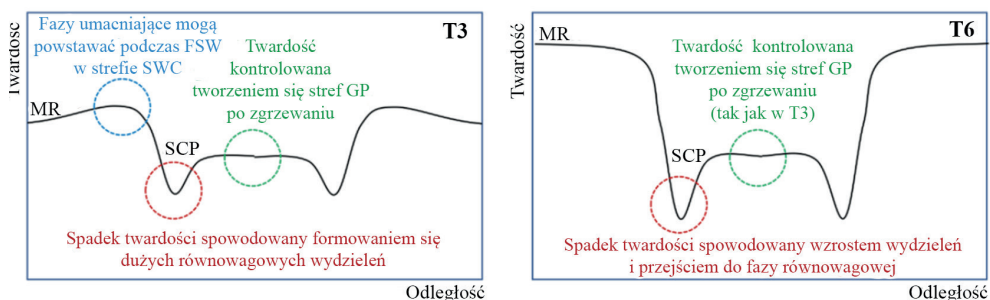
Opracowanie na podstawie (Murr, 2010)

Rozrost ziarna może przebiegać na dwa sposoby: jako normalny rozrost ziaren (ciągły rozrost ziaren) lub jako anormalny rozrost ziaren (nieciągły rozrost ziaren), zwany rekrytalizacją wtórną. W procesie normalnego rozrostu ziaren rozkład ich wielkości oraz kształt pozostają statystycznie stabilne. Natomiast w przypadku rekrytalizacji wtórnej tylko niewielka liczba ziaren rośnie, ale te, które rosną, osiągną znaczne rozmiary, kosztem pozostałych ziaren (Blicharski, 2002). Anormalny rozrost ziarna często pojawia się w strefie zmieszania złączy stopów aluminium, stopów magnezu, kompozytów i stali. W stopach metali zawierających cząstki drugiej fazy (jak w przypadku stopów aluminium) na rozrost ziarna wpływa również proces zakotwiczenia się granic ziaren (cząstki obecne na granicach ziaren uniemożliwiają ich przesunięcie). Efekt ten można określić ilościowo za pomocą parametru Z (ang. *Zener pinning pressure*) (Humphreys i Hatherly, 2012). Uwzględnienie tego zjawiska może być kluczowe przy analizie anormalnego rozrostu ziarna w zgrzeinach FSW. W wyniku rozrostu ziarna pogarsza się wytrzymałość złącza (Hassan i in., 2003; Heidarzadeh i in., 2021; Ma i in., 2018; Mironov i in., 2012).

2.3.3.2. Ewolucja cząstek faz

Podczas procesu FSW w wyniku dużego odkształcenia i wysokiej temperatury przemianom ulegają cząstki drugiej fazy, które są często obecne w stopach metalicznych. Zjawiska, na które składają się koagulacja, rozpuszczanie i ponowne wydzielanie cząstek fazy umacniającej najczęściej obserwowano w złączach stopów aluminium i stopów magnezu umacnianych wydzieleniowo (Heidarzadeh i in., 2021; Kumar i in., 2015; Mishra i Komarasamy, 2016).

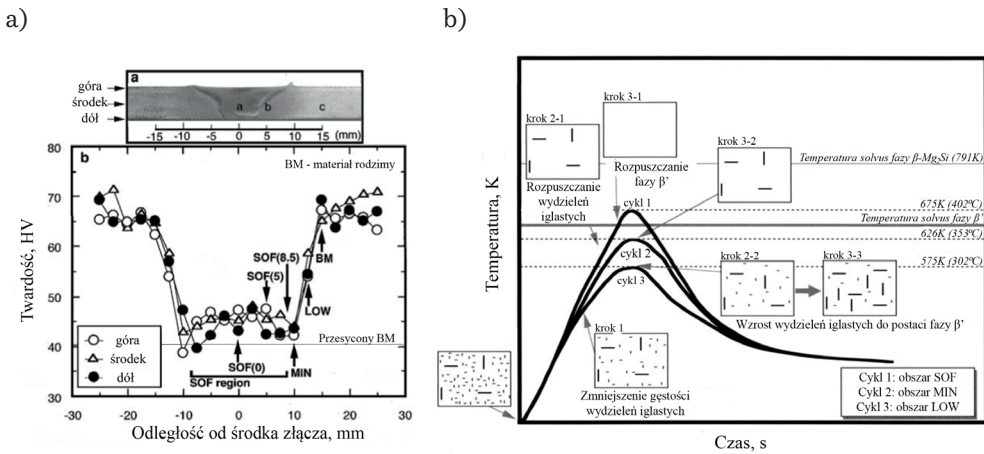
Charakter procesów ewolucji faz zależy od strefy mikrostrukturalnej złącza, na którą wpływają temperatura, odkształcenie oraz stan wyjściowy zgrzewanego stopu. Duże różnice cieplno-odkształceniowe powodują, że materiały zawierające wydzielania drugiej fazy zwykle przechodzą przez złożone procesy wydzielania. W obszarach podlegających niższym temperaturom zachodzi przejście do bardziej stabilnych faz. Może to zwiększyć wytrzymałość, jeśli początkowo materiał był niestarzony, lub prowadzić do zmniejszenia wytrzymałości, gdy materiał początkowo znajdował się w stanie maksymalnej wytrzymałości. W obszarach, gdzie temperatura jest wyższa, wydzielania stopniowo się rozpuszczają, tworząc roztwór stały. W zależności od późniejszej szybkości stygnięcia z roztworu stałego mogą wydzielać się nowe fazy. Ze względu na to, że gęstość defektów krystalicznych (tj. dyslokacji, granic podziaren i ziaren) oraz pozostałych cząstek drugiej fazy w zgrzewanym materiale jest duża, nowe wydzielania często tworzą się w sposób heterogeniczny. Rysunek 15 obrazuje zmiany twardości w złączu stopu umacnianego wydzieleniowo w stanie T3 i T6, które związane są ze zjawiskami wydzielania się cząstek. W strefie zmieszania tworzą się strefy Guiniera–Prestona (strefy GP). W strefie cieplno-plastycznej następuje wzrost wydzieleń i formowanie się wydzieleń równowagowych, które skutkują spadkiem twardości w tym obszarze. Natomiast w strefie wpływu ciepła w zależności od stanu wyjściowego stopu mogą powstawać fazy umacniające, jak w przypadku stanu T3 (Heidarzadeh i in., 2021).



Rys. 15. Schematyczne przedstawienie wpływu procesu FSW na profil twardości złączy stopu umacnianego wydzieleniowo (stop w stanie T3 i T6)

Opracowanie na podstawie (Heidarzadeh i in., 2021)

Sato i współautorzy (1999) wykazali, że wpływ wielkości ziarna na twardość złącza w procesie FSW stopu 6063 jest niewielki, podczas gdy twardość wykazuje silną zależność od rozkładu wydzielen. W obszarze strefy mieszania (obszar SOF na rysunku 16) następuje rozpuszczenie i wzrost wydzielen podczas zgrzewania. Spadek twardości w strefie cieplno-plastycznej (obszar MIN) związany jest z rozpuszczaniem się wydzielen iglastych. W strefie wpływu ciepła (obszar LOW) następuje wzrost wydzielen iglastych do postaci fazy β' . Podobne obserwacje w złączach stopów aluminium 6082-T6 oraz 7108-T79 wykazali Frigaard i współautorzy (2001). Sekwencje procesów wydzieleniowych w poszczególnych obszarach złącza przedstawiono na rysunku 16b.



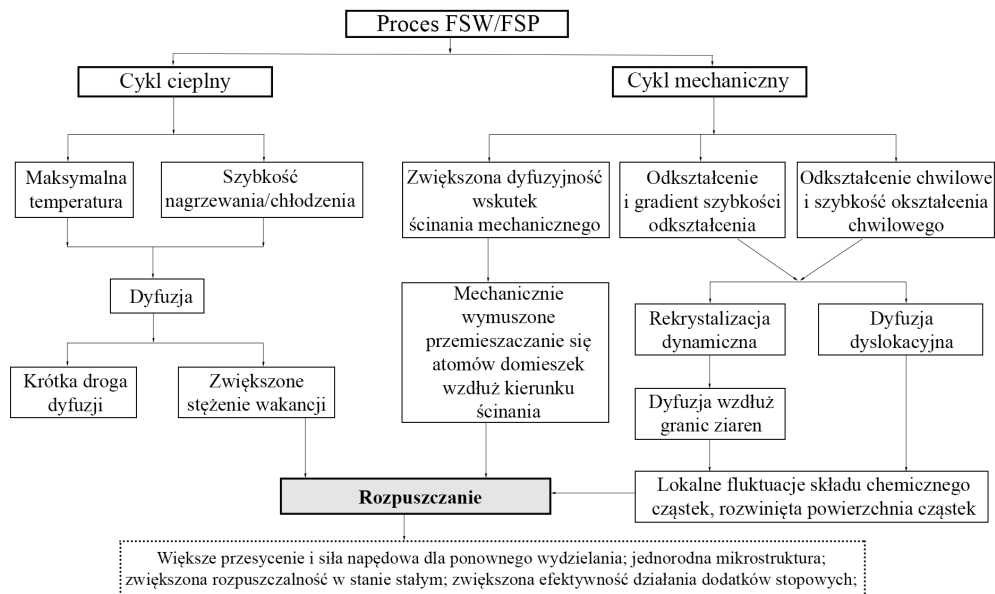
Rys. 16. Wyniki badań złączy stopu 6063: a) profile twardości; b) schemat obrazujący ewolucje wydzielen podczas procesu zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału dla stopu z serii 6xxx

Opracowanie na podstawie (Sato i in., 1999)

Podczas zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału ewolucja cząstek faz związana jest również z ruchem narzędzia, który może powodować tzw. mechaniczne rozpuszczanie faz (ściananie przez dyslokacje). Ruch narzędzia wytwarza ciepło w wyniku tarcia oraz odkształca plastycznie materiał. Wysokie temperatury przyspieszają dyfuzję atomów, co z kolei może ułatwić rozpuszczanie faz. Dodatkowo narzędzie powoduje powstawanie licznych dyslokacji, które także ułatwiają dyfuzję. Natomiast mieszanie materiału i jego przeciskanie się przez wyżłobienia narzędzia powoduje rozdrabnianie i fragmentację cząstek, co także sprzyja rozpuszczaniu. Zjawiska zachodzące podczas mechanicznego rozpuszczania faz wtórnych w procesie FSW są analogiczne do tych obserwowanych w procesie mechanicznej syntezy (ang. *mechanical alloying*, MA) (Dymek, 2004; Lü i Lai, 1998; Rozmus i in., 2006). W obu przypadkach dochodzi do intensywnego odkształcenia plastycznego materiału, któremu towarzyszy lokalne nagrzewanie, rozdrobnienie ziarna oraz

powstawanie dużej liczby defektów mikrostruktury. W efekcie zwiększa się energia wewnętrzna układu, co sprzyja dyfuzji w stanie stałym. Podobnie jak w procesie mechanicznej syntezy, w obszarze poddanym działaniu narzędzia podczas zgrzewania może dochodzić do częściowego rozpuszczania istniejących faz, a w niektórych przypadkach – do tworzenia nowych faz międzymetalicznych.

Zjawisko samego rozdrabniania mechanicznego faz wtórnych jest często wspomniane w literaturze jako efekt procesu tarciowej modyfikacji (ang. *friction stir processing*, FSP) stopów odlewniczych (Hasani i in., 2021; Pietras i Rams, 2016; Węglowski, 2023; Węglowski i in., 2014), która oparta jest na zasadzie procesu FSW. W przypadku procesu zgrzewania zagadnienia związane z wpływem ruchu narzędzia na ewolucję cząstek jest często pomijane. Rysunek 17 przedstawia mechanizmy mogące przyczynić się do rozpuszczania faz podczas procesów FSW i FSP. Mechanizmy te obejmują: mechanicznie wymuszony transport atomów wzdłuż kierunku ścinania, dyfuzję wzdłuż granic ziaren czy dyfuzję dyslokacyjną (Palanivel i in., 2016).



Rys. 17. Podstawowe mechanizmy rozpuszczania cząstek podczas procesów FSW i FSP

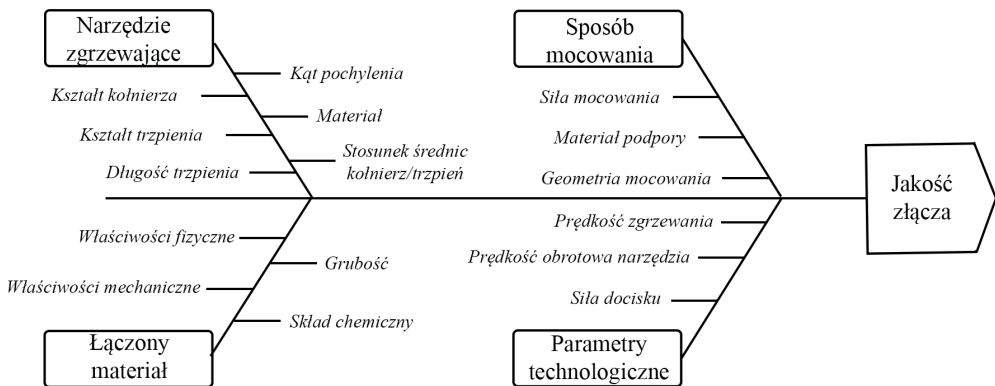
Opracowanie na podstawie (Jarzębski, 1975; Palanivel i in., 2016)

W przypadku łączenia różnych materiałów mechanizmy zdrowienia, rekrystalizacji oraz ewolucji wydzielen są zazwyczaj podobne do tych występujących przy zgrzewaniu materiałów jednorodnych. Różnice mogą pojawić się jedynie w obszarze granicznym, a także w przypadku zgrzewania materiałów o odmiennym składzie

chemicznym, gdzie możliwe jest tworzenie faz międzymetalicznych. Tworzenie się faz międzymetalicznych (ang. *intermetallic compounds*, IMC) podczas procesu FSW jest często szkodliwe, ponieważ związki te mogą zmniejszać wytrzymałość zgrzeiny. Problem ten jest szczególnie istotny w przypadku łączenia stali ze stopami aluminium (Beygi i in., 2023; Tanaka i in., 2020).

2.4. Czynniki wpływające na proces FSW

Do głównych parametrów procesu FSW wpływających na wytwarzanie ciepła i mieszanie materiału można zaliczyć: prędkość obrotową narzędzia, prędkość zgrzewania (przesuwu narzędzia), kształt narzędzia, kąt pochylenia narzędzia, siłę docisku oraz głębokość wprowadzenia narzędzia w materiale. Jednakże na proces wpływają również drugorzędne czynniki, takie jak: grubość materiału zgrzewanego, skład chemiczny materiałów zgrzewanych, rodzaj materiału, z którego wykonana jest podpora (płyta oporowa), początkowa obróbka materiału, sposób chłodzenia, konfiguracja złącza czy zastosowane urządzenie (Pandya i Menghani, 2013). Zestawienie podstawowych czynników wpływających na jakość złącza FSW przedstawiono na rysunku 18.



Rys. 18. Podstawowe parametry wpływające na jakość złącza otrzymanego za pomocą technologii FSW

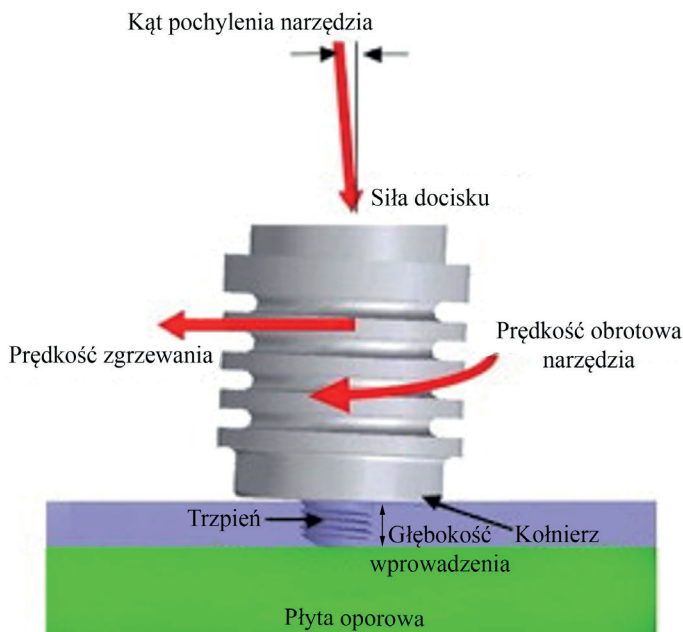
Opracowanie na podstawie (Elsheikh, 2023; Węglowski, 2023)

2.4.1. Parametry zgrzewania

Wśród parametrów procesu zgrzewania największy wpływ na niego mają prędkość obrotowa narzędzia (ang. *tool rotation speed*) – prędkość, z jaką obraca się narzędzie, podawana w obrotach na minutę (obr/min), oraz prędkość zgrzewania (ang. *welding velocity* lub *traverse speed*) – prędkość, z jaką narzędzie przesuwa się

wzdłuż linii styku zgrzewanych elementów podawana w milimetrach na minutę (mm/min). Na rysunku 19 pokazano schematycznie parametry procesu FSW. Poza prędkościami ruchu narzędzia można także wyróżnić takie parametry, jak:

- kąt pochylenia narzędzia (ang. *tilt angle*) – kąt pomiędzy normalną do powierzchni zgrzewanych płyt a osią narzędzia, najczęściej mieści się w granicach 0–3°;
- siła docisku (siła osiowa) (ang. *axial force*);
- głębokość wprowadzenia narzędzia (ang. *depth*).



Rys. 19. Parametry procesu FSW

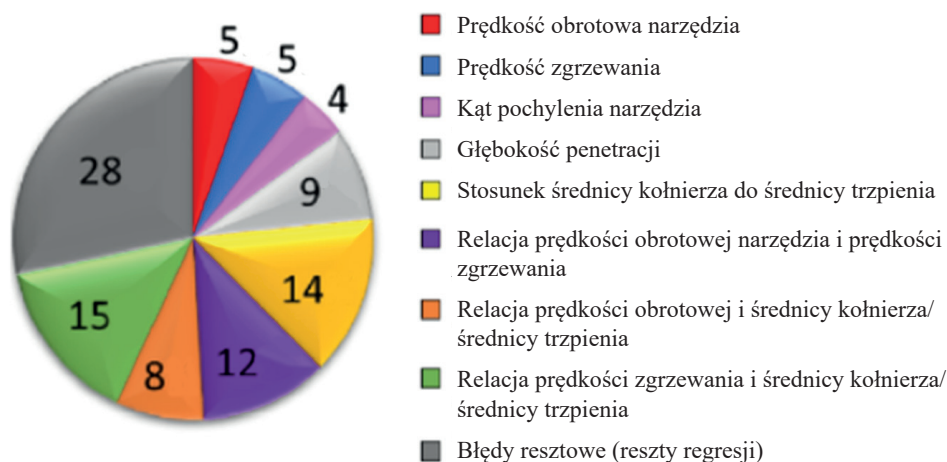
Opracowanie na podstawie (Reshad Seighalani i in., 2010)

Zarówno prędkość obrotowa narzędzia, jak i prędkość zgrzewania mają wpływ na ilość wytwarzanego ciepła i mieszanie materiału podczas procesu zgrzewania. Prędkość obrotowa narzędzia wpływa na intensywność odkształcenia plastycznego, a przez to na mieszanie materiału, co warunkuje ilość wytwarzanego ciepła koniecznego do zmiękczenia zgrzewanych materiałów. Jest to szczególnie ważne w przypadku zgrzewania różnych stopów aluminium. Przepływ materiału można zintensyfikować przez zwiększenie prędkości obrotowej lub zmniejszenie prędkości zgrzewania. Peel i współautorzy (2006) wskazują, że wpływ prędkości obrotowej na przepływ materiału jest jednak większy. Większa ilość wytwarzanego ciepła wpływa na efektywniejsze mieszanie materiałów w złączach różnoimiennych FSW (Gebremamlak i in., 2022; Gite i in., 2019).

Dodatkowo w celu zwiększenia skuteczności wymieszania materiałów często narzędzia pochyla się względem osi narzędzia. Zastosowanie odpowiedniego kąta pochylenia narzędzia (α) zapewnia, że kołnierz lepiej utrzymuje uplastyczniony materiał, a trzpień powoduje dokładniejsze przemieszczanie materiału od przedniej do tylnej części podczas ruchu posuwowego (Mishra i Ma, 2005).

Głębokość wprowadzenia narzędzia odgrywa ważną rolę w wytwarzaniu ciepła wydzielanego podczas zgrzewania, a także kontroluje odkształcenie plastyczne. W dużej mierze zależy ona od długości trzpienia oraz siły docisku. Mniejsza głębokość powoduje niewystarczający przepływ materiału i brak połączenia między zgrzewanymi materiałami, co z kolei prowadzi do powstawania niezgodności i zmniejszenia wytrzymałości złącza zgrzewanego. Zbyt duża głębokość wprowadzenia narzędzia powoduje jednak przegrzanie mogące skutkować tworzeniem się faz międzymetalicznych, które również zmniejszają wytrzymałość (Mishra i Ma, 2005). Przykładowo przy zgrzewaniu stopów aluminium 5083-H116 i 6063-T6 zwiększenie głębokości wprowadzenia narzędzia z 0,3 mm do 0,4 mm poprawia wymieszanie materiałów, co zwiększa wytrzymałość na rozciąganie, a także ogranicza powstawanie niezgodności (Khan i in., 2015).

W zależności od konfiguracji złącza procentowy udział wpływu poszczególnych parametrów FSW na jakość złącza jest różny (Hoyos i Serna, 2021; Silva i in., 2015). Rysunek 20 przedstawia przykładową symulację wpływu poszczególnych parametrów na jakość i wytrzymałość złącza doczołowego. W tym przypadku najważniejszym parametrem okazuje się stosunek średnicy kołnierza do średnicy trzpienia, jednakże istotny jest również związek tego stosunku z prędkością obrotową narzędzia i prędkością zgrzewania.



Rys. 20. Udział poszczególnych parametrów procesu FSW w kształtowaniu jakości i wytrzymałości złącza (w procentach)

Opracowanie na podstawie (Silva i in., 2015)

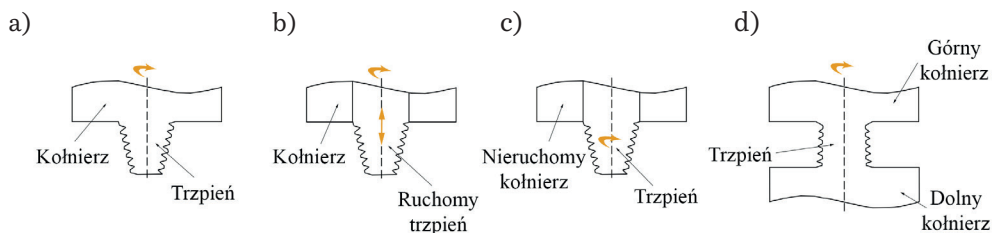
2.4.2. Narzędzie FSW

Narzędzie jako zasadniczy element procesu zgrzewania spełnia trzy podstawowe funkcje (Mishra i Ma, 2005; Singh i in., 2019; Thomas i in., 1991).

- 1) Lokalne nagrzewanie zgrzewanych materiałów – jest wynikiem tarcia pomiędzy narzędziem a zgrzewanymi materiałami oraz silnego odkształcenia plastycznego w strefie złącza. Na pierwszym etapie procesu podczas wprowadzania trzpienia w materiale wytwarzane jest ciepło pochodzące od sił tarcia pomiędzy trzpieniem a zgrzewanym materiałem. Wprowadzanie trzpienia w materiał trwa do czasu, aż kołnierz zetknie się z powierzchnią zgrzewanych płyt. Wtedy większość ciepła pochodzi od tarcia pomiędzy kołnierzem a powierzchnią zgrzewanych materiałów. Podczas zgrzewania cienkich blach większość ciepła wytwarzana jest przez kołnierz, natomiast w przypadku grubych blach większość ciepła wytwarza trzpień (Ambrosio i in., 2023).
- 2) Wytwarzanie złącza przez mieszanie materiału – narzędzie powoduje przemieszczanie się uplastycznionego materiału.
- 3) Utrzymanie gorącego materiału pod kołnierzem.

Podstawowymi elementami narzędzia są kołnierz (lub w niektórych tłumaczeniach: wieniec opory) (ang. *shoulder*) oraz trzpień (ang. *pin* lub *probe*). Ze względu na budowę narzędzia można wyróżnić cztery podstawowe typy.

- 1) Narzędzie tradycyjne (rys. 21a), które składa się z obracających się kołnierza i trzpienia.
- 2) Narzędzie z ruchomym trzpieniem (ang. *adjustable tool*) (rys. 21b), który w końcowej fazie procesu na kilka sekund przed jego zakończeniem zostaje uniesiony, natomiast kołnierz nadal dociska materiał i obracając się, wymusza ruch materiału, który uzupełnia miejsce po trzpieniu. Ten typ narzędzia umożliwia wyeliminowanie otworu na końcu ściegu.
- 3) Narzędzie z nieruchomym kołnierzem (ang. *stationary tool*) (rys. 21c) – ten typ narzędzia zaproponowany w 2008 roku przez Russella i współautorów (2008) miał na celu zmniejszenie dużych gradientów temperatury na grubości łączonych elementów, które występowały podczas łączenia stopów o niskiej przewodności cieplnej, tj. stopów tytanu. Podczas zgrzewania nieobracający się kołnierz ślizga się po powierzchni łączonego elementu, podczas gdy trzpień obraca się, uplastyczniając łączony materiał. Kołnierz zabezpiecza przed wypłynięciem tego uplastycznionego materiału, ale nie bierze udziału w mieszaniu materiału.
- 4) Narzędzie szpulowe (ang. *bobbin tool*) – narzędzie dwustronne zbudowane z dwóch kołnierzy (rys. 21d). Jeden kołnierz dociska zgrzewane płyty od góry, a drugi od dołu, co eliminuje użycie podpory. Kołnierze połączone są trzpieniem, który podczas procesu cały znajduje się wewnątrz zgrzewanych płyt. Długość trzpienia jest nieznacznie mniejsza od ich grubości. Dzięki temu eliminuje się niezgodności w obszarze grani (dolnej części) złącza. Ponadto siła nacisku jest mniejsza (Fuse i Badheka, 2019; Threadgill i in., 2010).



Rys. 21. Typy narzędzi FSW: a) narzędzie tradycyjne; b) narzędzie z ruchomym trzpieniem; c) narzędzie z nieruchomym kołnierzem; d) narzędzie szpulowe typu *bobbin tool*

Kształt i wymiary narzędzia mają zasadniczy wpływ na ilość wytwarzanego ciepła oraz na sposób płynięcia materiału. Kołnierz i trzpień mogą charakteryzować się różnym kształtem. Typowe kołnierze mogą być wklęsłe, wypukłe lub płaskie, dodatkowo ich dolna powierzchnia może charakteryzować się spiralami, wyżłobieniami, rowkami, radełkowaniem, wypustkami lub współosiowymi kręgami. Jedną z funkcji kołnierza jest zatrzymywanie wypychanego na zewnątrz odkształconego plastycznie materiału. Dlatego specjalnie zaprojektowane wgłębienia pozwalają na lepsze utrzymywanie uplastycznionego materiału. Odpowiedni kształt pozwala na zwiększenie oddziaływania kołnierza na materiał, poszerza obszar mieszania, co w konsekwencji umożliwia podwyższenie jakości złącza (Mehta i in., 2011; Mishra i Ma, 2005; Mishra i in., 2018; Sorensen, 2018).

Profil trzpienia jest bardziej złożony. Najczęściej używanym kształtem trzpienia jest forma walca lub ściętego stożka. Powierzchnia boczna trzpienia może być płaska lub może się charakteryzować różnymi wyżłobieniami, rowkami lub gwintem. Rozbudowana powierzchnia boczna trzpienia przyczynia się do efektywniejszego mieszania materiałów. Obszerne zestawienie możliwych kształtów trzpieni przedstawili Zhang i współautorzy (2012).

W dostępnej literaturze często omawiany jest wpływ kształtu narzędzia na jakość złączy FSW, mikrostrukturę i właściwości mechaniczne oraz charakter przepływu materiału. Trueba i współautorzy (2015) badali wpływ cech kołnierza na obecność niezgodności oraz właściwości wytrzymałościowe złączy FSW ze stopu AA6061-T6 i wykazali, że zastosowanie kołnierza z wypukłym wzorem o spiralnym kształcie na powierzchni pozwala na uzyskanie złączy wysokiej jakości. Periyasamy i współautorzy (2019) analizowali wpływ kąta wklęsłości powierzchni kołnierza ($1,5^\circ$, 3° i $4,5^\circ$) oraz kształtu trzpienia na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne złączy FSW wykonanych ze stopów 7075 i 6061. Wykazali, że najlepsze właściwości mechaniczne można uzyskać przy zastosowaniu kołnierza o kącie wklęsłości 3° oraz trzpienia o przekroju kwadratowym. Mugada i Adepu (2018, 2019, 2021) przeprowadzili badania dotyczące wpływu powierzchni kołnierza oraz trzpienia na siłę docisku, temperaturę procesu oraz właściwości mechaniczne złączy FSW stopu AA6082-T6. Stwierdzili, że zastosowanie kołnierza z karbowaną powierzchnią prowadzi do uzyskania bardzo dobrych właściwości złącza przy


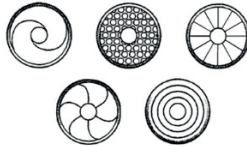






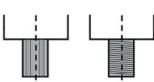


jednoczesnym istotnym zmniejszeniu siły docisku (około 32%). Zwrócili również uwagę na znaczenie kształtu trzpienia: narzędzia z trzpieniem o przekroju sześciokątnym i pięciokątnym prowadziły do obniżenia siły docisku podczas procesu, natomiast trzpień trójkątny powodował jej wzrost. Co istotne, mimo wyższej siły docisku narzędzie z trzpieniem trójkątnym umożliwiało uzyskanie wyraźnie lepszych właściwości mechanicznych złączy zgrzewanych. Ahmed i współautorzy (2019) przeprowadzili badania wpływu kształtu trzpienia na twardość, mikrostrukturę oraz teksturę złączy FSW stopu AA6082 (o grubości 32 mm). Wykazali, że narzędzie z trzpieniem stożkowym powoduje lokalne zróżnicowanie wielkości ziaren i szybkości odkształcenia w strefie zmieszania, podczas gdy narzędzie z trzpieniem o równoległych powierzchniach (mimo wyżłobień) umożliwia uzyskanie znacznie bardziej jednorodnej mikrostruktury ziarnowej oraz równomiernego rozkładu szybkości odkształcenia. Innym aspektem, tj. powierzchnią trzpienia, zajęli się Sun i Wu (2020), którzy rozpatrywali, w jaki sposób obecność gwintu na powierzchni trzpienia narzędzia wpływa na przebieg procesu zgrzewania stopu AA6061-T6. Wykazali, że zastosowanie narzędzia z trzpieniem gwintowanym ogranicza nagłe zmiany prędkości przepływu materiału po stronie natarcia skuteczniej niż narzędzie z trzpieniem bez gwintu. Ponadto zaobserwowali, że zwiększenie skoku gwintu prowadzi do zmniejszenia całkowitej ilości wytwarzanego ciepła, co skutkuje obniżeniem maksymalnej temperatury osiągnętej podczas procesu.

Kształt narzędzia jest przedmiotem licznych badań i modyfikacji, których celem jest zapewnienie optymalnego przepływu materiału wokół trzpienia i poniżej niego, poszerzenie strefy zmieszania, a także lepsze wymieszanie tlenków i cząstek dyspersyjnych z powierzchni złącza oraz poprawienie jakości zgrzeiny (Chandana i Saraswathamma, 2023; Maji i in., 2022; Mishra i Ma, 2005; Zhang i in., 2012). W tabeli 2 zestawiono podsumowanie wpływu poszczególnych cech kształtu narzędzia (kołnierza i trzpienia) na przepływ materiału. Przedstawione cechy konstrukcyjne zarówno trzpienia, jak i kołnierza decydują o charakterze powierzchni kontaktu oraz rozkładzie sił działających na zgrzewane elementy, co wpływa na ilość wytwarzanego ciepła w wyniku tarcia oraz charakterystykę przepływu uplastycznionego materiału. Odpowiednio zaprojektowane narzędzie sprzyja optymalnemu przekazywaniu ciepła i zapewnia skuteczne mieszanie materiału, a tym samym prawidłowy jego przepływ, ogranicza również ryzyko powstawania niezgodności.

Oprócz kształtu istotne znaczenie mają również wymiary narzędzia stosowanego w procesie FSW. Długość trzpienia powinna być dostosowana do grubości zgrzewanych elementów – zazwyczaj jest ona nieco mniejsza od ich całkowitej grubości, co ma zapewnić pełne uplastycznienie materiału. Średnica trzpienia musi być z jednej strony wystarczająco duża, aby zapobiec jego uszkodzeniu lub oderwaniu od kołnierza pod wpływem sił występujących podczas mieszania materiału, a z drugiej – na tyle mała, aby umożliwić skuteczne zgrzanie materiału za narzędziem przed jego ostygnięciem (Mishra i Ma, 2005).

Tabela 2

Wpływ cech geometrycznych elementów narzędzia FSW na przepływ materiału

Kołnierz			
Cechy powierzchni	Bez charakterystycznych cech		Powierzchnia z charakterystycznymi cechami poprawia proces mieszania materiału, zwiększając ilość wytwarzanego ciepła oraz intensyfikując działanie mechaniczne na uplastyczniony materiał, co przyczynia się do efektywniejszego mieszania
	Zwoje Wypustki Żłobienia Radełkowanie		
Powierzchnia dolna	Płaska		Płaskie i wklęsłe powierzchnie skutecznie utrzymują materiał pod kołnierzem podczas mieszania. Wklęsły kołnierz zatrzymuje płynący metal, co dodatkowo redukuje ryzyko powstawania wplywki. Wypukłe powierzchnie są rzadko stosowane
	Wklęsła		
	Wypukła		
Trzpień			
Powierzchnia dolna (kształt)	Okrągły		Trzpień z płaskimi powierzchniami, czyli o kształcie wielokąta w przekroju, wspomagają przepływ materiału. Mieszany materiał jest transportowany w partiach, co prowadzi do większej objętości odkształconego materiału
	Trójkątny Czterokątny Pięciokątny Sześciokątny		
Powierzchnia zewnętrzna	Gładka		Gwintowane i rowkowane trzpienie ułatwiają przepływ materiału, zmuszając materiał o niskiej lepkości do przemieszczania się przez szczeliny na ich zewnętrznej powierzchni. Dodatkowo poprawiają pionowy przepływ materiału
	Z rowkami Z gwintem		
Profil	Prosty		Trzpień stożkowy ułatwia zamykanie pustek w dolnej części zgrzeiny. Kąt rozwarcia trzpienia większy niż 12° maksymalizuje płynność materiału, pod warunkiem, że nie osłabia węższej części trzpienia
	Stożkowy		

Opracowanie na podstawie (Ambrosio i in., 2023; Chandana i Saraswathamma, 2023; Fujii i in., 2006; Mishra i Ma, 2005; Sorensen, 2018)

Średnica kołnierza narzędzia jest większa od średnicy trzpienia, a ich optymalny stosunek dobierany jest zarówno w zależności od kształtu narzędzia, jak i w zależności od właściwości zgrzewanych materiałów – w szczególności ich grubości oraz składu chemicznego. W przypadku elementów o większej grubości ilość ciepła pochodzącego od kołnierza maleje, co wymaga wytworzenia przez trzpień większej ilości ciepła. W przypadku łączenia blach o grubości do 6 mm za pomocą narzędzia, w którym stosunek średnicy kołnierza do średnicy trzpienia wynosi 2,5:1 lub 3:1, można uzyskać złącza pozbawione niezgodności (Mishra i in., 2018). Saravanan i współautorzy (2016) określili, że najlepsze właściwości mechaniczne złączy 2024-7075 o grubości 5 mm można uzyskać przy stosunku średnicy kołnierza do średnicy trzpienia równym 3. Jednak przy zgrzewaniu materiałów o grubości 12 mm użycie konwencjonalnych narzędzi o takim stosunku średnic okazuje się niewystarczające do osiągnięcia złączy o odpowiedniej jakości (Mishra i Ma, 2005; Pietras i Zadroga, 2003). Ragu Nathan i współautorzy (2016) badając wpływ stosunku średnicy kołnierza do grubości materiału na właściwości mechaniczne złączy ze stali niskostopowej o wysokiej wytrzymałości, wykazali, że zastosowanie kołnierza o średnicy równej 25 mm (czyli pięciokrotności grubości blachy) pozwala na uzyskanie złączy o bardzo dobrych właściwościach wytrzymałościowych. Zhang i współautorzy (2009) wykazali, że zwiększenie średnicy kołnierza prowadzi do wzrostu temperatury oraz powiększenia objętości strefy zmieszania. Padmanaban i współautorzy (2020) stwierdzili, że zastosowanie narzędzi o dużej średnicy kołnierza może prowadzić do obniżonej efektywności zgrzewania w łączeniu stopów 2024-T3 i AA7075-T6. W przypadku tych złączy zastosowanie większej średnicy kołnierza skutkowało zmniejszeniem wytrzymałości uzyskanych złączy.

Konstrukcja narzędzia powinna być również dostosowana do rodzaju złącza – inne rozwiązania stosuje się w przypadku złączy doczołowych, a inne w złączach zakładkowych. Przy wykonywaniu złączy zakładkowych narzędzie musi uplastyczyć i wymieszać znacznie większą objętość materiału niż w przypadku złącza doczołowego, a także kierować przepływ materiału bardziej równomiernie względem osi obrotu trzpienia (Pietras i Zadroga, 2003).

Podczas procesu zgrzewania FSW temperatura narzędzia zbliża się do temperatury topnienia zgrzewanego materiału, dlatego wymagany jest także właściwy dobór materiału na narzędzie w zależności od zgrzewanych materiałów. Niepożądane jest narzędzie ulegające nierównomiernemu zużyciu, które powoduje utratę stabilności wymiarowej lub – co bardziej niekorzystne – pęka. Przy wyborze materiału na narzędzie FSW istotnych jest wiele właściwości materiałowych. Dlatego materiał narzędzia dobiera się pod względem materiału elementów, które mają zostać zgrzane. Dobór materiału zależy również od wymaganej żywotności narzędzia (np. przy zgrzewaniu wytłaczanych elementów aluminiowych narzędzie bez wymiany powinno wykonać do 1000 m zgrzeiny o grubości 5 mm). Ponadto temperatura podczas procesu zgrzewania ma znaczny wpływ na zużycie, a tym samym na żywotność narzędzia. Hasieber i współautorzy (2023) wykazali, że zmniejszenie prędkości obrotowej o 50% prowadzi do niższych temperatur procesu, a tym

samym do mniejszego zużycia narzędzia, co skutkuje wzrostem trwałości nawet o 150%. Wśród właściwości materiałowych uwzględnianych przy projektowaniu narzędzia można między innymi wyróżnić: wytrzymałość w temperaturze pokojowej i podwyższonej, trwałość w wysokiej temperaturze, odporność na zużycie w warunkach trybologicznych, reaktywność chemiczną, odporność na pęknięcie, współczynnik rozszerzalności cieplnej (przy narzędziach bimetalowych), obrabialność oraz jednorodność mikrostruktury i gęstość. Ponadto uwzględnia się również dostępność materiałów narzędziowych (Mishra i Ma, 2005; Sorensen, 2018).

Najważniejszymi kwestiami, które należy uwzględnić przy wyborze narzędzia, są jakość złącza, trwałość narzędzia oraz jego koszt. Wybór narzędzia zależy głównie od materiału zgrzewanego oraz kosztów zarówno materiału narzędzia, jak i jego obróbki niezbędnej do uzyskania pożądanego kształtu. Proces jest opłacalny, gdy możliwe jest uzyskanie złączy zgrzewanych bez niezgodności przy akceptowalnej trwałości narzędzia (Rai i in., 2011).

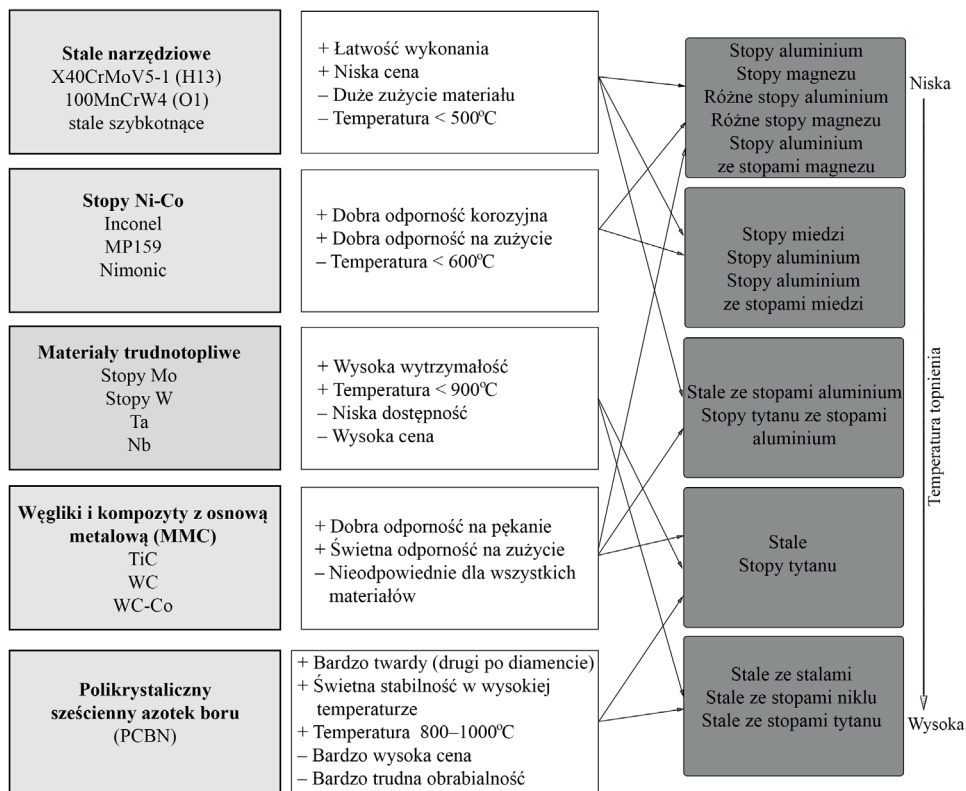
Najczęściej stosowanym materiałem na narzędzia są stale narzędziowe. Ze względu na to, że kołnierz i trzpień narzędzia mają różne zadania podczas procesu zgrzewania, czasami wykonane są z różnych materiałów, np. trzpień z węgliku wolframu (WC), a kołnierz z wolframu – np. przy zgrzewaniu tytanu (Sorensen, 2018). Przykłady materiałów stosowanych na narzędzia i ich właściwości przedstawiono na rysunku 22.

Do łączenia materiałów o niskiej temperaturze topnienia, takich jak stopy aluminium czy stopy magnezu stosuje się głównie narzędzia wykonane ze stali narzędziowej. Zaletami stosowania stali są łatwa dostępność i obrabialność, niski koszt, znane charakterystyki materiałowe i bardzo małe lub znikome zużycie narzędzia. Najczęściej używaną stalą jest stal narzędziowa stopowa X40CrMoV5-1 (H13) do pracy na gorąco o wysokiej twardości, wytrzymałości na rozciąganie i odporności na zużycie trybologiczne w wysokiej temperaturze. Inne gatunki stali stosowane na narzędzia FSW do materiałów o niskiej temperaturze topnienia to stal narzędziowa do pracy na zimno 100MnCrW4 (O1) i stal szybko tnąca HS 6-5-2 (W6Mo5Cr4V2 / SW7M / SKH51).

Na narzędzia stosowane są także stopy wolframowo-renowe, węgiel wolframu oraz polikrystaliczny sześcienny azotek boru (PCBN). Materiały na bazie wolframu charakteryzują się wysoką wytrzymałością w niskiej temperaturze, trwałością oraz wysokimi właściwościami mechanicznymi. Natomiast PCBN jest materiałem bardzo twardym i wykazującym wysoką odporność termiczną, ale jest drogi i trudno obrabialny. Z PCBN wykonywane są narzędzia do zgrzewania materiałów o wysokiej temperaturze topnienia (stali do stali oraz stali do stopów niklu) (Rai i in., 2011; Ramachandran i in., 2014; Sorensen, 2018).

Perianu i współautorzy (2022) przeprowadzili badania dotyczące trwałości narzędzi i wykazali, że narzędzia wykonane ze stali stopowych (X38CrMoV5 (H11), X40CrMoV5 (H13), X210Cr12 (D3), X155CrVMo121 (D2)), hartowane do twardości 42–55 HRC, mogą być stosowane do zgrzewania tarcowego FSW stopów metali lekkich lub materiałów polimerowych, lecz nie nadają się do zgrzewania stali.

Ponadto wskazali, że narzędzia wykonane ze spiekanego węgla wolframu (P20S) są przydatne w badaniach eksperymentalnych dotyczących zgrzewania FSW stali, ale nie są zalecane do zastosowań przemysłowych. Na potrzeby przemysłowe do zgrzewania stali zaleca się stosowanie narzędzi wykonanych ze stopów wolframu z dodatkiem renu (W-Re) lub narzędzi z polikrystalicznego azotku boru (PCBN).



Rys. 22. Materiały stosowane na narzędzia FSW i ich zastosowanie w złączach jedno- i różnoimiennych

Opracowanie na podstawie (Maji i in., 2022)

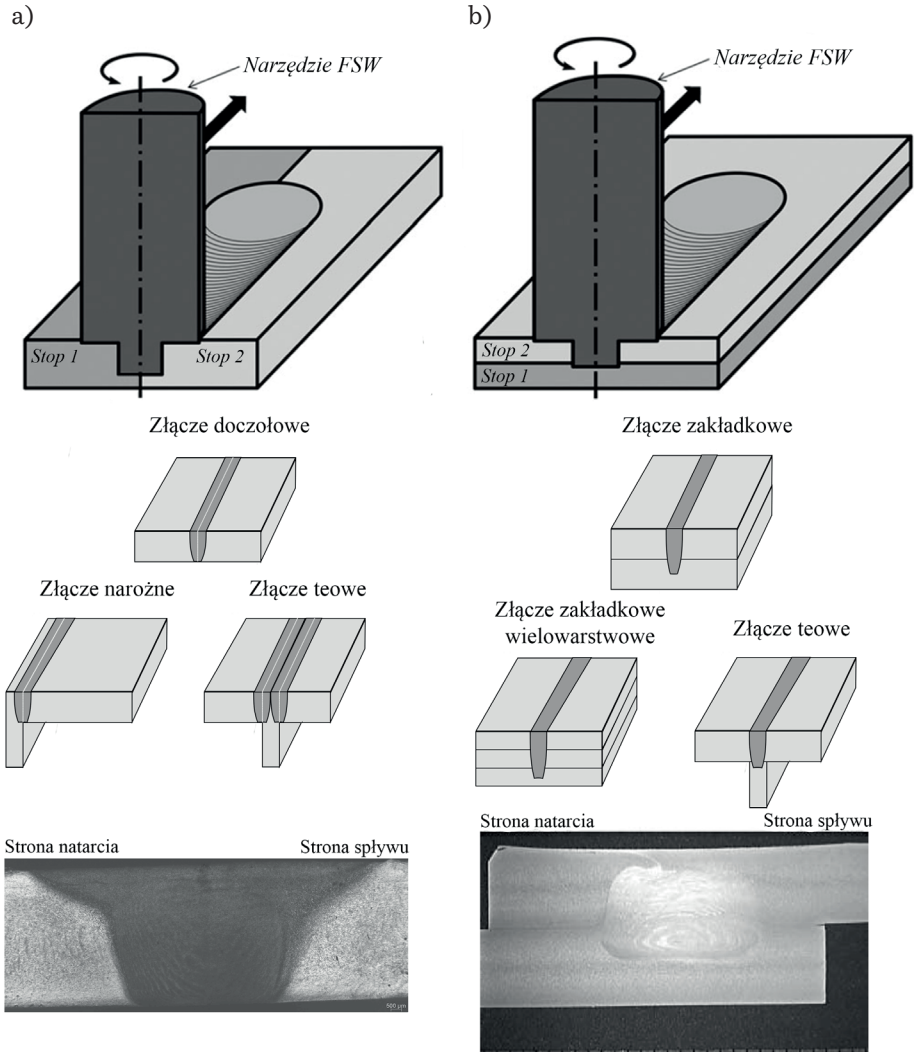
Podsumowując, w celu otrzymania wymaganej jakości złącza zgrzewanego należy zwrócić uwagę na dobór narzędzia – jego kształt oraz materiał, a także na materiał zgrzewanych elementów, konfigurację złącza, parametry pracy narzędzia (prędkość obrotowa, prędkość przesuwu) oraz kompetencje i doświadczenie osoby wykonującej zgrzewanie.

2.4.3. Konfiguracja i ułożenie stopów

Proces FSW daje możliwość zgrzewania materiałów w różnych konfiguracjach. Głównie są stosowane jednak dwie: doczołowa (krawędź do krawędzi)

oraz zakładkowa (elementy zachodzą na siebie). W każdej konfiguracji elementy można ułożyć w różny sposób (rys. 23):

- w złączu doczołowym: elementy ułożone w tej samej płaszczyźnie, elementy ułożone prostopadle (złącze narożne) i elementy ułożone w literę T (złącze teowe);
- w złączu zakładkowym: dwa elementy ułożone na sobie, więcej niż dwa elementy ułożone na sobie (zakładkowe wielowarstwowe) i ułożone w literę T (zakładkowe złącze teowe).

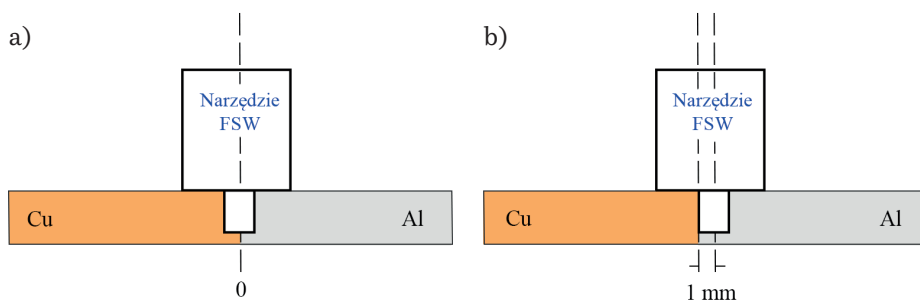


Rys. 23. Konfiguracje złączy w technologii FSW z przykładową makrostrukturą złącza:
 a) elementy stykają się prostymi krawędziami; b) elementy zachodzą na siebie

Opracowanie na podstawie (Shiva Kumar i Rajamurugan, 2022; Simar i Avettand-Fènoël, 2017; Stirweld.com)

Istotnym aspektem w zgrzewaniu różnych materiałów ze sobą jest umiejscowienie danego materiału po stronie natarcia lub po stronie spływu. Ułożenie stopów względem kierunku obrotu narzędzia wpływa na ich mieszanie, jakość złącza oraz właściwości mechaniczne. Zgodnie z literaturą, stop o wyższej wytrzymałości powinien być umieszczony po stronie natarcia złącza, co zapewnia jego większą wytrzymałość, dobre wymieszanie materiałów, dobrą odporność korozyjną oraz mniejszą liczbę niezgodności (Niu i in., 2022; Reza-E-Rabby i in., 2015; Verma i Misra, 2021; Zhao i in., 2018). Jednak gdy mniej wytrzymały stop znajduje się po stronie natarcia, to przepływ materiałów jest intensywniejszy, co poprawia jakość złącza (Babu i in., 2019; Guo i in., 2014; Kumar i Jadoun, 2014; Park i in., 2010).

W przypadku złączy różnoimiennych w celu poprawienia mieszania materiałów można zastosować przesunięcie narzędzia względem linii styku zgrzewanych elementów (ang. *tool offset*) (rys. 24). Ze względu na różne właściwości plastyczne i cieplne materiałów przesunięcie narzędzia będzie mieć wpływ na rozkład temperatury oraz przepływ materiału w złączu (Pandya i Menghani, 2013). Khan i współautorzy (2015) badając złącza różnoimiennie 5083-H116 i 6063-T6, wykazali, że przesunięcie narzędzia w kierunku materiału o niższej wytrzymałości może zapobiec powstawaniu niezgodności takich jak np. pustki tunelowe.



Rys. 24. Schemat przedstawiający zgrzewanie FSW z ułożeniem narzędzia:
 a) centralnie na linii styku łączonych materiałów; b) z przesunięciem narzędzia (np. o 1 mm)

Opracowanie na podstawie (Mehta i Badheka, 2016)

Zarówno umiejscowienie stopu po stronie spływu czy natarcia, jak i przesunięcie narzędzia względem linii styku są istotne z uwagi na zużycie narzędzia, szczególnie w przypadku zgrzewania ze sobą materiałów o niskiej i wysokiej temperaturze topnienia, jak na przykład łączenie stopów aluminium czy magnezu ze stalami lub stopami tytanu. Kluczowe znaczenie ma to, czy (i w jakim stopniu) narzędzie styka się z materiałem o wysokiej temperaturze topnienia lub w niego wnika. Ważne jest, aby materiały były aktywnie mieszane, co zapewni połączenie materiałów bez niezgodności i o wymaganych właściwościach mechanicznych. W złączach zakładkowych zalecane jest umiejscowienie stopu o niższej temperaturze topnienia wyżej, w bezpośrednim kontakcie z narzędziem. Natomiast w złączach doczołowych

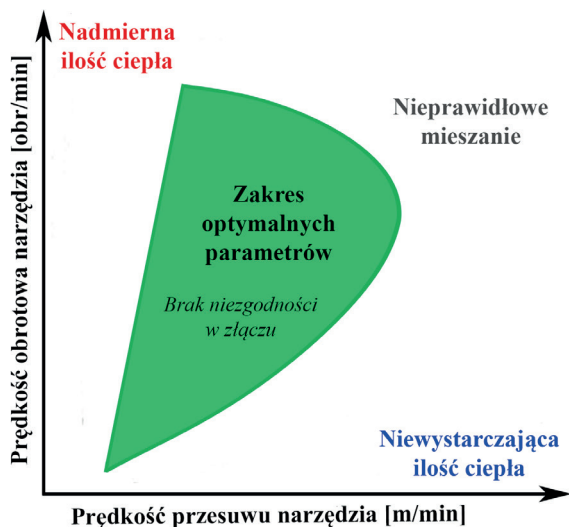
materiał o niższej temperaturze topnienia powinien być umieszczony po stronie spływu, w jego stronę powinno też nastąpić przesunięcie narzędzia. Te zalecenia ograniczają zużycie materiału narzędzia (Kumar i in., 2015).

2.4.4. Niezgodności materiałowe w złączach FSW

Jedną z najważniejszych korzyści wynikających z zastosowania technologii FSW jest możliwość otrzymywania złączy bez niezgodności i o bardzo dobrej wytrzymałości. Ze względu na to, że proces przebiega w stanie stałym, poniżej temperatury topnienia materiałów, w złączach nie tworzy się niekorzystna mikrostruktura dendrytyczna czy niepożądane fazy w formie eutektyk. W złączach nie występują niezgodności typowe dla procesów spawania jak np. porowatość lub pęknięcia gorące typu krystalacyjnego lub segregacyjnego (Mishra i Ma, 2005; Threadgill i in., 2009).

W procesie FSW ważny jest odpowiedni dobór parametrów procesu oraz kształtu narzędzia zapewniający uzyskanie złącza bez niezgodności. Niewłaściwe warunki procesu skutkują pojawieniem się niezgodności. W przypadku niewłaściwego doboru prędkości ruchu (obrotu i przesuwu) narzędzia wyróżnić można trzy główne przyczyny tworzenia się niezgodności w złączach FSW (rys. 25):

- 1) niewystarczająca ilość wytworzonego ciepła – występuje przy zastosowaniu zbyt dużej prędkości przesuwu narzędzia i małej prędkości obrotowej;
- 2) nadmierna ilość wytworzonego ciepła – występuje, gdy prędkość obrotowa narzędzia jest za wysoka, a prędkość przesuwu mała;
- 3) nieprawidłowe mieszanie zgrzewanych materiałów – występuje przy zbyt szybkim obracaniu i przesuwaniu narzędzia (Podrżaj i in., 2015).



Rys. 25. Przyczyny niezgodności w złączach FSW w zależności od parametrów procesu

Opracowanie na podstawie (Podrżaj i in., 2015)

Niezgodności w złączach FSW możemy podzielić na zewnętrzne i wewnętrzne, czyli takie, które widoczne są na powierzchni złącza, i takie, które znajdują się wewnątrz złącza. Dodatkowo Das i współautorzy (2024) sklasyfikowali niezgodności w złączach FSW na podstawie możliwości ich wyeliminowania jako niezgodności: możliwe do ograniczenia (np. pustki, „kissing bond”, brak zgrzania) oraz niemożliwe do całkowitego wyeliminowania (np. nadmierna wypływka, obecność faz międzymetalicznych). Ważna jest identyfikacja niezgodności niemożliwych do usunięcia oraz ocena metod pozwalających na ograniczenie ich negatywnego wpływu na jakość złącza. W tabeli 3 zestawiono najpowszechniejsze niezgodności i przyczyny ich powstawania.

Szczegółowa klasyfikacja niezgodności występujących w złączach wykonanych metodą FSW (na podstawie norm PN-EN ISO 25239:2013 oraz AWS D17.3), ich przyczyn, wartości granicznych, wraz z zaletami i wadami zastosowania wybranych badań nieniszczących w odniesieniu do kontroli jakości złączy FSW, została opracowana przez Pietrasa i Węglowskiego (2014).

Tabela 3

Rodzaje niezgodności mogących wystąpić w złączach FSW

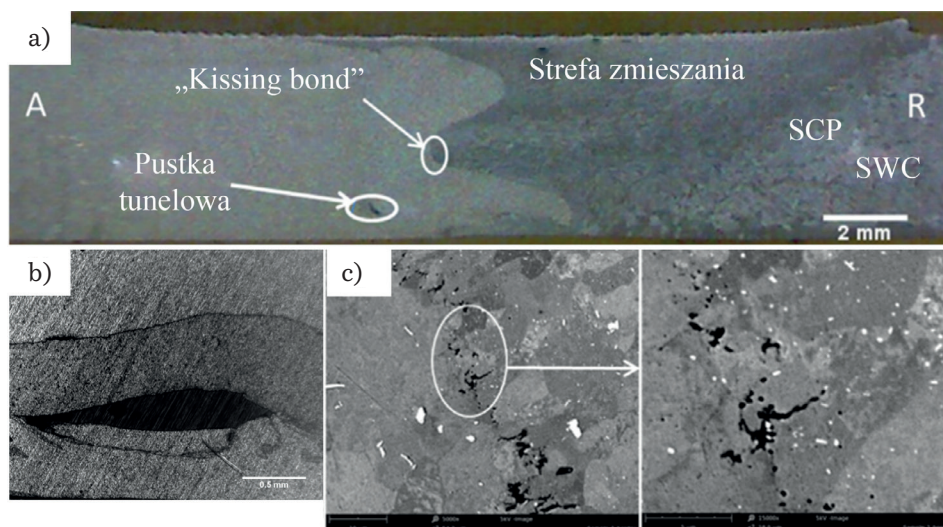
Niezgodność	Przyczyna
Niezgodności wewnętrzne	
Pustki (ang. <i>voids</i>) Pustki kanalikowe (ang. <i>wormholes</i>)	<ul style="list-style-type: none"> – niewłaściwa siła docisku, – za duża prędkość zgrzewania, – nieprawidłowe pochylenie narzędzia, – płyty niewystarczająco mocno dociśnięte do siebie
Pustka tunelowa (ang. <i>tunneling defect</i>)	<ul style="list-style-type: none"> – za niska prędkość obrotowa narzędzia, – za wysoka prędkość zgrzewania, – za małą głębokość zanurzenia narzędzia, – niewłaściwy kształt narzędzia
Słabe połączenie (ang. <i>kissing bond</i>)	<ul style="list-style-type: none"> – za niska prędkość obrotowa narzędzia, – nieodpowiednie mieszanie materiału, – niewłaściwe usunięcie warstwy tlenków z powierzchni łączonych płyt, – za duża prędkość zgrzewania
Pozostałość tlenkowa (ang. <i>joint line remnant</i> lub <i>zig zag line</i>)	<ul style="list-style-type: none"> – nieodpowiednie usunięcie tlenków z krawędzi płyt, – niewłaściwy wybór narzędzia
Brak zgrzania w dolnej części złącza (od grani) (ang. <i>root flaw, lack of penetration</i>)	<ul style="list-style-type: none"> – za krótki trzpień, – niewłaściwa głębokość zanurzenia trzpienia, – niewłaściwy kształt narzędzia, – za duże lub za małe nachylenie narzędzia

Tabela 3 cd.

Nie zgodność hakowa (ang. <i>hook defect</i>) najczęściej w złączach zakładkowych (nieciągłość materiałowa zakrzywiona w stronę środka złącza przypominająca kształtem hak)	<ul style="list-style-type: none"> - za niska prędkość zgrzewania, - za wysoka prędkość obrotowa narzędzia, - nieprawidłowy kąt nachylenia narzędzia, - niewłaściwy kształt narzędzia
Wtrącenia obce (ang. <i>foreign substances</i>)	<ul style="list-style-type: none"> - zużywanie się narzędzia, - nieodpowiedni materiał narzędzia
Niezgodności zewnętrzne	
Pocienienie lica (ang. <i>excessive concavity</i>)	<ul style="list-style-type: none"> - niewłaściwy kształt narzędzia, - za duża prędkość obrotowa narzędzia, - nieodpowiedni przepływ materiału
Nadmierna wypływka (ang. <i>extensive flash</i>)	<ul style="list-style-type: none"> - za duża prędkość obrotowa narzędzia, - nadmierny przepływ materiału, - niska prędkość zgrzewania, - za duży kąt nachylenia narzędzia

Opracowanie na podstawie (Albannai, 2020; Arya i in., 2022; Das i in., 2024; Gibson i in., 2014; Khan i in., 2017; Threadgill i in., 2009)

W złączach różnoimiennych do najczęściej występujących niezgodności można zaliczyć pustki tunelowe oraz „kissing bond” (rys. 26).



Rys. 26. Przykładowe niezgodności w złączu różnoimiennym:
 a) niezgodność typu „kissing bond” i pustka tunelowa w strefie mieszania;
 b) pustka tunelowa (powiększenie); c) „kissing bond” (powiększenie)

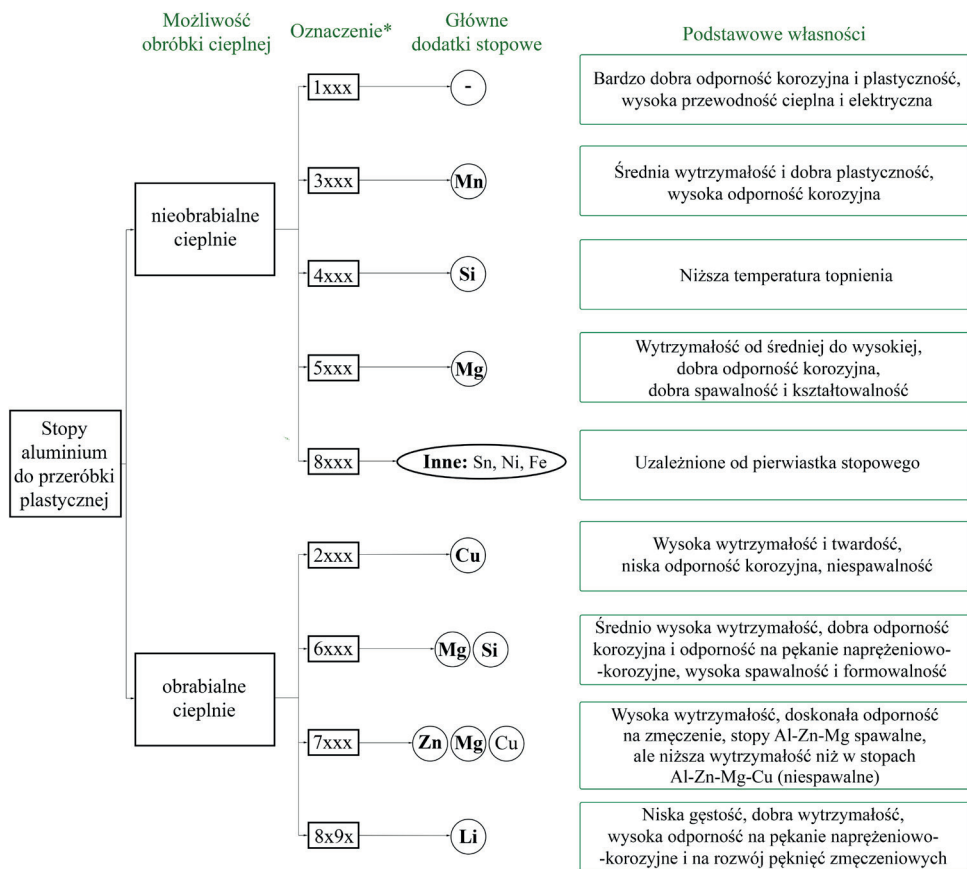
Opracowanie na podstawie (Khan i in., 2015)

Pustka tunelowa jest jedną z najczęściej występujących niezgodności w procesie zgrzewania metodą FSW i ma istotny wpływ na właściwości mechaniczne złączy. Pojawia się najczęściej po stronie natarcia na granicy strefy mieszania, a jej przyczyną jest niewystarczająca ilość wytworzonego ciepła i związany z tym nieodpowiedni przepływ materiału, np. przy zbyt dużej prędkości zgrzewania. Słabe połączenie „kissing bond” zostało opisane przez Oosterkampa i współautorów (2004). Niezgodność ta powstaje w wyniku niepełnego mieszania materiału oraz niewystarczającego doprowadzenia ciepła, między innymi przy małej prędkości obrotowej narzędzia i dużych prędkościach zgrzewania (Arbegast, 2008; Lohwasser i Chen, 2010; Reza-E-Rabby i in., 2015; Zeng i in., 2018; Zhang i Liu, 2012).

3. Stopy aluminium do przeróbki plastycznej

Aluminium i jego stopy charakteryzują się unikatowym połączeniem właściwości, takich jak wytrzymałość, plastyczność, wysoka wytrzymałość względna (stosunek wytrzymałości do gęstości materiału), bardzo dobra odporność na korozję i utlenianie, duże przewodnictwo elektryczne i ciepłne, łatwość obróbki i możliwość recyklingu. To sprawia, że aluminium jest jednym z najbardziej ekonomicznych i atrakcyjnych materiałów metalicznych do zastosowań w szerokim zakresie – od miękkiej, wysoce plastycznej folii do najbardziej wymagających konstrukcji inżynierskich. Różne gatunki stopów aluminium są powszechnie wykorzystywane w konstrukcjach budowlanych, produkcji opakowań (m.in. puszek), środkach transportu (m.in. w lekkich konstrukcjach nadwozi samochodowych), budownictwie maszyn i urządzeń, energetyce wiatrowej i słonecznej, technologii elektronicznej, przemyśle lotniczym i aeronautycznym. Większość stopów aluminium (75–80%) stosuje się w stanie przerobionym plastycznie po uprzednim poddaniu ich kontrolowanemu odkształceniu w procesach takich jak walcowanie, tłoczenie czy wyciskanie, w celu uzyskania pożądanych właściwości i kształtu (Dymek, 2012; Hatch, 1984; Polmear, 2006).

Podstawowa klasyfikacja stopów aluminium do przeróbki plastycznej dzieli je na te, które nie poddają się obróbce cieplnej, i te, które są na nią podatne. Na rysunku 27 przedstawiono podział stopów aluminium uwzględniający oznaczenia stopów aluminium zgodnie z ich składem chemicznym (serie 1xxx–8xxx) według normy EN 573-3:2023-04. Oznaczenia stopów niepodatnych na obróbkę cieplną obejmują serie 1xxx, 3xxx, 4xxx, 5xxx i niektóre stopy 8xxx. W stopach niepoddawanych obróbce cieplnej w celu zwiększenia właściwości wytrzymałościowych stosuje się umocnienie dyslokacyjne i umocnienie roztworowe. Czasami, jak w przypadku stopów serii 3xxx, wykorzystuje się umocnienie dyspersyjne. Do stopów obrabialnych cieplnie, czyli umacnianych wydzieleniowo, zaliczamy serie 2xxx, 6xxx, 7xxx i stopy aluminium z litem (8x9x). Właściwości mechaniczne tych stopów kształtuje się w odpowiednio dobranym procesie obróbki cieplnej, obejmującym przesycanie oraz starzenie naturalne lub sztuczne, co prowadzi do zwiększenia wytrzymałości materiału.



* zgodnie z *International Alloy Designation System* używanym przez większość uprzemysłowionych państw świata. Pierwsza cyfra wskazuje na rodzaj głównego pierwiastka stopowego, określa serię stopów; druga wskazuje na modyfikację stopu lub ograniczenia domieszki, a dwie ostatnie cyfry identyfikują stop lub wskazują na czystość aluminium w przypadku serii 1xxx. Polska norma oznaczania stopów aluminium PN EN 573-1:2004 jest zgodna z systemem międzynarodowym, ale dodatkowo zawiera przedrostek „PN EN AW-” (przykładowe oznaczenie PN EN AW-7136).

Rys. 27. Podział stopów aluminium do przeróbki plastycznej

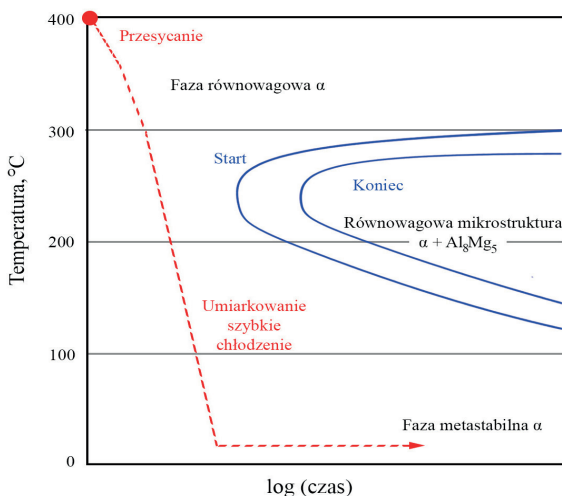
3.1. Stopy nieobrabialne cieplnie

Stopy serii 1xxx to zasadniczo komercyjnie czyste aluminium (stopy te zawierają powyżej 99% aluminium), które umacniane są przez odkształcenie (przeróbkę plastyczną na zimno), rozdrobnienie mikrostruktury (np. zmniejszenie wielkości ziarna lub struktura podziarnowa) albo roztworowo. Stopy z serii 1xxx charakteryzują się jednak niską wytrzymałością.

Seria 3xxx to grupa stopów bardzo podobnych do stopów serii 1xxx, ale przez dodatek manganu tworzą się fazy dyspersyjne, które wpływają na wielkość ziarna, teksturę krystalograficzną i morfologię ziaren. Dlatego niekiedy w stopach Al-Mn stosuje się

umocnienie dyspersyjne. Stopy serii 3xxx charakteryzują się umiarkowaną wytrzymałością, dobrą plastycznością, wysoką odpornością na korozję oraz dobrą spawalnością. Stopy z serii 3xxx z dodatkiem magnezu są powszechnie stosowane w produkcji puszek do napojów. Do grupy stopów przerabianych plastycznie i niepoddawanych obróbce cieplnej zalicza się także niektóre stopy z serii 4xxx (Al-Si), które są stosowane między innymi jako materiał dodatkowy do spawania lub pręty do lutowania twardego.

Stopy 5xxx zawierają jako główny dodatek stopowy magnez, który stosuje się zarówno samodzielnie, jak i w połączeniu z manganem. Rozpuszczalność magnezu w aluminium w temperaturze pokojowej jest niewielka (poniżej 3%), stąd stopy Al-Mg umacniane są głównie roztworowo. Najczęściej wytwarzane stopy mają zawartość magnezu od 0,8% do około 5%. Umocnienie tych stopów uzyskuje się także przez przeróbkę plastyczną na zimno (umocnienie odkształceniowe). Wraz ze zwiększaniem zawartości magnezu w stopie rośnie efektywność umocnienia odkształceniowego. W pewnych warunkach (m.in. przy zawartości magnezu powyżej 1,4%) w stopach 5xxx może powstać faza międzymetaliczna β (Al_8Mg_5), która teoretycznie mogłaby spowodować umocnienie wydzieleniowe stopu. Na wykresie CTP (rys. 28) dla stopu zawierającego 6% wag. magnezu widać, że poniżej temperatury 300°C równowagowa struktura składa się z dwóch faz: α + Al_8Mg_5 . Podczas powolnego chłodzenia stopu poniżej tej temperatury atomy aluminium i magnezu mogą dyfundować i tworzyć wydzielenia fazy międzymetalicznej Al_8Mg_5 . Jednak w temperaturach poniżej 300°C dyfuzja zachodzi bardzo wolno, a krzywa C dla reakcji wydzielenia jest znacznie przesunięta w prawo. W rezultacie, przy umiarkowanie szybkim chłodzeniu, faza Al_8Mg_5 może się nie utworzyć, a w stopie pozostanie jedynie przesycony roztwór stały w temperaturze pokojowej. Dlatego skuteczność zastosowania obróbki cieplnej w tych stopach w celu wywołania umocnienia wydzieleniowego jest niewielka.



Rys. 28. Schematyczny wykres CTP (czas-temperatura-przemiana) dla stopu Al-6% Mg

Opracowanie na podstawie (Ashby i in., 2010)

Stopy 5xxx w zależności od stopnia umocnienia charakteryzują się wytrzymałością od średniej do wysokiej. Ponadto są odporne na korozję i należą do stopów dobrze spawalnych.

Stopy 8xxx z dodatkiem żelaza lub innych pierwiastków, takich jak cyna czy nikiel są używane w mniejszych ilościach, a ich właściwości zależą od dodatku stopowego. W stopach tych istotnym mechanizmem umocnienia jest umocnienie cząstkami faz międzymetalicznych, a także umocnienie roztworowe.

Jedynym rodzajem obróbki cieplnej możliwym do zastosowania w przypadku stopów aluminium nieobrabialnych cieplnie jest wyżarzanie. W trakcie tego procesu zachodzą typowe zjawiska dla materiałów odkształconych plastycznie, takie jak zdrowienie, rekryształizacja oraz rozrost ziarna. Celem wyżarzania jest obniżenie twardości materiału oraz zwiększenie jego podatności na dalszą przeróbkę plastyczną. Stopy w stanie wyżarzonego oznacza się literą „O”. Do umocnienia stopów nieobrabialnych cieplnie dochodzi podczas kształtowania wyrobów końcowych na drodze przeróbki plastycznej (umocnienie odkształceniowe). Na wzrost wytrzymałości w tych stopach wpływa także umocnienie roztworowe oraz dyspersyjne niekoherentnymi cząstkami faz międzymetalicznych. Dla stopów umocnionych przez przeróbkę plastyczną stosuje się oznaczenie literowe „H”. Po tej literze występują dodatkowe cyfry, które określają szczegółowy stan materiału:

- pierwsza cyfra oznacza sposób obróbki:
 - 1 – tylko odkształcanie na zimno,
 - 2 – odkształcanie na zimno i częściowe wyżarzanie,
 - 3 – odkształcanie na zimno i stabilizowanie;
- druga cyfra określa końcowy stopień umocnienia, identyfikowany minimalną wytrzymałością na rozciąganie;
- trzecia cyfra jest stosowana, gdy właściwości mechaniczne nieznacznie różnią się od stanu oznaczonego dwucyfrowo (Dymek, 2012; Polmear, 2006).

3.2. Stopy obrabialne cieplnie

Do grupy stopów aluminium obrabialnych cieplnie zaliczamy stopy serii 2xxx (Al-Cu, Al-Cu-Mg), 6xxx (Al-Mg-Si), 7xxx (Al-Zn-Mg, Al-Zn-Mg-Cu) oraz stopy Al-Li o oznaczeniu 8x9x. Mechanizmem umocnienia tych stopów jest umocnienie wydzieleniowe. W zależności od głównych dodatków stopowych możliwe do uzyskania umocnienie różni się, stąd stopy te dzieli się na: stopy o średniej wytrzymałości, które są łatwe do spawania (Al-Mg-Si i Al-Zn-Mg), oraz stopy o wysokiej wytrzymałości (Al-Cu, Al-Cu-Mg i Al-Zn-Mg-Cu), lecz w większości o bardzo ograniczonej spawalności (Dymek, 2012; Polmear, 2006).

Obróbka cieplna tych stopów polega na procesach przesykania i starzenia (naturalnego w temperaturze pokojowej lub sztucznego w temperaturze podwyższonej), w wyniku których uzyskuje się wydzielenie drobnych faz umacniających. W tabeli 4 zestawiono podstawowe sekwencje wydzielenia powstających podczas obróbki cieplnej.

Tabela 4

Sekwencja wydzieleni powstających podczas starzenia stopów aluminium umacnianych wydzieleniowo

Seria	Sekwencja wydzieleni
2xxx	strefy GP $\rightarrow \theta''$ (koheretna faza) $\rightarrow \theta'$ (półkoheretna faza) $\rightarrow \theta$ (CuAl_2 , niekoheretna faza)
6xxx	strefy GP $\rightarrow \beta''$ (koheretna faza) $\rightarrow \beta'$ (półkoheretna faza) $\rightarrow \beta$ (Mg_2Si , niekoheretna faza)
7xxx	strefy GP (GPI i GPII) $\rightarrow \eta''$ (koheretna faza) $\rightarrow \eta'$ (półkoheretna faza) $\rightarrow \eta$ (MgZn_2 , niekoheretna faza)

Opracowanie na podstawie (Polmear, 2006)

W stopach 2xxx w zależności od składu chemicznego fazami umacniającymi mogą być: CuAl_2 (faza θ), Al_2CuMg (faza S), CuMg_5Al_5 (faza T), faza Mg_2Si , faza FeNiAl_9 lub jednocześnie kilka z nich. Stopy z serii 2xxx mają dużą wytrzymałość na rozciąganie, dobrą odporność na pełzanie oraz dużą odporność na obciążenia dynamiczne w temperaturach kriogenicznych. Dodatek magnezu (najczęściej w ilości 0,4–0,8% lub 1,0–1,9%) powoduje zwiększenie wytrzymałości. Główną wadą tych stopów jest ograniczona spawalność oraz niska odporność na korozję, w szczególności na korozję międzykrystaliczną.

W serii stopów aluminium 6xxx, w której głównymi pierwiastkami stopowymi są magnez i krzem, w procesie obróbki cieplnej tworzą się metastabilne wydzielenia oraz stabilne wydzielenia fazy β (Mg_2Si). Stopy aluminium 6xxx nie są tak wytrzymałe jak stopy serii 2xxx czy 7xxx, ale charakteryzują się wysoką odpornością na korozję (szczególnie na korozję naprężeniową), wysoką formowalnością, a także dobrą spawalnością.

Seria aluminium 7xxx zawiera cynk i magnez jako główne pierwiastki stopowe. Umocnienie tych stopów zachodzi przez wydzielenie faz η (MgZn_2) w procesie starzenia. W stopach 7xxx jako dodatek stopowy stosuje się także miedź, która może znacząco zwiększyć właściwości wytrzymałościowe. Jednakże miedź wpływa na ograniczenie spawalności. Wśród stopów serii 7xxx możemy wyróżnić stopy o dobrej spawalności (stopy Al-Zn-Mg) i stopy niespawalne (Al-Zn-Mg-Cu). Stopy 7xxx charakteryzują się wysoką wytrzymałością, ale są podatne na pękanie korozyjno-naprężeniowe. W celu ograniczenia skłonności do korozji tych stopów stosuje się starzenie dwustopniowe (najpierw starzenie w niższej temperaturze – około 120°C, a następnie w wyższej – około 170°C), co umożliwi tworzenie się cząstek fazy η' i/lub η o znacznie większej dyspersji. Obecnie najbardziej efektywną obróbką cieplną dla stopów 7xxx jest retrogresja i ponowne starzenie (ang. *retrogression and re-aging*, RRA). Wieloetapowa obróbka cieplna RRA składa się z konwencjonalnej obróbki T6 (przesycania i starzenia sztucznego na maksymalną twardość), wygrzewania w temperaturze przez krótki czas oraz ponownego starzenia (Cina, 1974). W wyniku takiej obróbki stop uzyskuje znaczne umocnienie oraz poprawę

odporności na pękanie korozyjno-naprężeniowe (Dymek, 2012; Kumar i in., 2022; Polmear, 2006).

W oznaczeniu stopów obrabialnych cieplnie stosuje się zapis Tx, gdzie x to cyfra wskazująca na sekwencję procesów obróbki decydujących o stanie końcowym wyrobu, np. T6 oznacza, że stop był przesywany i starzony sztucznie na maksymalną twardość. W oznaczeniach T1-T9 stosowane są również dodatkowe cyfry, które określają warianty obróbki wyraźnie zmieniające charakterystyki wyrobów z uwzględnieniem właściwego stanu T. Przykładowo Tx51 (dla wyrobów walcowanych) lub Tx510 lub Tx511 (dla wyrobów wyciskanych) oznacza, że stop po przesywaniu był odprężany przez naciąganie. Do obróbek zapewniających poprawę odporności korozyjnej zaliczane są: T73 – zwiększona odporność na pękanie korozyjno-naprężeniowe, T76 – zwiększona odporność na korozję warstwową; T77 – retrogresja i ponowne starzenie (Dymek, 2012; Polmear, 2006).

3.3. Łączenie stopów aluminium metodą FSW

Połączenia elementów konstrukcyjnych z aluminium i jego stopami wykonuje się z wykorzystaniem wielu różnych metod spajania typowych również dla innych metali, takich jak: spawanie, lutowanie, zgrzewanie, klejenie (łączenie adhezyjne) oraz połączenia mechaniczne, obejmujące między innymi nitowanie, łączenie za pomocą śrub, kołków czy sworzni. Dobór technologii łączenia uzależniony jest od rodzaju i właściwości stopu aluminium, konfiguracji złącza oraz wymagań dotyczących wytrzymałości konstrukcji.

Jedną z najpopularniejszych metod łączenia metali jest spawanie, podczas którego trwałe połączenie uzyskiwane jest w wyniku nadtopienia łączonych elementów przy użyciu energii cieplnej, np. łuku spawalniczego, wiązki elektronów czy wiązki laserowej. Poszczególne serie stopów aluminium – głównie ze względu na skład chemiczny i podatność na obróbkę cieplną – charakteryzują się różną spawalnością. Na możliwość spawania stopów aluminium wpływają takie ich właściwości, jak: pasywacja, rozpuszczalność wodoru w stopionym aluminium, właściwości termiczne, elektryczne i niemagnetyczne, brak zmiany koloru pod wpływem podgrzewania, a także właściwości mechaniczne i zakres temperatur topnienia wynikające z dodatków stopowych.

Serie stopów nieobrabialnych cieplnie (tj. 1xxx, 3xxx i 5xxx) charakteryzują się bardzo dobrą spawalnością. Natomiast stopy obrabialne cieplnie mają gorszą spawalność, ze względu na to, że dodatki stopowe biorące udział w umocnieniu wydzieleniowym (np. miedź i magnez lub magnez i krzem) mogą prowadzić do pęknięcia krystalizacyjnego lub pęknięcia na gorąco podczas spawania. Ponadto podczas spawania fazy umacniające ulegają rozpuszczeniu, a ich ponowne wydzielanie nie powoduje już takiego umocnienia, jakie wykazywał stop przed spawaniem. Stopy serii 6xxx charakteryzują się zatem ograniczoną spawalnością. Stopy z serii 7xxx bez miedzi mają dobrą spawalność, gdyż starzenie naturalne po spawaniu wywołuje akceptowalny wzrost wytrzymałości. Dodatek miedzi znacznie spowalnia starzenie

naturalne. Dlatego stopy 7xxx z miedzią oraz stopy 2xxx zaliczane są do stopów trudno spawalnych lub w ogóle niespawalnych.

Jednym z najpoważniejszych problemów podczas spawania stopów aluminium jest powstawanie porowatości gazowej spowodowanej obecnością wodoru i dużą różnicą rozpuszczalności wodoru w fazie ciekłej i stałej. Porowatość gazowa powstaje, gdy rozpuszczony wodór nie może się wydostać ze spoiny podczas jej krzepnięcia. Oznacza to, że liczba porów zwiększa się wraz ze wzrostem prędkości spawania (prędkości przesuwu uchwyty spawalniczego lub głowicy spawalniczej). W rzeczywistości wszystkie spoiny aluminium są porowate w niewielkim stopniu. Rozpuszczalność wodoru zależy od ilości i rodzaju pierwiastków stopowych. Niektóre stopy aluminium są wrażliwe na pękanie na gorąco. Może występować zarówno pękanie krystalizacyjne w strefie przetopienia, jak i pękanie likwacyjne w strefie częściowo przetopionej podczas spawania (Kou, 2003). Skłonność do pękania na gorąco zależy między innymi od składu chemicznego stopu. Przykładowo stopy z serii 6xxx są bardziej podatne na pękanie na gorąco niż stopy z serii 5xxx (Çam i İpekoğlu, 2017; Dymek, 2012; Luijendijk, 2000; Polmear, 2006).

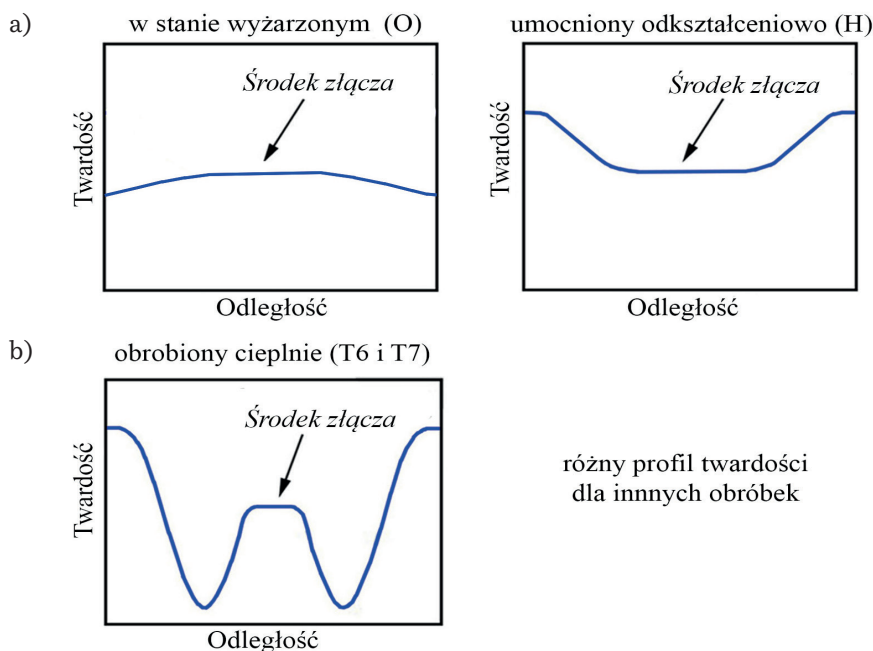
Z myślą o stopach aluminium trudno spawalnych lub w ogóle niespawalnych została opracowana metoda zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału. Złącza wykonane metodą zgrzewania tarcowego FSW ze stopów aluminium, zarówno obrabialnych, jak i nieobrabialnych cieplnie, charakteryzują się wyraźnymi zmianami mikrostruktury i twardości w obszarze złącza. Podstawowym czynnikiem wpływającym na te zmiany jest skład chemiczny stopu oraz mechanizm jego umocnienia. W przypadku stopów umacnianych wydzieleniowo istotne są procesy wzrostu, rozpuszczania oraz ponownego wydzielenia faz umacniających, które zachodzą pod wpływem zmian temperatury w strefie zgrzeiny. Dla stopów umacnianych odkształceniowo kluczowe znaczenie ma z kolei ograniczenie tego umocnienia wskutek działania ciepła. W obu przypadkach złożone zmiany mikrostrukturalne można opisać w kontekście procesów zdrowienia, rekrytalizacji oraz rozrostu ziarna, które są wynikiem działania odkształcenia w podwyższonej temperaturze.

3.3.1. Zgrzewanie tarcowe z mieszaniem materiału stopów aluminium nieobrabialnych cieplnie

Stopy nieobrabialne cieplnie wykazują zazwyczaj niewielkie efekty zmiękczenia w strefie wpływu ciepła podczas procesu FSW. Ponieważ ich wytrzymałość głównie jest wynikiem umocnienia odkształceniowego, lokalne nagrzewanie w trakcie FSW nie wpływa istotnie na ich właściwości mechaniczne. Profile twardości w stopach umocnionych odkształceniowo zazwyczaj mają przebieg podobny do przedstawionego na rysunku 29a. W miarę zbliżania się do obszaru złącza, ciepło wytwarzane podczas procesu powoduje zdrowienie, rekrytalizację i rozrost ziarna, co skutkuje spadkiem twardości. Minimalna twardość występuje zwykle w strefie zmieszania. W tym obszarze najczęściej występuje pęknięcie złącza w próbie rozciągania. FSW może prowadzić do rozdrobnienia ziarna na skutek intensywnego odkształcenia plastycznego wywołanego przez obracające się narzędzie, co może poprawić niektóre

właściwości, takie jak wytrzymałość na rozciąganie czy odporność zmęczeniowa. W przypadku złączy stopów w stanie wyżarzonym profile twardości wykazują niewielkie różnice między materiałem rodzimym a złączem lub nie wykazują żadnych różnic. W złączach tych stopów nie można wyróżnić wyraźnej strefy wpływu ciepła (Çam i İpekoğlu, 2017; Threadgill i in., 2009).

Złącza stopów nieobrabialnych cieplnie w stanie wyżarzonym zazwyczaj nie wymagają obróbki cieplnej po zgrzewaniu. Ich właściwości mechaniczne są w dużej mierze zachowane i nie ma potrzeby dodatkowej obróbki cieplnej. Jednakże ciepło powstające podczas procesu FSW powoduje spadek właściwości mechanicznych stopów nieobrabialnych cieplnie w stanie umocnionym. Jedną ze skutecznych metod zwiększenia wytrzymałości złączy tych stopów jest chłodzenie wodą podczas procesu zgrzewania (ang. *underwater FSW*, UFSW) (Abnar i in., 2023).



Rys. 29. Schematy profilu twardości dla złączy FSW stopów aluminium: a) nieobrabialnych cieplnie; b) obrabialnych cieplnie w różnych stanach

Opracowanie na podstawie (Threadgill i in., 2009)

3.3.2. Zgrzewanie tarciove z mieszaniem materiału stopów aluminium obrabialnych cieplnie

W stopach umacnianych wydzieleniowo wytwarzane ciepło podczas procesu FSW może spowodować częściowe lub całkowite rozpuszczenie cząstek umacniających i wzrost ziarna w strefie wpływu ciepła. Prowadzi to do lokalnego efektu

zmiękczenia materiału, co zmniejsza ogólną wytrzymałość złącza w tej strefie. Ciepło wytwarzane podczas procesu FSW może również powodować ponowne wydzielenie cząstek umacniających w strefie mieszania, wpływając tym samym na właściwości mechaniczne złącza. Zmiany mikrostrukturalne odzwierciedlone są w profilach twardości. Złącza stopów w stanie T6 i T7 wykazują spadek twardości w obszarze granicy strefy wpływu ciepła ze strefą cieplno-plastyczną (rys. 29b). Zakres zmian mikrostrukturalnych związanych z rozpuszczaniem i ponownym wydzieleniem cząstek umacniających zależy od składu stopu, parametrów zgrzewania oraz szybkości chłodzenia (Gunasekaran i in., 2020; Hamilton i in., 2008; Kalemba i in., 2011; Mishra i Komarasamy, 2016; Mishra i Ma, 2005; Sato i in., 1999; Threadgill i in., 2009).

Złącza stopów umacnianych wydzieleniowo mogą wymagać także późniejszej obróbki cieplnej (ang. *post-weld heat treatment*, PWHT), aby przywrócić pożądane właściwości mechaniczne po procesie FSW. Obróbka cieplna po procesie zgrzewania to najczęściej proces starzenia sztucznego, który umożliwia ponowne wydzielenie faz umacniających, przywracając tym samym żadaną wytrzymałość (Krishnan, 2013; Lee i in., 2007; Mishra i Komarasamy, 2016; Mishra i Ma, 2005; Muruganandam i in., 2015; Singh i in., 2011; Threadgill i in., 2009). Ponadto złącza tych stopów mogą ulegać starzeniu naturalnemu, co ma istotny wpływ na właściwości mechaniczne stopu złączy i nie może być pomijane w praktycznych zastosowaniach (Dong i in., 2014; Fuller i in., 2010; Imam i in., 2014; Kalemba i in., 2014a; 2015; Khodir i in., 2006; Kumar i in., 2022). Efekt wzrostu twardości w strefie mieszania wynikający z naturalnego starzenia związany jest z zarodkowaniem dużej objętościowej frakcji głównie wydzielen GPI (Kalemba i in., 2014a).

Ponadto proces zgrzewania FSW wpływa na mikrostrukturę oraz odporność korozyjną poszczególnych stref w złączu (D'Urso i in., 2017; Mishra i Komarasamy, 2016; de Viveiros i in., 2023). Paglia i Buchheit (2008) zestawili odporność korozyjną poszczególnych stref mikrostrukturalnych w złączach wysokowytrzymałych stopów aluminium w zależności od cech mikrostruktury (tab. 5). Przeprowadzone dotychczas badania złączy FSW stopów serii 7xxx: 7075 (Lumsden i in., 1999), 7050 (Lin i Yang, 1998), 7108 (Wadeson i in., 2006) wykazały, że najczęściej te złącza narażone są na ryzyko wystąpienia korozji międzykrystalicznej; natomiast badania złączy FSW stopów serii 2xxx: 2219 (Xu i in., 2010), 2024 (Corral i in., 2000; Davenport i in., 2006), 2195 (Corral i in., 2000) wykazały podatność tych złączy na korozję wżerową.

Ze względu na to, że odporność korozyjna materiału ma istotny wpływ na integralność strukturalną i trwałość eksploatacyjną złożonych konstrukcji, prowadzone są badania nad różnymi metodami termicznymi i mechanicznymi, takimi jak obróbka cieplna po zgrzewaniu, powłoki aluminiowe czy laserowe kulowanie, których zastosowanie mogłoby poprawić odporność złączy FSW na korozję. W rezultacie wykorzystania tych metod zmienia się przebieg procesów elektrochemicznych w strefach złącza lub złącze jest chronione przed niekorzystnym działaniem środowiska korozyjnego przez odporną na korozję warstwę ochronną (Majeed i in., 2021).

Tabela 5

Zależność mikrostruktury poszczególnych stref złącza FSW od rodzaju korozji wysokowytrzymałych stopów aluminium

Strefa	Cechy mikrostrukturalne	Rodzaj korozji
Materiał wyjściowy	<ul style="list-style-type: none"> – wydzielenia umacniające, – mała liczba wydzieleni na granicach ziaren, – wąskie strefy wolne od wydzieleni 	<ul style="list-style-type: none"> – wżerowa, – międzykrystaliczna, – inne rodzaje korozji
Strefa zmieszania	<ul style="list-style-type: none"> – brak wydzieleni na granicach ziaren i stref wolnych od wydzieleni, – w przypadku niektórych stopów, obecność wydzieleni na granicach ziaren i stref wolnych od wydzieleni 	<ul style="list-style-type: none"> – wżerowa, – międzykrystaliczna
Strefa ciepło-plastyczna	<ul style="list-style-type: none"> – różna wielkość wydzieleni w ziarnach i na granicy ziaren 	<ul style="list-style-type: none"> – międzykrystaliczna, – wżerowa
Strefa wpływu ciepła	<ul style="list-style-type: none"> – duże wydzielenia na granicach ziaren, – szerokie strefy wolne od wydzieleni 	<ul style="list-style-type: none"> – międzykrystaliczna, – wżerowa

Opracowanie na podstawie (Paglia i Buchheit, 2008)

Podsumowując, należy zaznaczyć, że zgrzewanie tarciove z mieszaniem materiału powszechnie uznawane jest za jedną z najbardziej obiecujących metod łączenia stopów aluminium, szczególnie w porównaniu z klasycznymi technologiami spawania. W przypadku stopów nieobrabialnych cieplnie proces FSW nie musi prowadzić do obniżenia właściwości mechanicznych złącza, o ile materiał wyjściowy znajduje się w stanie wyżarzonym lub nie był wcześniej silnie odkształcony. W takich warunkach proces FSW prowadzi przede wszystkim do dynamicznej rekrystalizacji ziaren w obszarze złącza. Obniżenie właściwości mechanicznych jest bardziej zauważalne w przypadku stopów charakteryzujących się wyższym umocnieniem materiału, co wynika z wyżarzania. Jeszcze większe wyzwania pojawiają się przy zgrzewaniu stopów obrabialnych cieplnie, gdzie spadek wytrzymałości obserwuje się zarówno w strefie wpływu ciepła, jak i w obszarze zgrzeiny. W przypadku strefy wpływu ciepła główną przyczyną obniżenia właściwości wytrzymałościowych jest zjawisko przestarzenia, choć jest ono mniej intensywne niż w klasycznych metodach spawania. Warto zaznaczyć, że problem ten jest charakterystyczny dla wszystkich metod spajania stopów umacnianych wydzieleniowo (Kang i Kim, 2017).

Pomimo wspomnianych problemów, proces FSW umożliwia uzyskanie złączy o bardzo wysokiej wytrzymałości, nawet w przypadku zgrzewania trudno spawalnych stopów aluminium. Alternatywnym podejściem pozwalającym na uzyskanie większej wydajności złącza jest zastosowanie dodatkowego chłodzenia podczas procesu FSW lub wykonywanie zgrzewania stopów w stanie wyżarzonym (O), a następnie przeprowadzenie obróbki cieplnej po zgrzewaniu (Çam i İpekoğlu, 2017). Dlatego też FSW znalazło szerokie zastosowanie przemysłowe w przypadku zgrzewania stopów aluminium i oczekuje się dalszego wzrostu jego wykorzystania, zwłaszcza w kontekście spajania dużych konstrukcji aluminiowych (w lotnictwie, transporcie itp.).

4. Aktualny stan wiedzy oraz założenia badawcze

Dotychczasowe badania nad metodą FSW dostarczyły cennych informacji na temat tego procesu oraz jego zastosowań w różnych branżach. Wykazano, że technologia zgrzewania z mieszaniem materiału ma wiele zalet w porównaniu z tradycyjnymi technikami spawania, wśród których można wymienić wyższe właściwości mechaniczne i lepszą jakość złącza uzyskane przy jej zastosowaniu. Badania potwierdzają, że proces FSW jest skuteczną metodą łączenia różnych materiałów konstrukcyjnych, w tym aluminium, stali, kompozytów, a także ich wzajemnych kombinacji.

Magalhães i współautorzy (2018) wskazali, że w przypadku złączy pomiędzy różnymi metalami najczęściej łączone są stopy aluminium z innymi metalami, a około 30% stanowią połączenia pomiędzy różnymi stopami aluminium. Trend ten jest silnie związany ze światowym ukierunkowaniem produkcji, zwłaszcza w sektorze transportu, na tworzenie lekkich konstrukcji. Takie konstrukcje spełniają wymagania techniczne i użytkowe przy mniejszym zużyciu materiałów i energii. Choć nowoczesne kompozyty, dzięki między innymi wysokiej wytrzymałości zmęczeniowej, odporności na korozję i niskiej masie, wydają się atrakcyjną alternatywą dla stopów aluminium, to ich wysoki koszt początkowy oraz konieczność konserwacji ograniczają ich szerokie zastosowanie, np. w przemyśle lotniczym. Dlatego aluminium i jego stopy nadal pozostają pożądanym materiałem, który jest tani oraz łatwy w obróbce i recyklingu. Co więcej, obecnie rozwijane są specjalistyczne, dopasowane do określonych zastosowań stopy aluminium, które mają sprostać wysokim wymaganiom przemysłu lotniczego oraz kosmicznego i skutecznie konkurować z materiałami kompozytowymi.

Rosnące wykorzystanie stopów aluminium w różnych sektorach przemysłu jest bezpośrednio związane z koniecznością opracowywania opłacalnych i wydajnych technologii ich łączenia (Kah i in., 2015; Lee i in., 2023; Li i in., 2018; Valiev i in., 2019). W kontekście projektowania lekkich i ekonomicznych konstrukcji inżynierskich kluczowe znaczenie ma możliwość łączenia ze sobą stopów aluminium o zróżnicowanych właściwościach mechanicznych i technologicznych. Pozwala to na świadome kształtowanie elementów konstrukcji w taki sposób, by każda jej część spełniała optymalnie swoją funkcję – zarówno pod względem wytrzymałościowym,

jak i eksploatacyjnym. Takie podejście umożliwia tworzenie komponentów bardziej funkcjonalnych, dostosowanych do lokalnych obciążeń i warunków pracy, co wpisuje się w aktualne trendy w inżynierii materiałowej oraz zrównoważonym rozwoju.

Zdaniem autorki szczególnie interesujące wydaje się łączenie wysokowytrzymałych stopów aluminium (obrabialnych cieplnie) z serii 7xxx ze stopami aluminium nieobrabialnymi cieplnie z serii 5xxx. Tego typu zestawienie pozwala na korzystne połączenie wysokich właściwości mechanicznych, charakterystycznych dla stopów obrabialnych cieplnie, z dobrą odpornością na korozję, jaką wykazują stopy nieobrabialne cieplnie. Złącza tych stopów mogą stanowić kompromis pomiędzy trwałością a odpornością na czynniki zewnętrzne, co jest szczególnie istotne w aplikacjach narażonych na zmienne warunki pracy. Ze względu na ograniczoną spawalność stopów Al-Zn-Mg-Cu z serii 7xxx najbardziej odpowiednią metodą ich trwałego połączenia jest technologia FSW, choć w praktyce stosuje się także łączenie mechaniczne, np. nitowanie.

Obecnie dostępna jest ograniczona liczba badań dotyczących zgrzewania tarcowego z mieszaniami stopów aluminium nieobrabialnych cieplnie z wysokowytrzymałymi stopami obrabialnymi cieplnie. Większość dotychczasowych badań koncentruje się na łączeniu ze sobą różnych obrabialnych cieplnie stopów aluminium, takich jak stopy z serii 6xxx-7xxx (Azeez i in., 2018; Aval, 2015; Periyasamy i in., 2019; Raturi i Bhattacharya, 2023; Rodriguez i in., 2015; Saravanan i in., 2015, 2016; Singh i Upadhyay, 2021), 2xxx-7xxx (Hamilton i in., 2017; Hasan i in., 2017; Khodir i Shibayanagi, 2007; Mroczka i in., 2013; Niu i in., 2019; Padmanaban i in., 2020; Monaco da Silva i in., 2011; de Viveiros i in., 2023; Zhang i in., 2019) oraz 2xxx-6xxx (Amancio-Filho i in., 2008; Cavaliere i in., 2009; Reza-E-Rabby i in., 2015). Istnieją również badania dotyczące zgrzewania nieobrabialnych cieplnie stopów z serii 5xxx ze stopami obrabialnymi cieplnie, ale o średniej wytrzymałości, tj. stopami z serii 6xxx (Di Bella i in., 2023a; Pandya i Menghani, 2013; Sen i in., 2019). Jednak wyniki tych badań nie mogą być bezpośrednio odniesione do zgrzewania stopów 5xxx ze stopami 7xxx. Pomimo podobnych mechanizmów umocnienia stopy z serii 6xxx i 7xxx różnią się między innymi przewodnością cieplną i plastycznością, co może wpływać na odmienny przebieg procesu zgrzewania.

Przegląd literatury dotyczącej zgrzewania tarcowego z mieszaniami materiału różnych stopów aluminium ze sobą (DebRoy i Bhadeshia, 2010; Gebreamlak i in., 2022; Kumar i Jadoun, 2014; Murr, 2010; Sambasivam i in., 2023; Shiva Kumar i Rajamurugan, 2022) jednoznacznie wskazuje, że proces zgrzewania materiałów o odmiennych właściwościach, nazywanych w skrócie różnoimiennymi, jest odmienny od procesu łączenia materiałów o jednakowych właściwościach. W przypadku złączy różnoimiennych uzyskanie połączenia i mechanizm jego tworzenia są uzależnione od różnej podatności na odkształcenie plastyczne łączonych materiałów, ich różnych właściwości fizycznych (takich jak temperatura topnienia, przewodnictwo cieplne) oraz konfiguracji złącza, czyli umiejscowienia danego stopu po stronie natarcia lub po stronie spływu. Te czynniki powodują asymetrię względem środka złącza w ilości wytwarzanego ciepła oraz przepływie materiału podczas procesu. Pomimo prowadzenia

intensywnych badań w wielu światowych ośrodkach naukowych jednym z wyzwań nadal pozostaje optymalizacja procesu spajania ze sobą różnych materiałów.

Podczas zgrzewania FSW stopów aluminium obrabialnych cieplnie ze stopami nieobrabialnymi cieplnie ciepło wytwarzane przez siły tarcia oraz odkształcanie materiałów istotnie wpływają na różne zachowanie obu stopów, które wynika z mechanizmów ich umocnienia. Zróżnicowany sposób umocnienia łączonych stopów ma istotny wpływ między innymi na twardość i wytrzymałość w obszarze zgrzeiny. Ponadto wytwarzane ciepło i mechaniczne mieszanie materiałów mogą sprzyjać rozpuszczeniu i ponownemu wydzielaniu cząstek umacniających lub powstawaniu faz międzymetalicznych na granicy złącza. Powstawanie faz międzymetalicznych w złączach jest zjawiskiem niekorzystnym, lecz często nieuniknionym, podczas łączenia różnoimiennych stopów metali. Rodzaj, ilość i rozmieszczenie tych faz mogą różnić się w zależności od konkretnej kombinacji stopów i zastosowanych parametrów zgrzewania (Di Bella i in., 2023b; Yunus i Alsoufi, 2018).

Zróżnicowanie właściwości mechanicznych łączonych stopów w znacznym stopniu determinuje trwałość i właściwości złącza. Stopy obrabialne cieplnie charakteryzują się wyższymi właściwościami mechanicznymi, natomiast stopy nieobrabialne cieplnie – lepszą odpornością korozyjną i plastycznością, ale zazwyczaj niższą wytrzymałością. Stąd złącze może wykazywać zmienną wytrzymałość, plastyczność i udarność, szczególnie w strefie zmieszania.

Jak wynika z literatury, proces zgrzewania FSW powoduje zmiany mikrostrukturalne w poszczególnych strefach złącza. Zakres tych zmian zależy od składu chemicznego stopu, parametrów zgrzewania oraz szybkości chłodzenia. Różnice w mikrostrukturze wyjściowej łączonych stopów (wielkość ziarna, obecność i rozkład faz, np. wydzieleni umacniających w stopach obrabialnych cieplnie) mogą wpływać na właściwości mechaniczne złącza, w tym na wytrzymałość, twardość oraz odporność na korozję (Abnar i in., 2023; Ambrosio i in., 2021; Lu i in., 2023; Yunus i Alsoufi, 2018).

Badania dotyczące łączenia stopów aluminium umacnianych wydzieleniowo ze stopami z serii 5xxx koncentrują się przede wszystkim na analizie wpływu parametrów procesu zgrzewania (prędkość obrotowa narzędzia, prędkość zgrzewania, wzajemne ułożenie stopów w złączu oraz kształt narzędzia) na jakość i właściwości powstających złączy (Ma i in., 2018; Patel i in., 2019). W licznych publikacjach (Arif i in., 2021; Jannet i Mathews, 2014; Koilraj i in., 2012; Mastanaiah i in., 2016; Palanivel i in., 2014; Riswanda i in., 2020; Sarsilmaza i in., 2010; Steuwer i in., 2006; Zuiko i in., 2022) analizowano wpływ parametrów procesu zgrzewania na twardość oraz wytrzymałość mechaniczną uzyskanych połączeń. W innych pracach (Çam i İpekoğlu, 2017; Niu i in., 2022) skupiono się na ocenie wpływu umiejscowienia stopów w złączu na przepływ materiału, mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne złącza.

Kumar i Jadoun (2014) zauważyli, że jednym z ważnych obszarów badań nad zgrzewaniem materiałów różnoimiennych metodą FSW jest wpływ kształtu i rozmiaru narzędzia na mikrostrukturę i właściwości. Narzędzie stanowi kluczowy element w procesie FSW. Do jego funkcji należy przemieszczanie materiału w celu

utworzenia zgrzeiny, które powoduje podgrzewanie materiału w obszarze zgrzewania oraz hamowanie wypływu materiału w stanie plastycznym (Kumar i Kailas, 2008). Wiele opublikowanych badań (Azmi i in., 2022; Gunda i in., 2021; Ilangovan i in., 2015; Mugada i Adepu, 2018; Palanivel i in., 2012a; Satish Kumar i Chander, 2021; Singh i in., 2020; Shanmuga Sundaram i Murugan, 2010) koncentruje się właśnie na kształcie narzędzia do zgrzewania różnorodnych stopów aluminium. Jednakże w większości z tych badań ograniczono się jedynie do analizy makro- i/lub mikrostrukturalnej z wykorzystaniem mikroskopii świetlnej oraz do oceny właściwości mechanicznych na podstawie pomiarów twardości lub próby rozciągania.

Tabela 6 zawiera dane literaturowe opisujące charakterystykę złączy FSW stopów aluminium z serii 5xxx i 7xxx. Wymienione badania potwierdzają możliwość uzyskania złącza stopów 5xxx i 7xxx o dużej wydajności (rozumianej jako iloraz wytrzymałości na rozciąganie złącza do wytrzymałości stopu wyjściowego) – nawet 98% – przy znacznie zmniejszonej ilości niezgodności w samym zgrzewanym złączy. Analiza wyników tych badań wskazuje, że większość z nich koncentruje się na wpływie prędkości obrotowej narzędzia oraz prędkości zgrzewania na jakość i właściwości złączy. Część prac uwzględnia również wykorzystanie metod komputerowej optymalizacji procesu oraz symulacji numerycznych. W trzech publikacjach (Azmi i in., 2022; Cetkin i in., 2019; Kasman i Yenier, 2014) analizowano wpływ kształtu narzędzia na jakość i właściwości złączy. Najczęściej badano złącza wykonane w konfiguracji, w której stop z serii 7xxx znajdował się po stronie natarcia. W jednej z prac (Subrahmanian i in., 2024) oceniano wpływ przesunięcia narzędzia względem linii styku łączonych blach. Zagadnienie odporności korozyjnej złączy stopów serii 5xxx-7xxx analizowane było jedynie sporadycznie – między innymi przez Davoodiego i współautorów (2016).

Należy zauważyć, że dostępne informacje dotyczące zgrzewania stopów 5xxx i 7xxx nie są kompletne i ograniczają się głównie do wybranych wspomnianych aspektów procesu. Tymczasem szczegółowa charakterystyka mikrostruktury złączy jest kluczowa, ponieważ bezpośrednio wpływa na ich właściwości mechaniczne i odporność na korozję, które mają fundamentalne znaczenie w kontekście zastosowań przemysłowych. Z tego względu istotne jest określenie, czy i w jakim stopniu poszczególne czynniki (parametry zgrzewania, kształt narzędzia oraz konfiguracja złącza) oddziałują na mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne i korozyjne złączy.

W odpowiedzi na potrzebę pogłębienia wiedzy dotyczącej zgrzewania stopów aluminium charakteryzujących się odmiennymi właściwościami przeprowadzono szczegółową analizę mikrostrukturalną złączy wykonanych ze stopów serii 5xxx i 7xxx. Do badań wybrano dwa reprezentatywne i powszechnie stosowane komercyjne materiały: stop 5083 oraz stop 7075. Szczególną uwagę poświęcono analizie wpływu ciepła wytwarzanego podczas procesu zgrzewania metodą zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału oraz towarzyszących odkształceń plastycznych na kształtowanie się mikrostruktury złączy, a także na ich właściwości mechaniczne i odporność korozyjną.

Tabela 6

Zestawienie badań dotyczących zgrzewania doczołowego stopów aluminium z serii 5xxx i 7xxx metodą FSW. Oznaczenia uwzględnione w parametrach technologicznych oraz charakterystyce narzędzia: PO – prędkość obrotowa, PZ – prędkość zgrzewania, PN – pochylenie narzędzia, M – materiał narzędzia, K – kształt kołnierza, D_K – średnica kołnierza, T – kształt trzpienia, D_T – średnica trzpienia, L_T – długość trzpienia)

Lp.	Łączone stopy (str. natarcia – str. spływu)	Grubość łączonych elementów	Parametry technologiczne	Narzędzie	Główne wnioski	Publikacja
1.	7075-O – 5083-O	6 mm	PO: 500, 565, 700, 900, 1400 i 1600 obr/min PZ: 20, 63 i 96 mm/min PN: b.d.	M: b.d. K: wklęsły D_K : 20 mm T: gwintowany stożek D_T : od 10 mm do 5 mm L_T : 5,85 mm	<ul style="list-style-type: none"> – najlepsze właściwości wytrzymałościowe wykazało złącze wykonane przy parametrach: prędkość obrotowa narzędzia 1400 obr/min i prędkość zgrzewania 20 mm/min ; – analiza danych eksperymentalnych przy użyciu sztucznej sieci neuronowej (ANN) wykazała dobrą korelację między danymi przewidywanymi a wynikami pomiarów 	(Shojaeefard i in., 2013)
2.	7075-T651 – 5754-H111	5 mm	PO: 1000 i 1250 obr/min PZ: 80, 100 i 125 mm/min PN: 3°	M: stal H13 K: b.d. D_K : 18, 20 i 22 mm T: cylindryczny D_T : 6 mm L_T : 4,8 mm	<ul style="list-style-type: none"> – złącze bez niezgodności uzyskano przy parametrach: prędkość obrotowa narzędzia 1000 obr/min, prędkość zgrzewania 80 mm/min, średnica kołnierza 22 mm; – test ANOVA wykazał istotny wpływ wszystkich parametrów na wytrzymałość złącza; wpływ poszczególnych parametrów: prędkość zgrzewania – 41,41%, średnica kołnierza – 17,58%, prędkość obrotowa narzędzia – 13,28% 	(Kasman i Yenier, 2014)

Tabela 6 cd.

Lp.	Łączone stopy (str. natarcia – str. spływu)	Grubość łączonych elementów	Parametry technologiczne	Narzędzie	Główne wnioski	Publikacja
3.	7075-T6 – 5052-H34	4,826 mm	PO: 400 obr/min PZ: 178 mm/min PN: b.d.	M: stal H13 K: żłobienie po spirali D _K : b.d. T: stożek gwintowany D _T : b.d. L _T : b.d.	– wydajność złącza 87%; – struktura „pierścieni cebuli” w strefie zmieszania; – bardzo dobre wymieszanie łączonych stopów w strefie zmieszania	(Zainulabdeen i in., 2014)
4.	7075 – 5383	6 mm	PO: 700, 800 i 900 obr/min PZ: 40, 60 i 80 mm/min PN: 0°	M: b.d. K: b.d. D _K : 24 mm T: prostopadłościenny D _T : 8 mm L _T : 5,7 mm	– wzrost prędkości zgrzewania powoduje niedostateczne doprowadzenie ciepła, co negatywnie wpływa na jakość i wytrzymałość złącza; – złącze wykonane przy użyciu parametrów: prędkość obrotowa narzędzia 700 obr/min i prędkość zgrzewania 40 mm/min wykazało najlepsze właściwości wytrzymałościowe	(Sivachidambaram i in., 2015)
5.	5083- H116– 7075-T6	5 mm	PO: 500, 630 i 800 obr/min PZ: 30, 41,5 i 50 mm/min PN: b.d.	M: b.d. K: wklęsły D _K : 18 mm T: prostopadłościenny D _T : 6 mm (przekątna) L _T : 4,8 mm	– opracowano model matematyczny przedstawiający zależność pomiędzy parametrami zgrzewania a wytrzymałością na rozciąganie złączy różnoimiennych; – złącze wykonane przy użyciu parametrów: prędkość obrotowa narzędzia 500 obr/min i prędkość zgrzewania 50 mm/min wykazało najwyższą wytrzymałość na rozciąganie (zgodność z wynikami z algorytmu); – maksymalny błąd pomiędzy danymi eksperymentalnymi a modelem wynosił mniej niż 1%	(Saeidi i in., 2016)

Tabela 6 cd.

6.	5083-H321-7023	5 mm (5083) i 7 mm (7023)	PO: 1600 obr/min PZ: 50 mm/min PN: 2° Dodatkowa podpora z blachy o grubości 2 mm ze stali odpornej na korozję	M: stal H13 K: współosiowe pierścienie D _K : 15 mm T: stożek gwintowany D _T : od 5 mm do 3 mm L _T : 5 mm	<ul style="list-style-type: none"> – obecność faz międzymetalicznych w stopie 7023; – po stronie stopu 5083 zidentyfikowano wydzielenia Al-Mn-Fe; – granica złącza charakteryzuje się silnie niejednorodną strukturą, w której obecne są wydzielenia Al-Mg-Zn, mogące tworzyć lokalne ogniwa galwaniczne; – odporność korozyjna złącza mieści się pomiędzy odpornościami stopów 5083 i 7023; – miejsca możliwego wystąpienia inicjacji korozji to granica złącza z powodu korozji mikrogalwanicznej oraz obszary wokół wydzielen Al-Fe-Si w stopie 5083 i faz międzymetalicznych w stopie 7023 	(Davoodi i in., 2016; Esfahani i in., 2018)
7.	5083-H111-7075-T6	5 mm i 6 mm	PO: 300 obr/min PZ: 50, 100, 150 i 200 mm/min PN: 3°	M: stal H13 K: wklęsły D _K : 18 mm T: stożek D _T : od 7 mm do 3 mm L _T : 4,8 mm	<ul style="list-style-type: none"> – wydajność otrzymanych złączy w zakresie 77–87%; – niewielki wpływ prędkości zgrzewania na wielkość ziaren (średnia wielkość ziaren około 4 μm); – mieszany mechanizm pęknięcia (plastyczno-kruchy) 	(Ahmed i in., 2017)
8.	5083 – 7B04	2 mm	PO: 600 obr/min PZ: 150 mm/min PN: b.d.	M: stal H13 K: wklęsły D _K : 10 mm T: stożek gwintowany D _T : od 3,9 mm do 1,9 mm L _T : 1,9 mm	<ul style="list-style-type: none"> – pęknięcie złączy następowało po stronie materiału miększego; – pęknięcie złączy w strefie mieszania było spowodowane niezgodnościami – złącze bez niezgodności otrzymano przy umiejscowieniu twardszego stopu po stronie spływu 	(Chen i in., 2017)

Tabela 6 cd.

Lp.	Łączone stopy (str. natarcia – str. spływu)	Grubość łączonych elementów	Parametry technologiczne	Narzędzie	Główne wnioski	Publikacja
9.	7075 – 5182	5 mm	PO: 980, 1325 i 1800 obr/min PZ: 108 i 233 mm/min PN: 2°	M: stal H13 K: 20 mm D _K : mm T: trójkątny oraz stożkowy gwintowany D _T : 6 mm i od 6 mm do 4 mm L _T : 4,2 mm	– mikrostruktura i właściwości złącza uzależnione są od kształtu trzpienia i parametrów zgrzewania; – złącze wykonane trzpieniem stożkowym: wytrzymałość na rozciąganie 265 MPa, wytrzymałość zmęczeniowa 159 MPa (980 obr/min, 108 mm/min); – złącze wykonane trzpieniem trójkątnym: wytrzymałość na rozciąganie 218 MPa, wytrzymałość zmęczeniowa 120 MPa (1800 obr/min, 108 mm/min)	(Cetkin i in., 2019)
10.	7075 – 5083	3 mm	PO: 1400 obr/min PZ: 20 i 45 mm/min PN: 3°	M: stal H13 K: b.d. D _K : 15 mm T: b.d. D _T : 3 mm L _T : 2,8 mm	– dla mniejszej prędkości zgrzewania wyższa wytrzymałość złącza (wydajność 80,5%); – wielkość ziarna w strefie zmieszania 6 μm (dla mniejszej prędkości) i 10 μm (dla większej prędkości)	(Dewangan i in., 2019)
11.	5083-O – 7020-T6 i 7020-T6–5083-O	10 mm	PO: 500 obr/min PZ: 20, 40 i 80 mm/min PN: 3°	M: stal H13 K: wklęsły ze współosiowymi pierścieniami D _K : 25 mm T: cylindryczny z gwintem D _T : 8 mm L _T : 9,8 mm	– umiejscowienie stopu 7020 po stronie natarcia daje wyższą wytrzymałość złącza; – przy wyższej prędkości zgrzewania pojawiają się pustki tunelowe	(Ahmed i in., 2021)

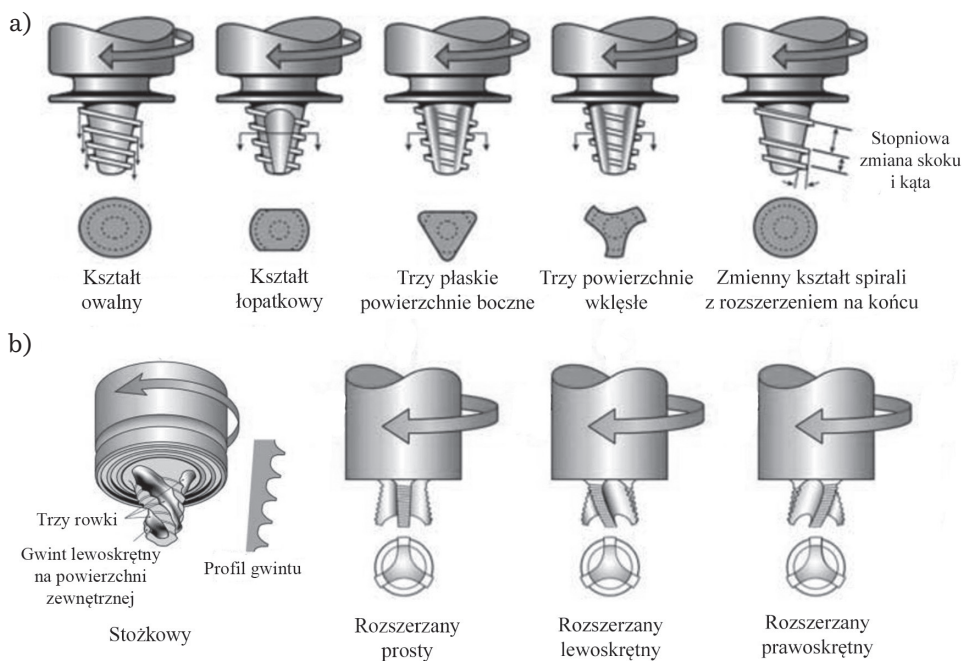
Tabela 6 cd.

12.	5454-7075	3,5 mm	PO: 1000 i 1225 obr/min PZ: 17 i 21 mm/min PN: 1,5° i 2°	M: b.d. K: wklęsły D _K /D _T : 3 i 4 T: cylindryczny i stożkowy L _T : 3,2 mm	<ul style="list-style-type: none"> – celem było zoptymalizowanie parametrów procesu oraz określenie, które z nich mają istotny wpływ na jakość złącza (na podstawie metody Taguchiego), – istotne parametry ze względu na wytrzymałość złącza to prędkość obrotowa narzędzia, prędkość zgrzewania, stosunek D/d oraz głębokość zagłębienia 	(Abd Elnabi i in., 2019, 2022)
13.	7020-T651-5083-H111	5 mm	PO: 400, 800 i 1200 obr/min PZ: 100, 200 i 300 mm/min PN: 2°	M: b.d. K: żłobienie po spirali D _K : 19 mm T: Triflute D _T : od 8,7 mm do 6,5 mm L _T : 4,8 mm	<ul style="list-style-type: none"> – niewłaściwy dobór prędkości zgrzewania oraz prędkości obrotowej narzędzia prowadzi do powstawania pustek tunelowych; – brak w pełni jednorodnego wymieszania materiałów w złączu; – największą wydajność (98%) odnotowano w przypadku złącza uzyskanego przy prędkościach 200 mm/min i 800 obr/min 	(Torzewski i in., 2022)
14.	5083 – 7075	6,35 mm	PO: 600, 700 i 800 obr/min PZ: 40 mm/min PN: b.d.	M: stal H13 K: b.d. D _K : b.d. T: cylindryczny gwintowany, stożkowy, stożkowy gwintowany D _T : b.d. L _T : 6 mm	<ul style="list-style-type: none"> – trzpień gwintowany zapewnia lepszy przepływ materiału; – za pomocą trzpienia stożkowego gwintowanego uzyskano złącza o najwyższej wytrzymałości na rozciąganie oraz lepszym wymieszaniu materiałów; – wyższa prędkość obrotowa narzędzia powoduje, że w złączu nie powstają niezgodności, a w konsekwencji wykazuje ono większą wytrzymałość 	(Azmi i in., 2022)

Tabela 6 cd.

Lp.	Łączone stopy (str. natarcia – str. spływu)	Grubość łączonych elementów	Parametry technologiczne	Narzędzie	Główne wnioski	Publikacja
15.	7050-T7651– 5083-H111	5 mm	PO: 1000 obr/min PZ: 30 mm/min PN: 1,5° Przesunięcie narzędzia: 0,25, 0,5, 0,75 i 1 mm w stronę natarcia i spływu	M: stal H13 K: wklęsły D _K : 20 mm T: stożek D _T : od 8,5 mm do 5 mm L _T : 4,7 mm	<ul style="list-style-type: none"> – przesunięcie osi narzędzia ma istotny wpływ na przepływ materiału w strefie zmieszania oraz właściwości mechaniczne; – najwyższą wytrzymałość (98,4%) uzyskało złącze wykonane z przesunięciem osi narzędzia o 0,5 mm w stronę stopu 7050; – umiejscowienie stopu twardszego po stronie natarcia i zastosowanie przesunięcia narzędzia w tę stronę o około 0,5 mm zapewnia otrzymanie złącza bez niezgodności 	(Subrahmanian i in., 2024)
16.	7075-T6– 5083-O	5 mm	PO: od 90 obr/min do 1300 obr/min PZ: od 25 mm/min do 75 mm/min PN: 1–3°	M: stal H13 K: b.d. D _K : 22 mm T: stożek D _T : od 7 mm do 4,5 mm L _T : 4,8 mm	<ul style="list-style-type: none"> – wyniki eksperymentalne dla złączy 5083 i 7075 wykazały zgodność z wartościami przewidywanymi w modelu; – optymalne parametry procesu uzyskano przy kącie pochylenia narzędzia 2°, prędkości obrotowej 1100 obr/min oraz prędkości zgrzewania 50 mm/min; – wydajność złącza na poziomie 80,65% 	(Mothilal i Kumar, 2024, 2025)

W literaturze brak jest doniesień dotyczących jednoznacznej korelacji pomiędzy kształtem narzędzia a mikrostrukturą strefy zmieszania w złączach FSW stopów aluminium obrabialnych i nieobrabialnych cieplnie. Jak wskazują wcześniejsze badania, jednym z kluczowych czynników warunkujących wysoką jakość złącza FSW jest odpowiedni dobór narzędzia zgrzewającego. Dotychczasowe publikacje dotyczące łączenia stopów 5083 i 7075 metodą FSW koncentrują się głównie na wykorzystaniu narzędzi z trzpieniami o prostym kształcie, tj. stożkowym gwintowanym (Azmi i in., 2022; Shojaeefard i in., 2013), stożkowym bez gwintu (Ahmed i in., 2017; Azmi i in., 2022), cylindrycznym gwintowanym (Azmi i in., 2022) oraz prostopadłościennym (Saeidi i in., 2016). Tymczasem w angielskim Instytucie Spawalnictwa (The Welding Institute) w Cambridge opracowano bardziej zaawansowane konstrukcje narzędzi, takie jak Triflute i Whorl, które umożliwiają efektywne zgrzewanie materiałów o znacznej grubości (rys. 30).



Rys. 30. Schemat trzpieni: a) typu Whorl; b) typu Triflute

Opracowanie na podstawie (Thomas i in., 2003)

Kształty tych trzpieni są kolejnymi ewolucjami pierwszego kształtu trzpienia FSW, czyli trzpienia cylindrycznego gwintowanego, cytowanego w patencie FSW (Thomas i in., 1991). Pierwszą modyfikacją był trzpień Whorl charakteryzujący się spiralnym wyżłobieniem na powierzchni, a następną trzpień Triflute zawierający trzy rowki wycięte prosto lub spiralnie. Ponadto trzpień Triflute może mieć kształt

stożkowy lub rozszerzany, tzw. Flared-Triflute. Narzędzia tradycyjne umożliwiają skuteczne zgrzewanie blach o grubości do około 12 mm, natomiast narzędzia typu Triflute oraz Whorl pozwalają na łączenie materiałów o grubości przekraczającej 70 mm (Thomas i in., 2003). Ponadto specyficzne cechy ich powierzchni sprzyjają intensyfikacji przepływu materiału w kierunku poprzecznym, co ma istotne znaczenie w przypadku łączenia stopów różnoimiennych.

W prezentowanych badaniach przyjęto założenie, że zwiększona intensywność przepływu plastycznego materiału, wynikająca z zastosowania narzędzi o złożonej konstrukcji, może przyczynić się do bardziej efektywnego wymieszania składników stopów o zróżnicowanych właściwościach fizykochemicznych, a tym samym do poprawy jakości i właściwości złącza (rozdz. 8). Dla porównania zastosowano trzy różne rodzaje trzpieni: trzpień gwintowany stożkowy, trzpień typu Whorl oraz trzpień typu Triflute.

Jednym z głównych wyzwań w procesie zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału różnoimiennych materiałów jest równomierne wymieszanie materiałów w strefie złącza, które powinien zapewnić odpowiedni kształt trzpienia. Nierównomierne wymieszanie skutkuje powstaniem niejednorodnej mikrostruktury oraz osłabieniem właściwości mechanicznych. Ponadto wyraźne niejednorodności mikrostrukturalne mogą prowadzić do powstania mikroogniwo korozyjnych w obrębie zgrzeiny. Jednakże nierównomierność wymieszania stopów wynika zazwyczaj nie z samego kształtu narzędzia, ale z niewystarczającego doprowadzenia ciepła, które ogranicza zdolność materiałów do uplastycznienia i efektywnego przepływu wokół trzpienia narzędzia. Dopływ ciepła jest jednym z kluczowych parametrów we wszystkich procesach spawalniczych. Mimo że proces zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału charakteryzuje się relatywnie niskim dopływem ciepła w porównaniu z procesami spawania konwencjonalnego, to jednak dopływ ciepła odgrywa istotną rolę w kształtowaniu właściwości i jakości złączy. Ilość powstającego ciepła podczas procesu FSW związana jest ze stosunkiem prędkości obrotowej narzędzia (ω) do prędkości zgrzewania (v). Wytwarzanie ciepła w procesie jest proporcjonalne do tego stosunku. Zwiększenie prędkości obrotowej narzędzia i zmniejszenie prędkości zgrzewania zwiększa wytwarzanie ciepła, a wyższa temperatura ułatwia proces mieszania materiałów. Z kolei stopień ich wymieszania wpływa na wytrzymałość zgrzewanego złącza. Jednocześnie ilość wytwarzanego ciepła wpływa na powstawanie faz międzymetalicznych. Nadmierna ilość tych faz, szczególnie gdy są one skoncentrowane lokalnie, może znacząco obniżyć zarówno wytrzymałość zmęczeniową, jak i odporność korozyjną złącza (Çam i İpekoğlu, 2017; Di Bella i in., 2023a, 2023b; Stephen Leon i in., 2020).

Pomimo że większość badań dotyczących złączy stopów serii 5xxx-7xxx prowadzono z zastosowaniem różnych wartości prędkości obrotowej oraz prędkości zgrzewania, wciąż brak jednoznacznego określenia wpływu tych parametrów na efektywne wytwarzanie ciepła. Amatullah i współautorzy (2022) wskazują, że prędkość obrotowa narzędzia stanowi jeden z głównych czynników wpływających na kształtowanie mikrostruktury i właściwości złącza. W związku z powyższym przyjęto

założenie, że właściwie dobrana prędkość obrotowa narzędzia może skutecznie regulować ilość wytwarzanego ciepła oraz intensywność mieszania łączonych stopów (rozdz. 6).

Ponadto stwierdzono, że rozmieszczenie łączonych materiałów po obu stronach złącza ma istotne znaczenie w przepływie materiału podczas zgrzewania FSW (rozdz. 7). Opublikowane prace dotyczące zgrzewania stopów 5xxx-7xxx omawiają głównie złącza, w których stop z serii 7xxx był umiejscowiony po stronie natarcia. Jedynie Ahmed i współautorzy (2021) przeprowadzili badania dla obu wariantów rozmieszczenia materiałów i wykazali, że umieszczenie stopu 7xxx po stronie natarcia pozwala uzyskać złącze o najwyższej wytrzymałości na rozciąganie. Z uwagi na ograniczoną liczbę szczegółowych badań analizujących wpływ konfiguracji złącza na efektywność procesu, przyjęto założenie, że umiejscowienie łączonych stopów po stronach złącza, niezależnie od kształtu narzędzia, ma istotny wpływ na skuteczność mieszania materiałów oraz końcowe właściwości mechaniczne złącza.

Podsumowując, należy stwierdzić, że do uzyskania wysokiej jakości złącza stopu obrabialnego cieplnie ze stopem nieobrabialnym cieplnie konieczne jest precyzyjne dobranie parametrów technologicznych zgrzewania. Biorąc pod uwagę aktualny stan wiedzy, wytypowano trzy najważniejsze parametry, od których zależy jakość złącza. Są to: prędkość obrotowa narzędzia, od której zależy ilość wprowadzanego ciepła, rozmieszczenie łączonych materiałów po stronach natarcia i spływu decydujące o efektywności mieszania oraz kształt narzędzia (a dokładnie trzpienia), która wpływa zarówno na ilość wytwarzanego ciepła, jak i efektywność i symetryczność mieszania. Analiza badań uwzględniających te trzy czynniki ma na celu próbę całościowego ujęcia zjawisk zachodzących podczas procesu FSW, w szczególności w zakresie wytwarzania ciepła oraz intensywnych odkształceń plastycznych, które prowadzą do zróżnicowania mikrostruktury w złączu i wpływają na właściwości użytkowe (mechaniczne i korozyjne) złączy różnoimiennych.

5. Przedmiot i zakres badań własnych

5.1. Łączone stopy

W ramach badań własnych zgrzewano metodą FSW komercyjnie dostępne stopy aluminium: nieobrabialny cieplnie (umacniany roztworowo i odkształceniowo) stop 5083-H111 oraz obrabialny cieplnie (umacniany wydzieleniowo) stop 7075-T651. Skład chemiczny stopów (oznaczony za pomocą optycznego spektrometru emisyjnego ze wzbudzeniem w plazmie indukcyjnie sprzężonej – model OPTIMA 7300 DV firmy Perkin Elmer) oraz opis stanu łączonych blach podano w tabeli 7. Tabela 8 zawiera podstawowe właściwości cieplne i mechaniczne stopów.

Tabela 7

Skład chemiczny łączonych stopów [% wag.]

Stop	Mg	Zn	Cu	Mn	Si	Fe	Cr	Ti	Al
5083	4,32	0,04	0,05	0,56	0,16	0,36	0,06	0,05	reszta
H111 – wyzarzony i nieznacznie umocniony na zimno									
7075	2,56	6,18	1,86	0,02	0,13	0,15	0,21	0,04	reszta
T651 – przesycany, odprężany przez naciąganie i starzony sztucznie									

Stop 5083-H111 umacniany jest roztworowo i odkształceniowo przez obróbkę plastyczną na zimno. Wykazuje bardzo dobre właściwości wytrzymałościowe (wytrzymałość na rozciąganie 346 MPa), a także jest spawalny metodami łukowymi. Jego bardzo ważną cechą jest wysoka odporność korozyjna w wodzie morskiej, dzięki niskiej zawartości miedzi. Stop ten najczęściej wykorzystywany jest jako główny materiał konstrukcyjny w przemyśle morskim oraz stoczniowym, a także przy budowie zbiorników ciśnieniowych i w produkcji opakowań przeznaczonych dla produktów spożywczych. Stop 5083-H111 stosowany jest również jako materiał konstrukcyjny w branży budowlanej.

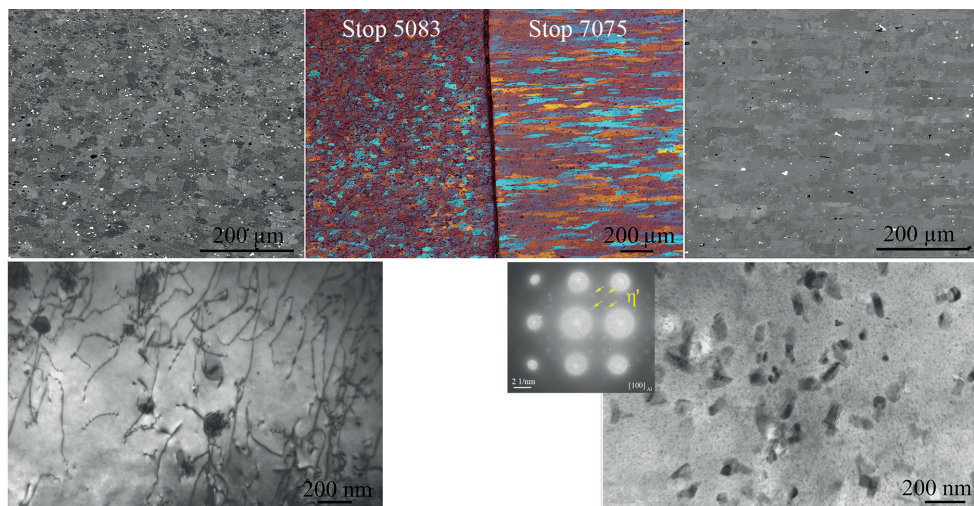
Tabela 8

Właściwości fizyczne (MatWeb) i mechaniczne łączonych stopów

Właściwość	Stop 5083	Stop 7075
Gęstość [g/cm ³]	2,66	2,81
Właściwości cieplne		
Temperatura topnienia [°C]	591–638	477–635
Przewodność cieplna [W/(m·K)]	117	130
Pojemność cieplna [J/(g·K)]	0,90	0,96
Współczynnik rozszerzalności cieplnej [μm/(m·K)]	23,8	23,5
Właściwości mechaniczne		
Wytrzymałość na rozciąganie [MPa]	346	604
Umowna granica plastyczności [MPa]	240	584
Wydłużenie [%]	23	14
Twardość [HV1]	80	180

Stop 7075-T651 zaliczany jest do grupy wysokowytrzymałych stopów aluminium. Charakteryzuje się znaczną zawartością cynku i magnezu. Stop 7075-T651 poddawany jest obróbce cieplnej, składającej się z procesu przesycania z temperatury około 475–480°C, odprężania i starzenia sztucznego. Jej celem jest zwiększenie właściwości wytrzymałościowych przy jednoczesnym zachowaniu plastyczności. Wysokie właściwości mechaniczne stopu 7075 gwarantują dużą odporność zmęczeniową. Wytrzymałość na rozciąganie wynosi 604 MPa, a umowna granica plastyczności $Re_{0,2}$ 584 MPa. Największą wadą stopu 7075 jest słaba odporność korozyjna oraz ograniczona spawalność metodami łukowymi. Jest on jednak często poddawany obróbce skrawaniem. Jest stosowany do produkcji form wtryskowych, rozdmuchowych, piankowych, a także sprzętu sportowego.

Wyjściowa mikrostruktura łączonych stopów została przedstawiona na rysunku 31. Ze względu na różnice w składzie chemicznym oraz mechanizmach umocnienia ich mikrostruktura przed procesem zgrzewania była odmienna. Stop 5083 został wyżarzony i lekko umocniony przez odkształcenie. Jego mikrostruktura była jednorodna z ziarnami w przybliżeniu równoosiowymi. Obserwacje za pomocą transmisyjnego mikroskopu elektronowego wykazały obecność licznych dyslokacji oraz niewielkiej ilości innych faz. Z kolei mikrostruktura stopu 7075 składała się z wydłużonych ziaren, będących wynikiem procesu wytwarzania (wyciskania) oraz braku rekrytalizacji. Szczegółowa analiza mikrostruktury ujawniła drobne wydzielania faz umacniających, typowych dla stopów utwardzanych wydzieleniowo.

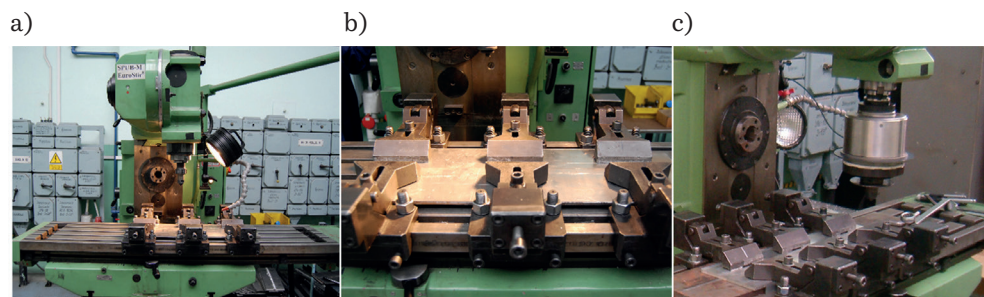


Rys. 31. Mikrostruktura wyjściowa łączonych stopów: 5083-H111 i 7075-T651

5.2. Proces zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału stopu 5083 ze stopem 7075

Stopy 5083 i 7075 w formie płyt o grubości 6 mm zostały połączone doczołowo metodą zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału. Proces zgrzewania wykonano w Instytucie Spawalnictwa w Gliwicach (aktualnie Sieć Badawcza Łukasiewicz – Górnośląski Instytut Technologiczny – Centrum Spawalnictwa).

Proces zgrzewania przeprowadzono na zgrzewarce FSW zbudowanej na bazie frezarki konwencjonalnej typu FYF32JU2, produkcji JAFO S.A. (rys. 32a), wyposażonej w dodatkowe uchwyty mocujące zgrzewane elementy (rys. 32b) oraz przyrząd pomiarowy LOWSTIR (rys. 32c) pozwalający na monitorowanie procesu zgrzewania oraz rejestrowanie sił i momentu obrotowego podczas zgrzewania.



Rys. 32. Stanowisko do zgrzewania: a) frezarka konwencjonalna FYF32JU2; b) oprzyrządowanie zgrzewarki: uchwyty mocujące zgrzewane elementy; c) głowica LOWSTIR do pomiaru sił i momentu obrotowego



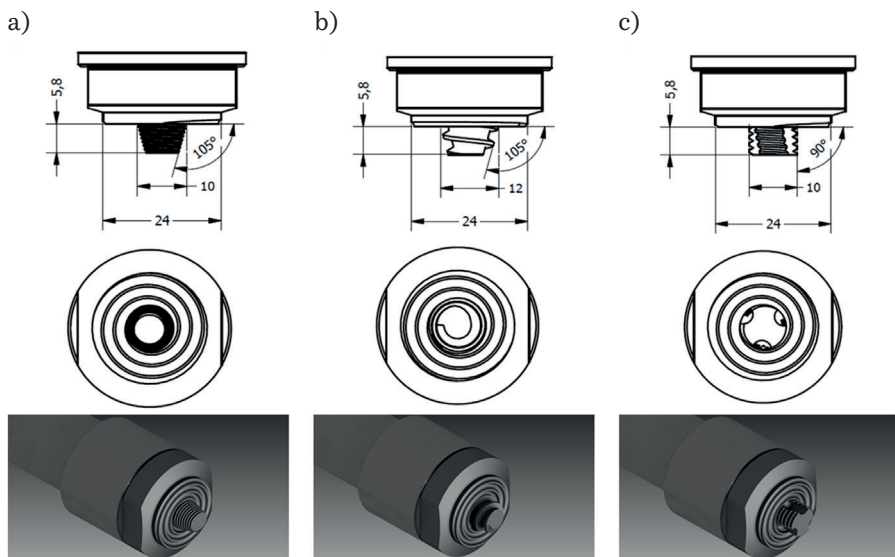
Rys. 33. Obraz procesu zgrzewania z kamery termowizyjnej

W trakcie zgrzewania dla każdego zestawu parametrów procesu prowadzono pomiary temperatury obszaru zgrzewania za pomocą kamery termowizyjnej VIGOCAM v50 o szerokokątnym obiektywie i zakresie pomiarowym od -20°C do $+500^{\circ}\text{C}$. Kamera została skalibrowana na podstawie pomiarów temperatury uzyskanych z termopar rozmieszczonych na zgrzewanych płytach. Zastosowanie specjalistycznego oprogramowania umożliwiło rejestrację, wizualizację i analizę danych temperaturowych. Przykładowy obraz pokazano na rysunku 33. Dane te posłużyły do weryfikacji modelu cieplnego procesu.

Model numeryczny rozkładu temperatury oraz prędkości odkształcenia, którego wyniki wykorzystano w niniejszej pracy, został opracowany przez Cartera Hamiltona z Miami University (Ohio, USA) w ramach współpracy badawczej z Akademią Górniczo-Hutniczą. Model ten został opracowany w środowisku obliczeniowym COMSOL Multiphysics. Szczegółowe informacje dotyczące modelu opisano w publikacji (Kalemba-Rec i in., 2017).

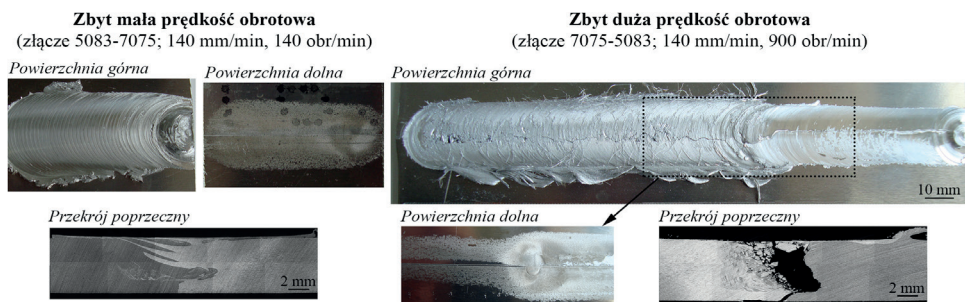
Warunki technologiczne doczołowego zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału płyt ze stopów aluminium 7075 i 5083 dobrano na podstawie literatury oraz dotychczasowych doświadczeń zespołu z Centrum Spawalnictwa w zgrzewaniu innych materiałów. Do badań wykorzystano narzędzia z trzema różnymi typami trzpienia: stożkowym gwintowanym, typu Whorl i typu Flared-Triflute. Kształty i wymiary poszczególnych trzpieni przedstawiono na rysunku 34. Natomiast powierzchnia kołnierza była wypukła ze żłobieniem po spirali. Całe narzędzie było wykonane ze stali szybko tnącej HS6-5-2 (oznaczenie według normy EN ISO 4957). Kąt pochylenia narzędzia wynosił $1,5^{\circ}$.

Ze względu na specyfikę procesu FSW złącza doczołowe wykonano w dwóch konfiguracjach, rozumianych jako umiejscowienie danego stopu po stronie natarcia lub po stronie spływu. Złącza uzyskane w konfiguracji: stop 5083 po stronie natarcia, a stop 7075 po stronie spływu oznaczone zostały jako złącza 5083-7075, a w konfiguracji odwrotnej złącza 7075-5083.



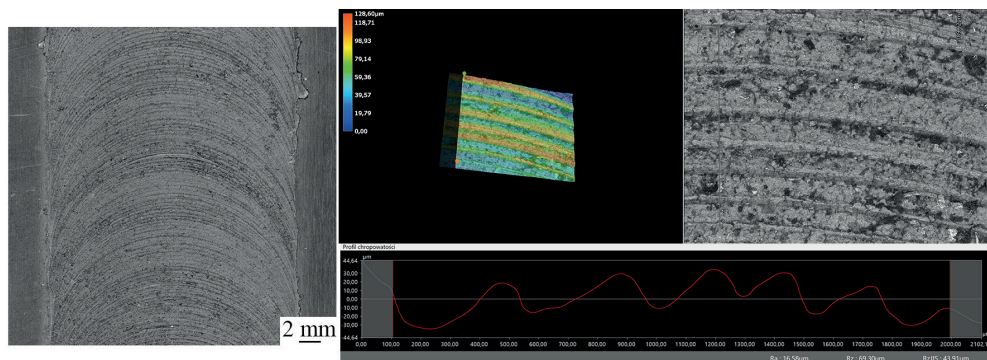
Rys. 34. Kształt i wymiary (w milimetrach) zastosowanych narzędzi:
a) trzpień stożkowy gwintowany; b) trzpień Whorl; c) trzpień Triflute

Parametry technologiczne procesu dobrano tak, aby możliwe było uzyskanie jak najlepszej jakości złącza. Zastosowano cztery prędkości obrotowe narzędzia (280 obr/min, 355 obr/min, 450 obr/min i 560 obr/min). Zastosowanie niższej prędkości obrotowej narzędzia (140 obr/min) lub wyższej (900 obr/min) powodowało oderwanie trzpienia od kołnierza narzędzia (rys. 35). W przypadku niższej prędkości obrotowej udało się uzyskać połączenie płyt na krótkim odcinku, ale niepełne (w dolnej części widoczny brak zgrzania). Przy wyższej prędkości obrotowej złącze wykazało brak zgrzania na całej grubości. Prędkość była za duża, aby złącze zostało prawidłowo wypełnione uplastycznionym materiałem. Prędkość zgrzewania dla wszystkich złączy wynosiła 140 mm/min.



Rys. 35. Złącza otrzymane przy zbyt niskiej (140 obr/min) i zbyt wysokiej (900 obr/min) prędkości obrotowej narzędzia z widocznym oderwanym narzędziem

Rysunek 36 przedstawia wygląd powierzchni górnej (lica) prawidłowo wykonanych złączy. Lico złączy FSW ma strukturę łukową formowaną na skutek przesuwu i obrotu narzędzia. Szerokość górnej powierzchni złącza odpowiada średnicy kołnierza i wynosi 24 mm. Na licu poprawnie wykonanych złączy nie zaobserwowano żadnych niezgodności.



Rys. 36. Wygląd powierzchni górnej (lica) złącza

5.3. Zakres i metodyka badań

Istotą realizowanych badań była szczegółowa charakterystyka mikrostruktury złączy stopów aluminium 5083 i 7075 w zależności od parametrów procesu. Większość badań przeprowadzono na Wydziale Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej AGH w Katedrze Inżynierii Powierzchni i Analiz Materiałów. Charakterystykę złączy przeprowadzono w różnej skali: od skali makro do skali submikrometrycznej. Badania mikrostruktury obejmowały mikroskopię świetlną (ang. *light microscopy*, LM) i mikroskopię elektronową: skaningową (ang. *scanning electron microscopy*, SEM) i transmisyjną (ang. *transmission electron microscopy*, TEM). Próbki metalograficzne przygotowano z przekroju prostopadłego do kierunku zgrzewania oraz z powierzchni złączy. Po szlifowaniu i polerowaniu próbki poddano anodyzowaniu w roztworze HBF_4 , co pozwoliło na obserwacje w świetle spolaryzowanym za pomocą mikroskopu świetlnego Axio Imager firmy ZEISS. Do dalszych badań mikrostrukturalnych wykorzystano skaningowe mikroskopy elektronowe NovaNanoSEM 450 i Inspect S50 z detektorami EDS i EBSD oraz transmisyjne mikroskopy elektronowe JEOL JEM-2010ARP i JEOL JEM-ARM200F NEOARMex również wyposażone w detektor EDS. Do obserwacji za pomocą SEM próbki zostały wypolerowane mechanicznie. Natomiast cienkie folie do TEM przygotowane z obszaru złącza zostały wypolerowane elektrolitycznie w roztworze $\text{HNO}_3\text{-CH}_3\text{OH}$ (1:3) w temperaturze -30°C .

Analiza EBSD pozwoliła na uzyskanie szczegółowych informacji o ziarnach (m.in. o ich rozmiarze, kształcie i orientacji krystalograficznej). Obliczono: wielkość

ziarna, udział granic ziaren małego kąta (poniżej 15°) (ang. *low-angle boundaries*, LAB) i dużego kąta (powyżej 15°) (ang. *high-angle boundaries*, HAB) oraz dodatkowe parametry, takie jak: KAM (ang. *kernel average misorientation*), GAM (ang. *grain average misorientation*) i GOS (ang. *grain orientation spread*). Parametr KAM, określający średnią arytmetyczną dezorientację danego piksela w odniesieniu do jego sąsiednich pikseli, zastosowany został do analizy rozkładu odkształcenia. Natomiast za pomocą parametru GAM (średniej dezorientacji pomiędzy punktami wewnątrz jednego ziarna) i/lub GOS (średniego kąta dezorientacji względem średniej orientacji ziarna) wyznaczono udział ziaren zrekrytalizowanych. Analizę EBSD wykorzystano także do określenia tekstury w materiałach wyjściowych i złączach. Przy określaniu składowych tekstury kierunek ścinania był zgodny z kierunkiem zgrzewania. Do opracowania wyników pomiarów wykorzystano oprogramowanie TSL OIM software version 7.0.

Dodatkowo, informacje o teksturze oraz składzie fazowym złączy uzyskano na podstawie pomiarów dyfrakcji rentgenowskiej (ang. *X-ray diffraction*, XRD), które przeprowadzono za pomocą dyfraktometru PANalytical-Empyrean z wykorzystaniem promieniowania Cu K α . Ze względu na ograniczoną rozdzielczość i czułość metody dyfrakcji rentgenowskiej analiza otrzymanych dyfraktogramów nie pozwoliła jednoznacznie określić składu fazowego badanych złączy. W celu uzupełnienia tych informacji przeprowadzono dodatkową analizę fazową z wykorzystaniem promieniowania synchrotronowego, które umożliwia wysokorozdzielczą identyfikację oraz ilościowe oznaczenie faz w materiałach. Pomiar synchrotronowy z wykorzystaniem wysokoenergetycznego promieniowania rentgenowskiego zostały przeprowadzone na linii pomiarowej P07b (87,1 keV, $\lambda = 0,0142342$ nm) w ośrodku DESY (Deutsches Elektronen Synchrotron) w Hamburgu, w Niemczech. Gęstość dyslokacji została wyznaczona na podstawie analizy profilu linii dyfrakcyjnych. Gęstość dyslokacji wyznaczono na podstawie zależności:

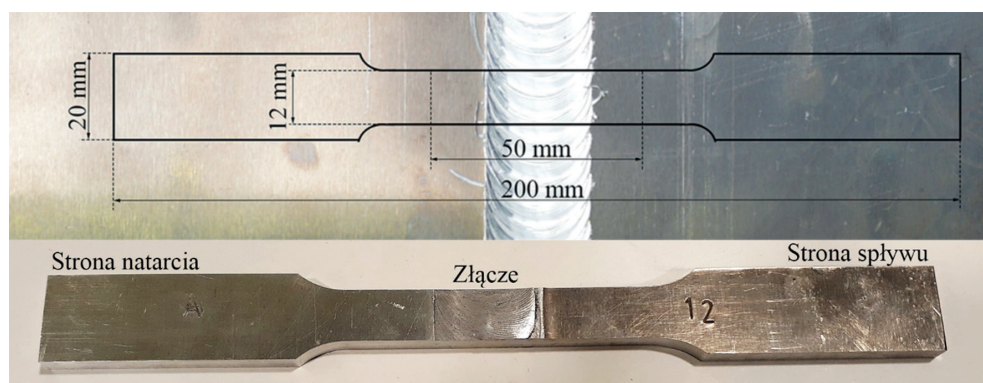
$$\rho = \frac{14,4\xi^2}{b^2}$$

gdzie: b – wektor Burgersa, ξ – mikroodkształcenie sieci krystalicznej wyznaczone metodą Williamsona–Halla (Brandstetter i in., 2008).

W celu określenia korelacji pomiędzy mikrostrukturą a wybranymi właściwościami użytkowymi otrzymanych złączy wykonano badania mechaniczne i korozyjne.

Badania mechaniczne złączy składały się z pomiarów twardości oraz próby rozciągania. Pomiar twardości wykonano za pomocą twardościomierza Wolpert-Wilson TUKON 2500 metodą Vickersa wzdłuż linii na przekroju prostopadłym do kierunku zgrzewania. Odległość pomiędzy punktami pomiarowymi wynosiła 1 mm. Zastosowano siłę obciążającą 9,81 N przez 10 s. Dodatkowo w celu określenia twardości poszczególnych pasm w strefie zmieszania dokonano pomiarów nanotwardości za pomocą nanotwardościomierza NHT 50-183 (firmy CSM Instruments) z diamentowym węgelnikiem Berkovicha przy sile obciążającej 100 nN.

Przy użyciu maszyny wytrzymałościowej MTS 810 przeprowadzono próbę rozciągania próbek z materiału rodzimego oraz próbek po zgrzewaniu. Badania te zrealizowano w Instytucie Spawalnictwa w Gliwicach. Próbki ze złączy wycięto w taki sposób, że oś rozciągania była prostopadła do zgrzeiny, a zgrzeina znajdowała się w środku długości pomiarowej próbki (rys. 37). Prędkość rozciągania wynosiła 5 mm/min. Taka prędkość rozciągania w przypadku aluminium zapewnia wymaganą w normie PN-EN ISO 6892-1 prędkość przyrostu naprężenia w zakresie 2–20 MPa·s⁻¹. Próbki zawsze montowano tak, że strona natarcia była mocowana w dolnej szczęce maszyny. Z próby rozciągania została wyznaczona tylko wytrzymałość na rozciąganie R_m i miejsce zerwania. W przypadku złączy spajanych wszystkie inne parametry, tj. granica plastyczności czy wydłużenie nie są miarodajne, ze względu na to, że próbka nie jest jednorodna w rozciągającym przekroju. Do oceny powierzchni przełomów próbek po rozciągnięciu zastosowano skaningowy mikroskop elektronowy Inspect S50.

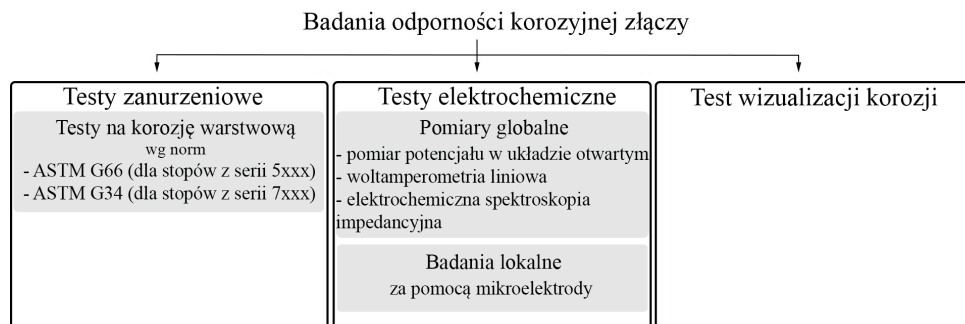


Rys. 37. Zdjęcie przykładowej próbki do próby rozciągania

Badania korozyjne (rys. 38) przeprowadzono dla wybranych złączy uzyskanych w dwóch konfiguracjach i z wykorzystaniem trzech narzędzi roboczych. Wszystkie testy korozyjne także przeprowadzono na Wydziale Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej AGH w Katedrze Inżynierii Powierzchni i Analiz Materiałów.

Ze względu na to, że badane złącza były złączami dwóch różnych stopów, w celu określenia odporności na korozję warstwową wykonano testy zanurzeniowe według dwóch norm: testu ASTM G66 (test ASSET) – przeznaczonego dla stopów z serii 5xxx oraz testu ASTM G34 (test EXCO) – przeznaczonego dla stopów z serii 7xxx. Test korozyjny według normy ASTM G66 polegał na wstępnym trawieniu próbek przez 1 min w 5-procentowym roztworze NaOH i następnie przez 30 s w stężonym HNO₃ i następnie umieszczeniu ich w roztworze korozyjnym (zawierającym NH₄Cl, NH₄NO₃, (NH₄)₂C₄H₄O₆, H₂O₂ (30%) i H₂O) o pH równym 5,2–5,4. Czas przeprowadzenia testu to 24 h, w temperaturze 65 ± 1°C. Po upływie czasu testu próbki zostały na chwilę zanurzone w stężonym kwasie HNO₃. W teście korozyjnym według

normy ASTM G34 próbki zostały umieszczone w roztworze składającym się z NaCl, KNO₃, HNO₃ oraz H₂O. Czas testu wynosił 48 godzin i przebiegał w temperaturze otoczenia równej 25°C.



Rys. 38. Zestawienie badań korozyjnych zastosowanych do oceny odporności korozyjnej złączy stopów 5083 i 7075

Do oceny odporności na korozję próbek złączy po testach korozyjnych ASSET i EXCO zastosowano metodę porównawczą, która opiera się na wizualnej ocenie powierzchni próbek po testach zanurzeniowych i porównaniu ich z wzorcami zawartymi w normach (ASTM G66 i ASTM G34). Efekt korozji klasyfikuje się za pomocą kodów: N (brak widocznych oznak korozji), PA–PC (korozja wżerowa) oraz EA–ED (korozja warstwową). Sposób ten umożliwia stosunkowo szybką ocenę intensywności działania środowiska korozyjnego, szczególnie tam, gdzie inne metody są niemożliwe lub trudne do przeprowadzenia, ale jego główną wadą jest mała dokładność i powtarzalność wynikająca z subiektywnej oceny osoby wykonującej test. Dlatego powierzchnię próbek po testach korozyjnych dodatkowo poddano badaniom za pomocą profilometru optycznego WYKO NT9300 firmy Veeco oraz skaningowego mikroskopu elektronowego Inspect S50.

Badania elektrochemiczne wykonano metodami globalnymi (obejmującymi cały obszar złącza), do których należą: pomiar potencjału w układzie otwartym (potencjału korozyjnego) OCP (ang. *open-circuit potential*), woltamperometria liniowa LSV (ang. *linear sweep voltammetry*) oraz elektrochemiczna spektroskopia impedancyjna EIS (ang. *electrochemical impedance spectroscopy*). Ponadto wybrane złącza poddano testom korozyjnym z zastosowaniem mikroelektrod pH-metrycznych, pozwalającym na zbadanie lokalnych zmian pH roztworu w pobliżu powierzchni próbek złączy. Wszystkie badania wykonano w 3,5-procentowym roztworze wodnym NaCl przy swobodnym dostępie powietrza i stabilizowanej temperaturze roztworu wynoszącej 25°C. Pomiary OCP przeprowadzono w układzie dwuelektrodowym, w którym próbka stanowiła elektrodę pracującą, a jej potencjał mierzony był względem chlorosrebrowej Ag/AgCl elektrody odniesienia. W pomiarach EIS oraz LSV dodatkowo zastosowano przeciwelektrodę w postaci siatki platynowej.

Pomiary globalne, tj. OCP, EIS oraz LSV, przeprowadzono w klatce Faradaya, stosując potencjostat/galwanostat Autolab 302N (firmy Metrohm B.V., Niderlandy) z oprogramowaniem Autolab NOVA 1.11. Badania lokalne (w określonym obszarze złącza) zmiany pH wykonano przy użyciu mikroelektrody pH W/WO₃ oraz układu pomiarowego pozwalającego na precyzyjne pozycjonowanie mikroelektrody pH w bliskiej odległości nad powierzchnią próbki. Potencjał mikroelektrody wyznaczany był względem chlorosrebrowej (Ag/AgCl) elektrody odniesienia za pomocą multimetru RIGOL DM3058 (firmy RIGOL Technologies, Chiny).

Dodatkowo przeprowadzono test wizualizacji korozji, na podstawie którego można określić obszary anodowe i katodowe badanych próbek. Test wizualizacji polegał na umieszczeniu warstwy żelu (zawierającego NaCl, H₂O, uniwersalny wskaźnik pH oraz proszek agar) na wyszlifowanej powierzchni próbek złączy. Wskaźnik pH zawarty w żelu jest czuły na zmiany pH na powierzchni próbki. Zmiana koloru umożliwia identyfikację obszarów anodowych i katodowych na badanych próbkach. Zgodnie z kodem referencyjnym wskaźnika pH obszary anodowe na powierzchni próbki przyjmują barwę pomarańczową/żółtą w wyniku zakwaszenia spowodowanego hydrolizą aluminium, natomiast obszary katodowe stają się niebieskie/zielone z powodu wzrostu zasadowości wynikającej z redukcji tlenu.

6. Wpływ parametrów procesu zgrzewania na przepływ materiału, mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne złączy

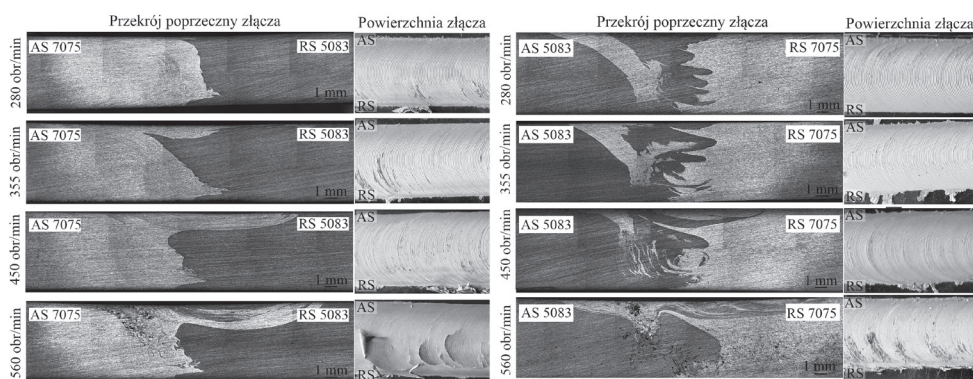
Jednym z kluczowych parametrów procesu zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału jest prędkość obrotowa narzędzia. Parametr ten istotnie wpływa na warunki cieplne w obszarze złącza, a tym samym na kształtowanie się mikrostruktury oraz końcowe właściwości mechaniczne i odporność na korozję złącza zgrzewanego (Amatullah i in., 2022). Razem z prędkością zgrzewania decyduje o ilości wytworzonego ciepła oraz stopniu odkształcenia plastycznego w obszarze zgrzeiny, co bezpośrednio wpływa na jakość uzyskanego złącza. Ilość wytworzonego ciepła podczas zgrzewania jest proporcjonalna do ilorazu prędkości obrotowej narzędzia i prędkości zgrzewania (ω/v). Ze względu na fakt, że wszystkie badane złącza zostały wykonane przy jednakowej prędkości zgrzewania, w niniejszej pracy posługiwano się właśnie prędkością obrotową narzędzia jako parametrem opisującym warunki procesu. W tabeli 9 zestawiono zastosowane prędkości obrotowe narzędzia wraz z odpowiadającymi im wartościami ω/v . Warto jednak zauważyć, że uwzględnianie wyłącznie stosunku ω/v może być niewystarczające przy porównywaniu złączy wykonywanych różnymi narzędziami (Torzewski i in., 2022), ponieważ ilość wytwarzanego ciepła zależy również od kształtu narzędzia.

Tabela 9

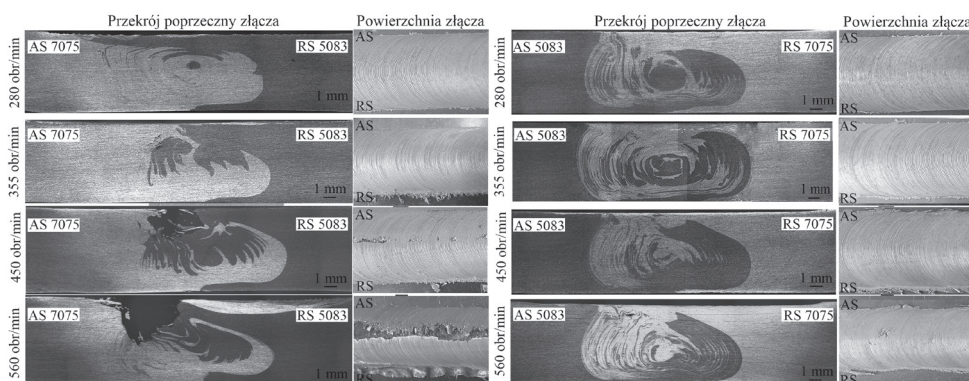
Stosunek prędkości obrotowej narzędzia do prędkości zgrzewania dla przeprowadzonych procesów zgrzewania

Prędkość obrotowa narzędzia ω , [obr/min]	Prędkość zgrzewania v , [mm/min]	Stosunek ω/v , [obr/mm]
280	140	2
355	140	około 2,5
450	140	około 3,2
560	140	4

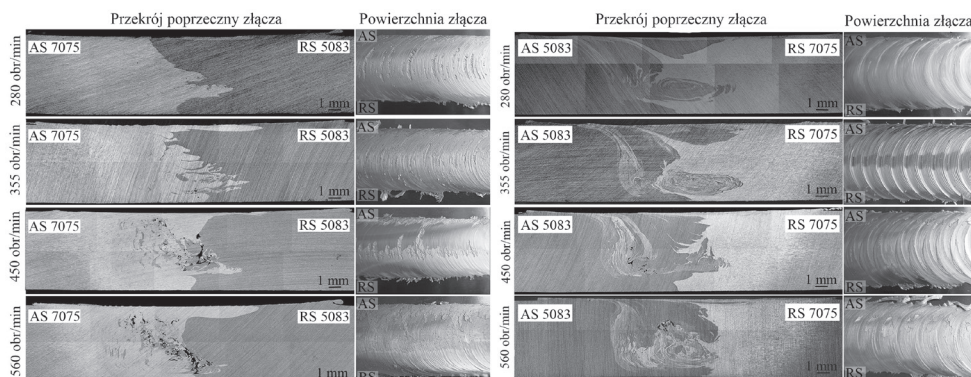
Na rysunkach 39–41 zestawiono makrostrukturę przekroju poprzecznego złącza wykonanych różnymi narzędziami roboczymi przy różnej prędkości obrotowej narzędzia odpowiednio dla konfiguracji złącza: stop 7075 po stronie natarcia – stop 5083 po stronie spływu oraz stop 5083 po stronie natarcia – stop 7075 po stronie spływu. Makroskopowa analiza złącza wykazała podobny wpływ prędkości obrotowej narzędzia na powstawanie niezgodności i wymieszanie materiałów, niezależnie od rodzaju użytego trzpienia. Przy mniejszych prędkościach obrotowych narzędzia (355 obr/min i 280 obr/min) otrzymano złącza bez niezgodności, lecz wymieszanie materiałów, szczególnie w złączach w konfiguracji 7075-5083 było niewielkie. Zastosowanie większych prędkości (450 obr/min i 560 obr/min) spowodowało lepsze wymieszanie materiałów w obszarze złącza, w wyniku intensyfikacji plastycznego przepływu materiału, ale doprowadziło do pojawienia się niezgodności, głównie w formie pustek, oraz pogorszenia jakości powierzchni górnej.



Rys. 39. Makrostruktura złącza wykonanych narzędziem z trzpieniem stożkowym dla dwóch konfiguracji złącza (AS – strona natarcia, RS – strona spływu)

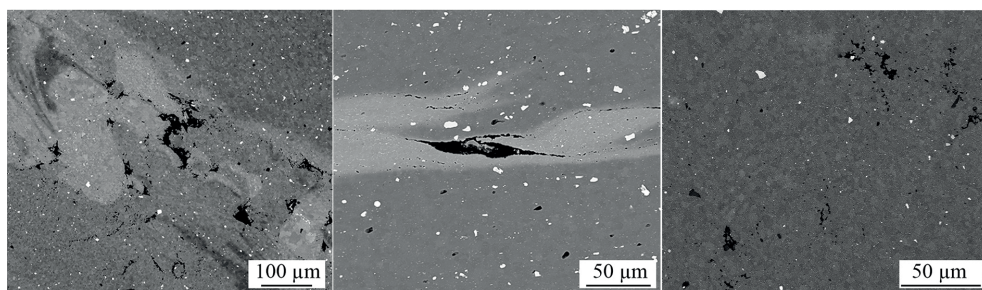


Rys. 40. Makrostruktura złącza wykonanych narzędziem z trzpieniem Whorl dla dwóch konfiguracji złącza (AS – strona natarcia, RS – strona spływu)



Rys. 41. Makrostruktura złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem Triflute dla dwóch konfiguracji złącza (AS – strona natarcia, RS – strona spływu)

Pustki o różnej wielkości, pojedynczo lub w skupiskach, widoczne są w środkowej części złącza, tj. w strefie mieszania (rys. 42). Są one liczniejsze w złączach o konfiguracji 7075-5083. Pustki są typowymi niezgodnościami w różnoimiennych złączach FSW i przeważnie występują w dolnej części strefy mieszania po stronie natarcia. Niezgodności w formie pustek najczęściej powstają przy zbyt dużej prędkości zgrzewania lub nieodpowiedniej sile docisku. Ponieważ analizowane złącza wykonano przy stałej prędkości zgrzewania, źródła powstawania pustek można upatrywać w niedostatecznej sile docisku. Biorąc pod uwagę konfigurację złączy, w których wystąpiła większa liczba niezgodności, zauważono, że umiejscowienie stopu 7075 po stronie natarcia sprzyjało powstawaniu niezgodności. Natomiast w złączach wykonanych narzędziem z trzpieniem stożkowym przy prędkości 560 obr/min, niezgodności pojawiły się niezależnie od ułożenia stopów. Wyniki te sugerują, że zarówno właściwa konfiguracja złącza, jak i odpowiedni kształt narzędzia odgrywają istotną rolę w przepływie materiału i kształtowaniu niezgodności.

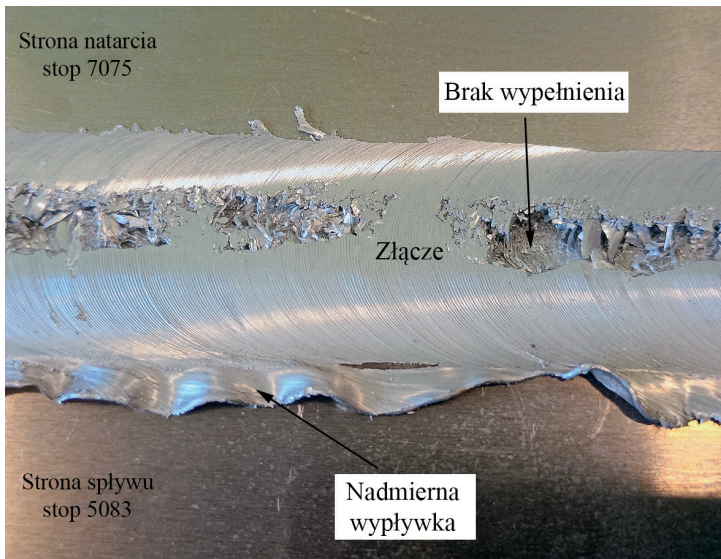


Rys. 42. Pustki w złączach stopów 5083 i 7075; SEM

Niestety obecność pustek świadczy o osłabieniu złącza (Albannai, 2020). W niektórych złączach (takich jak złącza wykonane przy największej prędkości obrotowej trzpieniem stożkowym w obu konfiguracjach oraz trzpieniem Triflute w konfiguracji

7075-5083) skupiska pustek rozciągają się niemal od lica przez całą grubość złącza. Tworzą one obszary o podwyższonej podatności na inicjację i propagację pęknięć.

W złączach 7075-5083 wykonanych narzędziem z trzpieniem Whorl niewielkie pustki obecne są już przy prędkości 355 obr/min, natomiast przy większych prędkościach widoczny jest brak wypełnienia złącza i nadmierna wypływka (rys. 43). Występowanie wypływki stanowi efekt zbyt dużego ciepła lub nadmiernego zagłębienia narzędzia. W konsekwencji zmięczony materiał zgrzeiny, znajdujący się pod kołnierzem narzędzia, zostaje wyparty i wytłoczony w znacznych ilościach na powierzchnię złącza głównie po stronie splywu. Nadmierne wyparcie materiału w formie wypływki często prowadzi do niedostatecznego wypełnienia przestrzeni złącza po stronie natarcia, co wyraźnie widoczne jest w omawianym złączu.



Rys. 43. Nadmierna wypływka i brak wypełnienia w złączu 7075-5083 (prędkość obrotowa narzędzia 560 obr/min, narzędzie z trzpieniem Whorl)

Powstawaniu wypływki najczęściej sprzyjają kołnierze o płaskiej powierzchni, które są mniej skuteczne w zatrzymywaniu uplastycznionego materiału od kołnierza o powierzchni wklęsłej lub wypukłej (Rai i in., 2011). Jednakże w przypadku prędkości 560 obr/min dla złącza w konfiguracji 7075-5083 ilość ciepła musiała być za duża i uplastyczniony materiał nie został utrzymany przez kołnierz, mimo że był on wypukły i miał specjalne wyżłobienia. Wypływka pojawiła się od strony umiejscowienia stopu 5083. Ponadto w procesie zgrzewania narzędzie było nachylone o $1,5^\circ$. Nachylenie narzędzia o odpowiedni kąt powinno podczas procesu zgrzewania ograniczać powstawanie niezgodności przez dociskanie materiału w dół (Singh i in., 2020). Do powstawania wypływki może przyczyniać się również zastosowanie przesunięcia narzędzia względem linii styku zgrzewanych płyt

wykonanych z różnych materiałów (Shankar i in., 2019). Nieprawidłowe przesunięcie narzędzia jest również często wskazywane jako przyczyna braku wypełnienia złącza. W przypadku analizowanych złączy przesunięcie narzędzia jednak nie było stosowane.

Brak wypełnienia zgrzeiny może być również spowodowany niewystarczającym przepływem materiału wynikającym z nieodpowiedniego umiejscowienia twardszego materiału względem kierunku obrotu narzędzia (Albannai, 2020; Arbegast, 2008; Xue, 2011). Zastosowanie narzędzia z trzpieniem Whorl i umiejscowienie twardszego stopu (stopu 7075) po stronie natarcia powoduje uzyskanie złącza bez prawidłowego wypełnienia. Natomiast przy zastosowaniu innych narzędzi ułożenie stopów nie miało aż tak dużego wpływu na jakość złącza.

Makrostruktura złączy zgrzewanych stanowi wizualizację przepływu łączonych materiałów podczas procesu FSW (rys. 39–41). Charakteryzuje się ona złożonymi, końcowymi „wzorami” przepływu łączonych materiałów, które w większości przyjmują kształt wirów i zawirowań. Zwiększenie prędkości obrotowej narzędzia prowadziło do bardziej intensywnego mieszania, co uwidaczniało się na przekroju złącza w postaci wyraźnego, przypominającego pierścienie cebuli, wzoru mieszania w strefie zmieszania. Jednakże, jak już wspomniano, towarzyszyło temu pogorszenie jakości złącza.

Powszechnie wiadomo, że ilość wytworzonego ciepła w procesie zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału wzrasta wraz ze wzrostem prędkości obrotowej narzędzia przy stałej prędkości zgrzewania. Może to prowadzić do zwiększenia powierzchni kontaktu materiału z narzędziem podczas zgrzewania, co sprzyja lepszemu wymieszaniu materiałów oraz powstawaniu wiązania metalurgicznego pomiędzy łączonymi stopami. Jak podają Mastanaiah i współautorzy (2016), efekt mieszania nasila się wraz ze wzrostem prędkości obrotowej narzędzia, a większa efektywność procesu oraz większe uplastycznienie materiału w wysokiej temperaturze zwiększają objętość przemieszczanych materiałów. W konsekwencji ogranicza to powstawanie niezgodności w strefie zmieszania. We wszystkich analizowanych złączach zwiększenie prędkości obrotowej narzędzia z jednej strony umożliwiło lepsze mieszanie materiału, ale z drugiej – prowadziło do powstawania niezgodności. Rodriguez i współautorzy (2015) oraz Monaco da Silva i współautorzy (2011) w złączach różniamiennych stopów obrabialnych cieplnie również wykazali, że wymieszanie materiałów rośnie wraz ze wzrostem prędkości obrotowej, ale nie obserwowali jej wpływu na powstawanie niezgodności. Natomiast Cetkin i współautorzy (2019) wykazali, że rozmiar i liczba pustek w złączach stopów 7075-5182 zwiększały się wraz ze wzrostem zarówno prędkości obrotowej narzędzia, jak i prędkości zgrzewania. Większą ilość niezgodności wiązano również z kształtem trzpienia, podkreślając, że większe nagromadzenie pustek wynika ze zmniejszenia temperatury przypadającej na jednostkę powierzchni i czasu, nieosiągnięcia wystarczającej temperatury uplastycznienia materiałów przy zastosowaniu trzpienia o przekroju trójkątnym oraz ograniczonej zdolności do wyciskania materiału. Saeidi i współautorzy (2016) zauważyli, że najwięcej niezgodności w złączach 5083-7075

powstawało przy małej prędkości zgrzewania, co tłumaczyli większą ilością ciepła wytworzonego przy obniżeniu prędkości zgrzewania. Podsumowując, należy stwierdzić, że występujące niezgodności mogą być wynikiem zarówno nadmiaru, jak i niewystarczającej ilości wytwarzanego ciepła, co wykazali Torzewski i współautorzy (2022) w badaniach złączy stopów 7020-5083.

Na jakość i efektywność mieszania materiału w złączu istotny wpływ mają również moment obrotowy oraz siły działające na narzędzie w trakcie procesu FSW (Yaknesh i in., 2022). Moment obrotowy powstaje w wyniku oporu materiału wobec ruchu obrotowego narzędzia i jest zależny od różnych czynników, np. wymiarów i kształtu narzędzia, prędkości obrotowej narzędzia czy właściwości zgrzewanego materiału. Zrozumienie zależności pomiędzy siłami, momentem obrotowym a parametrami procesu jest istotne w aspekcie optymalizacji warunków zgrzewania metodą FSW w celu uzyskania wytrzymałych, wolnych od niezgodności złączy zgrzewanych przy jednoczesnym zmniejszeniu zużycia energii elektrycznej oraz zmniejszeniu zużycia samego narzędzia lub wyeliminowaniu ryzyka jego uszkodzenia (Akbari i in., 2025). Ilość ciepła wytwarzanego w tym procesie jest bezpośrednim wynikiem oddziaływania obracającego się narzędzia z materiałem. W trakcie zgrzewania FSW ciepło jest wytwarzane w wyniku tarcia pomiędzy powierzchnią narzędzia a powierzchnią zgrzewanych materiałów oraz odkształcenia materiału w obszarze przy narzędziu (Shojaeefard i in., 2013). Moc cieplną wytwarzaną w wyniku tarcia można oszacować przy założeniu, że zjawiska towarzyszące procesowi FSW są analogiczne do tych zachodzących w klasycznym zgrzewaniu tarciovym obrotowym, tj. występują w obszarze styku narzędzia z materiałem. Znajomość momentu obrotowego narzędzia daje możliwość określenia mocy cieplnej na styku narzędzie-materiał na podstawie zależności:

$$N_{\text{cQ}} = Mt \cdot 2\pi \cdot \omega$$

gdzie:

- N_{cQ} – moc cieplna [W],
- Mt – moment obrotowy [Nm],
- ω – prędkość obrotowa narzędzia [obr/s]

oraz obliczenia ilości energii liniowej wprowadzonej na całej długości złącza w stanie ustabilizowanym ze wzoru:

$$E = N_{\text{cQ}} \cdot t$$

gdzie:

- E – energia liniowa wprowadzona do złącza [kJ],
- N_{cQ} – moc cieplna [W],
- t – czas zgrzewania w stanie ustabilizowanym [s] (Kalemba i in., 2014b).

Zwiększenie prędkości obrotowej narzędzia skutkuje wyraźnym spadkiem momentu obrotowego narzędzia (tab. 10 i 11), co jest zgodne z badaniami (Andrade i in.,

2020; Arora i in., 2009; Long i in., 2007; Peel i in., 2006; Su i in., 2013; Upadhyay i Reynolds, 2010; Węglowski, 2013). Jak wspomniano, moment obrotowy jest wynikiem oporu plastycznego materiału oraz tarcia na styku narzędzie-materiał. Zatem wzrost prędkości obrotowej narzędzia podwyższa lokalną temperaturę materiału i tym samym zmniejsza współczynnik tarcia. W efekcie materiał staje się bardziej plastyczny, a więc zmienia się charakter tarcia z adhezyjnego na ślizgowe. Skutkuje to spadkiem momentu obrotowego, ponieważ materiał stawia mniejszy opór. Według Liu i współautorów (2022) w zależności od stopu (z serii 2xxx, 5xxx i 7xxx) zmiany współczynnika tarcia w funkcji wzrostu temperatury będą inne, ale przy temperaturze około 450°C wartość współczynnika tarcia tych stopów zbliża się do zera.

Tabela 10

Wartości momentu obrotowego, mocy cieplnej i energii liniowej wprowadzonej do złącza – konfiguracja 7075-5083

Prędkość obrotowa narzędzia [obr/min]	Trzpień stożkowy			Trzpień Whorl			Trzpień Triflute		
	moment obrotowy [Nm]	moc cieplna [W]	energia liniowa [kJ]	moment obrotowy [Nm]	moc cieplna [W]	energia liniowa [kJ]	moment obrotowy [Nm]	moc cieplna [W]	energia liniowa [kJ]
280	71,3	2089,6	89,0	87,5	2564,3	109,2	72,2	2115,9	90,1
355	64,7	2404,0	102,4	69,0	2563,8	109,2	57,2	2125,4	90,5
450	45,1	2124,2	90,5	54,1	2548,1	108,5	44,8	2110,1	89,9
560	32,8	1922,5	81,9	43,0	2520,4	107,4	35,7	2092,5	89,1

Tabela 11

Wartości momentu obrotowego, mocy cieplnej i energii liniowej wprowadzonej do złącza – konfiguracja 5083-7075

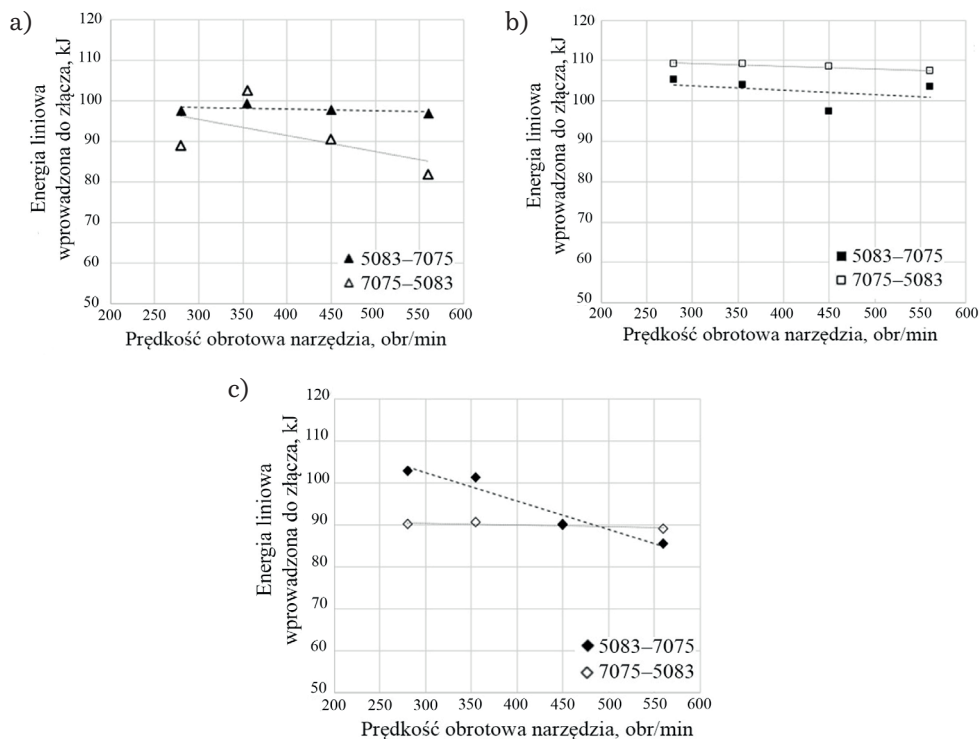
Prędkość obrotowa narzędzia [obr/min]	Trzpień stożkowy			Trzpień Whorl			Trzpień Triflute		
	moment obrotowy [Nm]	moc cieplna [W]	energia liniowa [kJ]	moment obrotowy [Nm]	moc cieplna [W]	energia liniowa [kJ]	moment obrotowy [Nm]	moc cieplna [W]	energia liniowa [kJ]
280	78,1	2288,8	97,5	84,3	2470,5	105,3	82,3	2411,9	102,8
355	62,7	2329,7	99,2	65,7	2441,2	104,0	64,0	2378,0	101,3
450	48,7	2293,8	97,7	48,6	2289,1	97,5	44,9	2114,8	90,1
560	40,2	2356,3	100,4	41,5	2432,5	103,6	34,3	2010,4	85,6

Na wartość momentu obrotowego, oprócz prędkości obrotowej narzędzia, wpływają również inne czynniki, takie jak: prędkość zgrzewania, głębokość penetracji, kąt pochylenia narzędzia, ruch uplastycznionych materiałów oraz związany z nim rozkład naprężeń, a także kształt i cechy powierzchni narzędzia (powierzchnia styku narzędzia z mieszanym materiałem) (Węglowski i Pietras, 2012). Wyniki opublikowanych badań wskazują, że znaczenie mają przede wszystkim prędkość obrotowa narzędzia oraz kształt narzędzia, podczas gdy wpływ prędkości zgrzewania jest niewielki (Andrade i in., 2020; Su i in., 2013). Mimo że moment obrotowy zależy od wielu parametrów, w większości analizowanych złączy zaobserwowano, że jego wartość jest w przybliżeniu odwrotnie proporcjonalna do ilorazu ω/v .

W tabelach 10 i 11 zawarte są również wartości mocy cieplnej i ilości energii liniowej wprowadzanej do złącza. Trudno jest jednoznacznie ocenić wpływ prędkości obrotowej narzędzia na te wartości, ponieważ dla każdego kształtu trzpienia zależność ta wygląda trochę inaczej (rys. 44). Jednak szczegółowa analiza wyników uwzględniająca linie trendu pozwala określić, że wraz ze zwiększaniem prędkości obrotowej narzędzia ilość energii liniowej wprowadzanej do złącza zasadniczo nieznacznie spada. Spadek ten w zależności od kształtu narzędzia jest bardziej widoczny przy usytuowaniu po stronie natarcia stopu 7075 (trzcienie stożkowe) lub stopu 5083 (trzcienie Triflute). W przypadku trzpienia Whorl umiejscowienie stopów nie ma istotnego wpływu. Podobnie jest przy określaniu mocy cieplnej procesu. Mimo znacznie niższych momentów obrotowych, wraz ze zwiększaniem prędkości obrotowych narzędzia obniżenie mocy cieplnej nie jest gwałtowne (Kalemba i in., 2014b).

Mimo że wraz ze wzrostem prędkości obrotowej narzędzia ilość wytwarzanego ciepła powinna rosnąć, to podczas zgrzewania stopów 5083 i 7075 do złącza wprowadzana jest nieco mniejsza energia. Spadek tej energii można tłumaczyć tym, że przy bardzo dużych prędkościach obrotowych maleje czas kontaktu narzędzia z materiałem w danym punkcie i część energii mechanicznej zostaje utracona. Straty energii mogą być związane z różnymi aspektami, np. przy zbyt dużej prędkości obrotowej narzędzie i materiał mogą wchodzić w drgania, które zużywają część energii mechanicznej, ale nie przyczyniają się do efektywnego uplastyczniania materiału, lub przy szybszym obrocie narzędzia większa ilość ciepła może być odprowadzana z obszaru zgrzewania (np. do narzędzia czy otoczenia). Peel i współautorzy (2006) wskazują, że główne mechanizmy utraty ciepła ze złącza obejmują przewodzenie do narzędzia, konwekcję z powierzchni zgrzewanych płyt oraz przewodzenie do płyty podporowej, przy czym dodatkowe straty energii mogą wynikać z wibracji narzędzia, tworzenia nadmiernej wypływkii oraz magazynowania energii w odkształconym materiale.

Zmniejszenie ilości energii dostarczanej do złącza może tłumaczyć powstawanie niezgodności. Mimo że mieszanie materiałów jest lepsze, to lokalne uplastycznienie materiału w obszarach, gdzie kontakt z narzędziem był zbyt krótki, nie jest wystarczające, aby prawidłowo połączyć materiały. To dowodzi także wpływu odkształcenia materiału wokół narzędzia na kształtowanie samego złącza.



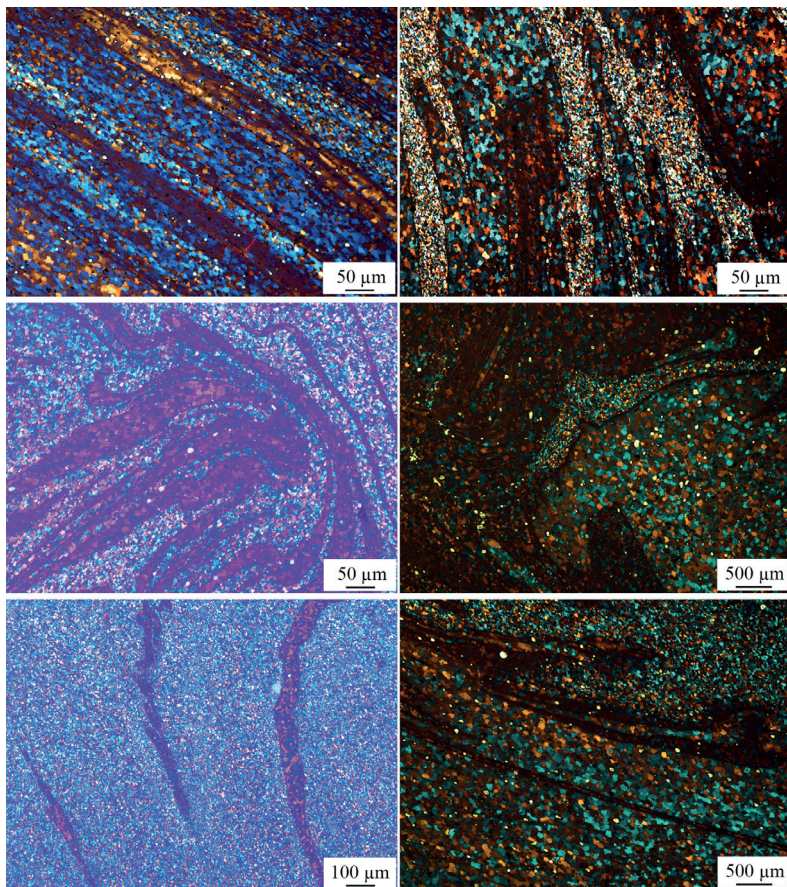
Rys. 44. Wpływ prędkości obrotowej narzędzia na ilość energii liniowej wprowadzanej do złącza wykonanych narzędziem z trzpieniem: a) stożkowym; b) Whorl; c) Triflute

Analizując wpływ prędkości obrotowej narzędzia na ilość energii wprowadzanej do złącza, można stwierdzić, że zależy on od zastosowanego narzędzia, a także, co ważne w przypadku złączy różnoimiennych – od umiejscowienia łączonych stopów po stronie natarcia i spływu. Wpływ konfiguracji złącza szczegółowo omówiono w rozdziale 7, a wpływ kształtu narzędzia w rozdziale 8.

Wraz ze wzrostem prędkości obrotowej narzędzia zaobserwowano, że przepływ materiału spowodowany jedynie działaniem kołnierza staje się intensywniejszy. Jest to szczególnie widoczne w złączach wykonanych trzpieniem stożkowym. Ambrosio i współautorzy (2023) wskazali, że niezgodności nie będą powstawać wtedy, gdy strefy przepływu materiału wywołane oddziaływaniem kołnierza i oddziaływaniem trzpienia będą się łączyć. Aby było to możliwe, kołnierz musi zapewnić wystarczające uplastycznienie materiału podczas przesuwania się i obrotu narzędzia, a jego skuteczność w tym zakresie w dużym stopniu zależy od parametrów zgrzewania. Pojawienie się niezgodności przy wyższych prędkościach obrotowych narzędzia można również po części przypisać nieprawidłowemu przepływowi materiału w strefie przejściowej.

Intensywne mieszanie zgrzewanych materiałów podczas procesu FSW wpływa na mikrostrukturę strefy zmieszania. Sposób przepływu uplastycznionych materiałów

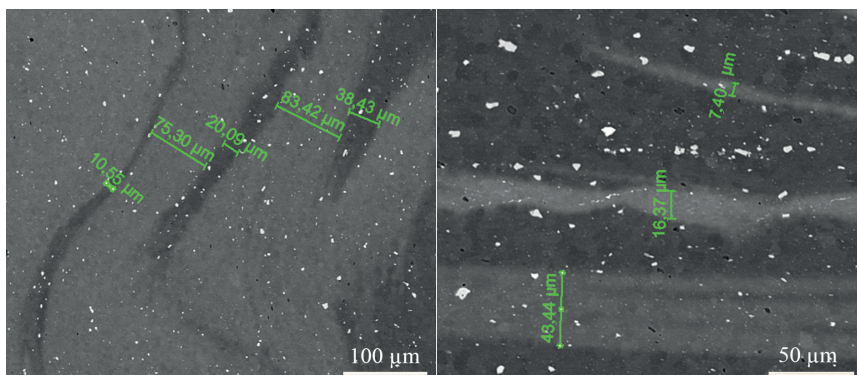
zależy przede wszystkim od parametrów procesu, takich jak prędkość obrotowa narzędzia, umiejscowienie stopów po stronie natarcia i spływu oraz kształt narzędzia, zwłaszcza kształt i rodzaj powierzchni trzpienia. Pomimo różnic w ogólnym obrazie mikrostruktury strefy mieszania w badanych złączach można wyróżnić pewne wspólne cechy, w tym charakterystyczną strukturę pasmową (rys. 45). Pasma te mogą być ułożone równoległe względem siebie lub mieć kształt bardziej zaokrąglony, odzwierciedlający wirowy przepływ materiału w trakcie procesu zgrzewania. Pasma tworzące wzór zawirowań najczęściej występują w centralnej części złącza.



Rys. 45. Mikrostruktura pasmowa w strefie mieszania złączy FSW stopów 5083 i 7075; LM

Struktura pasmowa jest bardzo złożona. Pasma charakteryzują się zmienną szerokością, od kilku do kilkudziesięciu mikrometrów (rys. 46). W niektórych przypadkach obserwuje się również wyjątkowo cienkie pasma, o szerokości jednego ziarna lub kilku ziaren (od około pięciu do kilkudziesięciu mikrometrów). Zdarza się, że w obrębie obszaru jednego stopu pojawiają się krótkie, wąskie pasma

drugiego materiału, co wskazuje na nieregularny przepływ materiału i może być wynikiem zalegania drugiego materiału w zagłębieniach narzędzia, który jest z nich co jakiś czas usuwany.

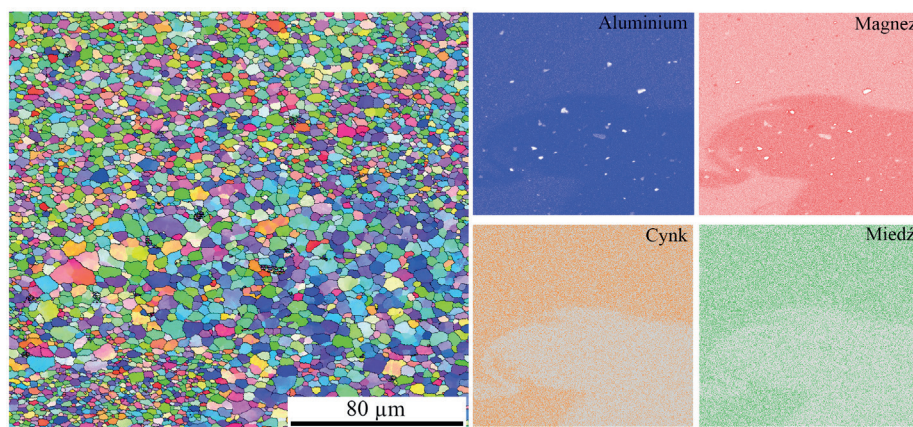


Rys. 46. Mikrostruktura pasmowa w strefie zmieszania złączy FSW stopów 5083 i 7075; SEM

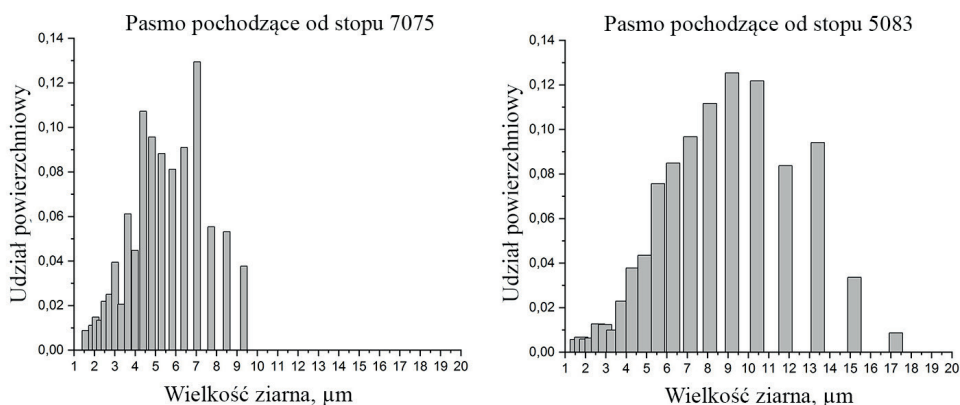
Powstawanie pasm w badanych złączach wynika z mechanicznego mieszania zgrzewanych materiałów. Analiza EDS jednoznacznie potwierdziła obecność pasm o składzie chemicznym odpowiadającym jednemu lub drugiemu ze zgrzewanych stopów (rys. 47). Jednak nie zawsze leżące obok siebie pasma różnią się składem chemicznym, tzn. nie zawsze pochodzą od różnych stopów. Struktura pasmowa może powstawać także w wyniku różnic w stopniu odkształcenia plastycznego lub zróżnicowanej energii wewnętrznej zmagazynowanej w materiale (powstałej w wyniku odkształcenia plastycznego i ruchu dyslokacji) między sąsiednimi pasmami. W przypadku stopów umacnianych wydzieleniowo, takich jak stop 7075, kinetyka procesów wydzielania i rozpuszczania faz wtórnych zależy od poziomu odkształcenia plastycznego. Może to prowadzić do zmian w rozkładzie stężenia i wielkości wydzieleni w obrębie poszczególnych pasm (Kumar i Kailas, 2008). Tongne i współautorzy (2015) udowodnili, że tworzenie pasm ma charakter głównie mechaniczny. Cykliczne zmiany kontaktu materiału z narzędziem prowadzą do odkładania kolejnych warstw materiału, obserwowanych w postaci struktury pasmowej. Miejsca, w których tworzą się pasma, zależą głównie od gradientu prędkości odkształcenia. Jednak w złączach jednoimiennych tworzenie pasm w formie struktury „pierścieni cebuli” może być wynikiem również różnego rozkładu temperatury w mieszanym materiale (Hamilton i in., 2008).

Pasma tworzące strefę zmieszania składają się z drobnych równoosiowych ziaren powstałych w wyniku dynamicznej rekrytalizacji. Wysoka temperatura i intensywne odkształcenie plastyczne w strefie zmieszania podczas procesu FSW prowadzą do rekrytalizacji (Mishra i Ma, 2005; Nandan i in., 2008). Wielkość ziarna powstającego w wyniku rekrytalizacji dynamicznej jest istotnie zależna zarówno od stopnia odkształcenia, jak i temperatury. Oznacza to, że kluczowy

wpływ na drobnoziarnistą strukturę zgrzeiny mają parametry procesu zgrzewania. W zależności od kształtu narzędzia zaobserwowano różnice w wielkości ziarna poszczególnych pasm, co zostało szczegółowo omówione w rozdziale 8. Jednak bez względu na kształt narzędzia pasma stopu aluminium bogatego w magnez, czyli stopu 5083, charakteryzują się ziarnem o większym rozmiarze, natomiast występujące w pasmach stopu 7075 ziarna są drobniejsze (rys. 48). Przykładowo na rysunku 48 pokazano różnicę w wielkości ziarna złącza 7075-5083, wykonanego przy prędkości 355 obr/min narzędziem z trzpieniem Triflute. Wielkość ziarna w paśmie pochodzącym od stopu 7075 wynosiła średnio 3,8 μm , a w paśmie stopu 5083 5,3 μm . Przyczyną większego rozdrobnienia stopu 7075 może być większa liczba cząstek faz wtórnych, które sprzyjają większej liczbie zarodków podczas rekrytalizacji oraz utrudniają ruch granic ziaren podczas wzrostu ziarna.



Rys. 47. Pasma o różnej wielkości ziarna z analizą składu chemicznego EDS

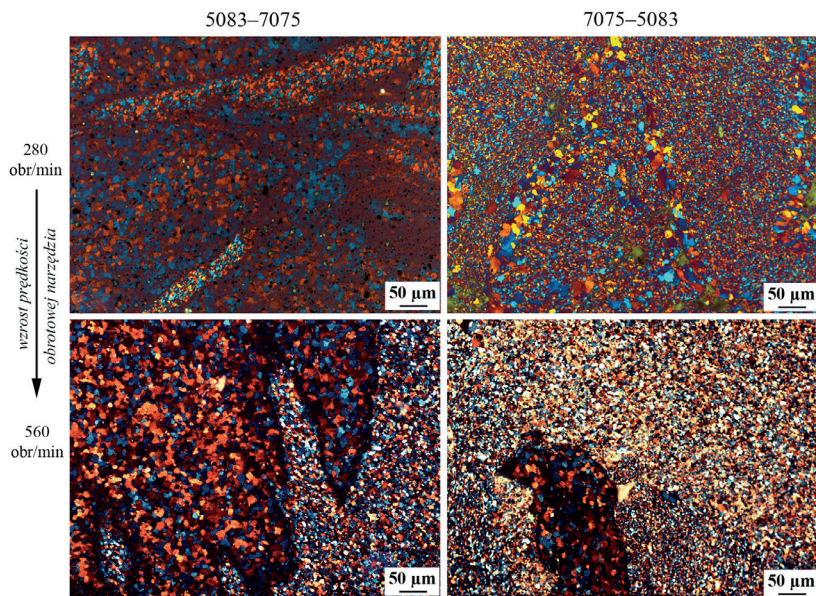


Rys. 48. Rozkład wielkości ziarna w poszczególnych pasmach strefy zmieszania

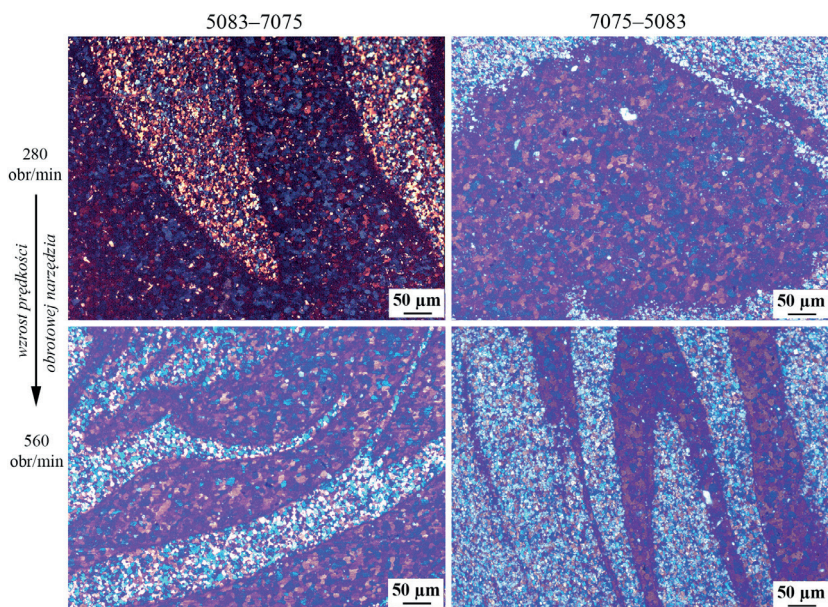
Guo i współautorzy (2014) zaobserwowali drobniejsze ziarno również w stopie z serii 7xxx w złączach 6061-7075. Jednak zagadnienie różnicy w wielkości ziarna poszczególnych pasm w złączach różnoimiennych nie było dotychczas często przedmiotem szczegółowych analiz. Różnice w wielkości ziarna w poszczególnych pasmach wynikają z różnego zachowania się stopów aluminium 5083 i 7075 pod wpływem odkształcenia i temperatury ze względu na między innymi różną podatność na odkształcenie, odmienny skład chemiczny czy obecność faz umacniających.

W literaturze często wskazuje się, że wielkość ziarna w strefie zmieszania zmienia się w zależności od prędkości obrotowej narzędzia. Przy niskich prędkościach obrotowych uzyskuje się najdrobniejsze ziarna, natomiast wzrost tej prędkości prowadzi do uzyskania ziaren większych, co przypisywane jest zwiększonemu dopływowi ciepła do złącza. Z dostępnych badań wynika także, że przy stałej prędkości obrotowej narzędzia zwiększenie prędkości zgrzewania skutkuje rozdrobieniem ziarna (Khodir i Shibayanagi, 2007; Kumar i in., 2015; Peel i in., 2006). Natomiast według Mishry i Ma (2005) prędkość obrotowa narzędzia wpływa na wielkość ziarna dwójako. Po pierwsze, zwiększenie prędkości obrotowej powoduje wzrost szybkości odkształcenia w strefie zmieszania, co sprzyja procesom zdrowienia oraz rekrytalizacji i prowadzi do zmniejszenia wielkości ziarna. Po drugie, zwiększenie prędkości obrotowej zwiększa ilość wprowadzanego ciepła, co skutkuje dłuższą ekspozycją na podwyższoną temperaturę i wzrostem ziarna. Spośród tych dwóch przeciwstawnych efektów wpływających na wielkość ziarna najczęściej większe znaczenie ma wzrost ilości wprowadzonego ciepła, co w efekcie prowadzi do rozrostu ziarna wraz ze wzrostem prędkości obrotowej (Aval, 2015; Mishra i Ma, 2005).

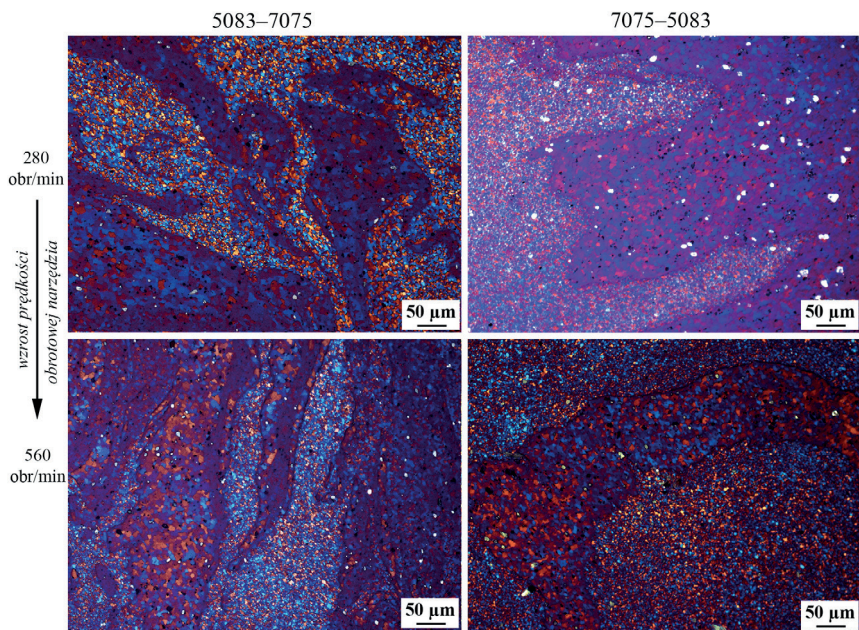
Na rysunkach 49–51 przedstawiono mikrostrukturę centralnej części złączy wykonanych przy najniższej i najwyższej prędkości obrotowej narzędzia (tj. 280 obr/min i 560 obr/min), odpowiednio trzpieniem stożkowym, Whorl i Triflute. Na podstawie badań mikrostrukturalnych wykonanych za pomocą mikroskopii świetlnej stwierdzono, że wzrost prędkości obrotowej narzędzia nie spowodował znacznej zmiany w wielkości ziarna w poszczególnych pasmach. W innych pracach dotyczących złączy stopów 5xxx-7xxx (Kasman i Yenier, 2014; Saeidi i in., 2016; Shojaeefard i in., 2013) skupiono się tylko na wpływie prędkości zgrzewania na wielkość ziarna, przy stałej prędkości obrotowej narzędzia. Zaobserwowano, że wzrost prędkości zgrzewania prowadził do zmniejszenia wielkości ziaren w strefie zmieszania, co tłumaczono mniejszą ilością ciepła wprowadzonego do materiału zgrzewanego. Odmiennie wyniki uzyskali Dewangan i współautorzy (2019), którzy stwierdzili większe rozdrobnienie ziarna przy niższej prędkości obrotowej. W ich badaniach średnie rozmiary ziarna wynosiły 6 μm i 10 μm odpowiednio dla prędkości 20 mm/min i 40 mm/min w złączach stopów 7075 i 5085. Autorzy nie wskazywali jednak jednoznacznie, którego pasma materiału (od którego stopu pochodzącego) dotyczyła analiza wielkości ziarna. Natomiast Ahmed i współautorzy (2017) nie zaobserwowali różnic w wielkości ziaren na skutek zmiany prędkości zgrzewania podczas łączenia stopów 7075 i 5083. W obu przypadkach, tj. przy prędkości 50 mm/min i 200 mm/min, średnia wielkość ziarna wynosiła około 4 μm . Autorzy również nie sprecyzowali pasma materiału, w obrębie którego dokonano analizy.



Rys. 49. Mikrostruktura strefy mieszania w złączach otrzymanych narzędziem z trzpieniem stożkowym w konfiguracjach 5083-7075 i 7075-5083 przy prędkościach obrotowych narzędzia 280 obr/min i 560 obr/min



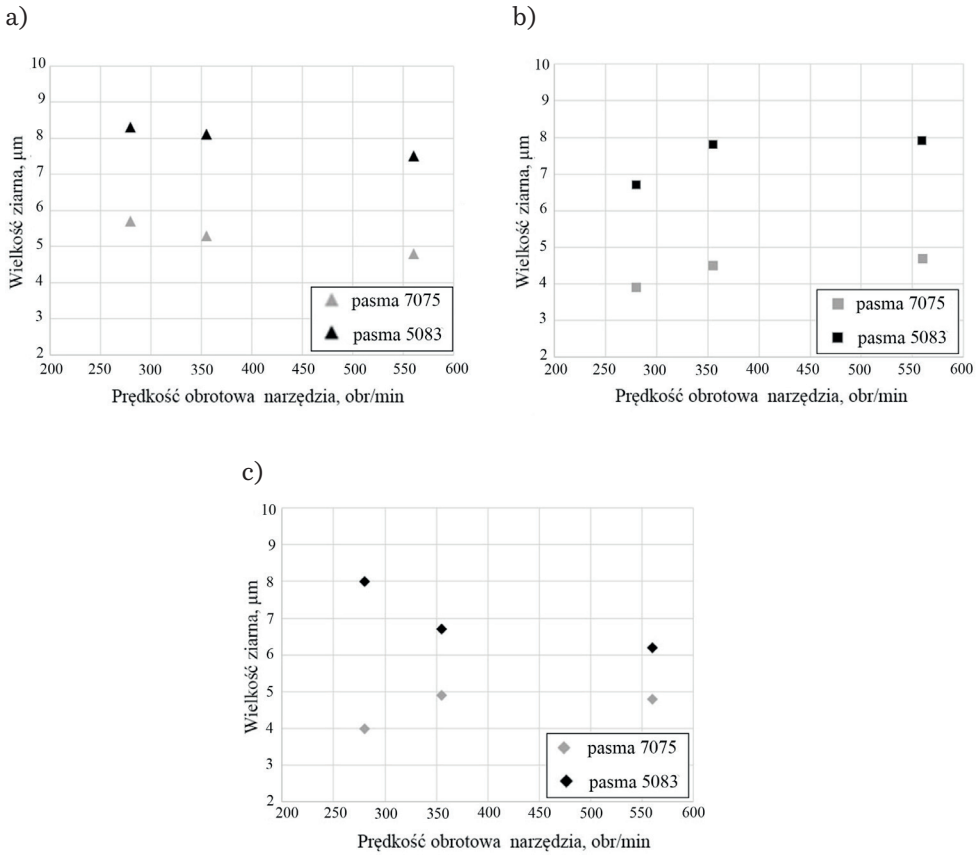
Rys. 50. Mikrostruktura strefy mieszania w złączach otrzymanych narzędziem z trzpieniem Whorl w konfiguracjach 5083-7075 i 7075-5083 przy prędkościach obrotowych narzędzia 280 obr/min i 560 obr/min



Rys. 51. Mikrostruktura strefy zmieszania w złączach otrzymanych narzędziem z trzpieniem Triflute w konfiguracjach 5083-7075 i 7075-5083 przy prędkościach obrotowych narzędzia 280 obr/min i 560 obr/min

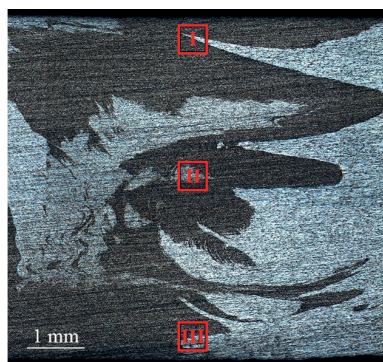
Chociaż w ujęciu ogólnym nie stwierdzono istotnych zmian w wielkości ziarna, szczegółowa analiza za pomocą techniki EBSD ujawniła lokalne różnice. Rysunek 52 przedstawia zależność wielkości ziarna w poszczególnych pasmach centralnej części złącza od prędkości obrotowej narzędzia. Widoczny jest wyraźny wpływ kształtu narzędzia na rozdrobnienie ziarna. W przypadku złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem stożkowym wraz ze wzrostem prędkości obrotowej narzędzia następuje niewielkie rozdrobnienie ziarna w obu pasmach, co jest zgodne ze spadkiem ilości ciepła wytworzonego w złączu. W złączach wykonanych narzędziem z trzpieniem Whorl obserwuje się odwrotną zależność, tzn. zwiększenie prędkości obrotowej narzędzia powoduje niewielki wzrost wielkości ziarna. Natomiast w złączach wykonanych narzędziem z trzpieniem Triflute, w zależności od pasma, ziarna rosną (pasma 5083) albo praktycznie nie ulegają zmianie (pasma 7075). Taka zróżnicowana korelacja między wielkością ziarna a prędkością obrotową narzędzia ponownie podkreśla istotny wpływ kształtu narzędzia na intensywność odkształcenia materiału.

Podsumowując, można przyjąć, że niewielkie zmiany wielkości ziarna w badanych złączach związane są ze zbliżoną ilością energii cieplnej wprowadzanej do złącza, która nieznacznie zmniejsza się wraz z prędkością obrotową. Natomiast odstępstwa od tej korelacji można tłumaczyć innym stopniem odkształcenia stopów, wynikającym z kształtu narzędzia.



Rys. 52. Zależność wielkości ziarna od prędkości obrotowej w złączach wykonanych narzędziem z trzpieniem: a) stożkowym; b) Whorl; c) Triflute

Dodatkowo ujawniono znaczenie różnego rozkładu temperatury i odkształcenia na przekroju złącza, wynikające z oddziaływania poszczególnych elementów narzędzia, tj. kołnierza i trzpienia. Rysunek 53 przedstawia przykładowy wynik analizy EBSD ukazujący różnice w wielkości ziarna i parametrów KAM i GAM w zależności od odległości od powierzchni złącza. Dane zestawione w tabeli na rysunku 53 wskazują na zmniejszanie się wielkości ziarna (szczególnie w stopie 7075) wraz ze wzrostem odległości od lica zgrzeiny. Większe ziarno przy powierzchni można przypisać intensywniejszemu dopływowi ciepła w obszarze, gdzie ciepło wytwarzane jest głównie przez kołnierz. Analogiczną zależność opisali Ahmed i współautorzy (2019) w przypadku zgrzewania płyt ze stopu 6082 o znacznej grubości (32 mm). W badaniach tych wykazali istotne różnice w wielkości ziarna pomiędzy górną a dolną powierzchnią złącza, które mogły sięgać nawet dwukrotnej wartości, w zależności od zastosowanego kształtu trzpienia.



Obszar	Pasmo materiału	Wielkość ziarna, μm	KAM*, °	GAM**, °
I	5083	9,1	0,70	0,68
	7075	5,6	0,50	0,35
II	5083	8,3	0,78	0,70
	7075	5,3	0,51	0,35
III	5083	7,7	0,59	0,54
	7075	4,4	0,42	0,43

*Parametr KAM wyraża średnią arytmetyczną dezorientację danego piksela w odniesieniu do jego sąsiednich pikseli.

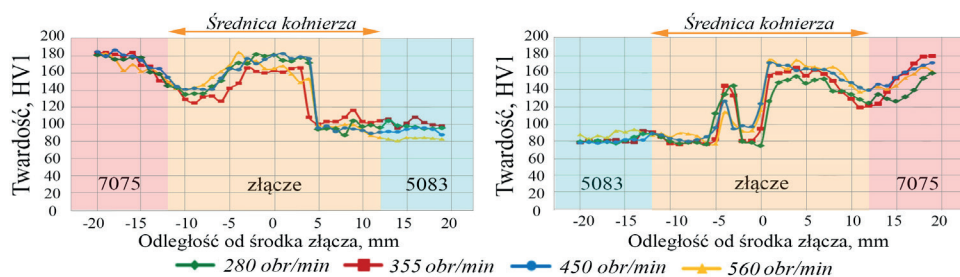
**Parametr GAM wyraża średnią dezorientację pomiędzy punktami wewnątrz jednego ziarna.

Rys. 53. Analiza ilościowa EBSD wybranych obszarów w złączu 5083-7075 wykonanym narzędziem z trzpieniem stożkowym

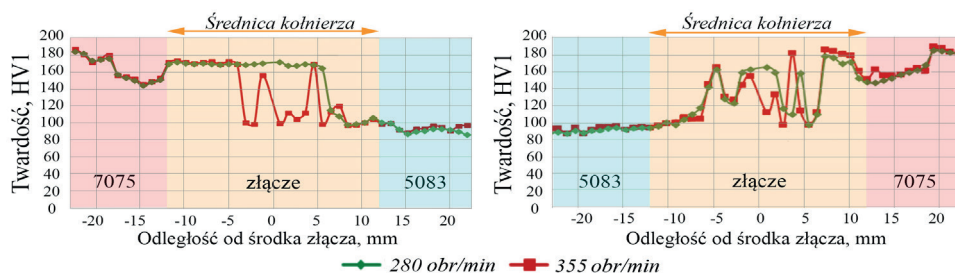
Różny rozkład temperatury oraz poziom odkształcenia w zależności od odległości od lica zgrzeiny potwierdzają również średnie wartości parametrów KAM i GAM w poszczególnych pasmach. W obszarze środkowym i górnym złącza występuje większe odkształcenie, o czym świadczą wyższe wartości KAM. Widoczna jest także różnica wartości tych parametrów pomiędzy poszczególnymi stopami, co wskazuje na odmienny wpływ ilości wprowadzonego ciepła i odkształcenia w trakcie zgrzewania na zgrzewane stopy. Ziarna w pasmach stopu 5083 wykazują większe lokalne odkształcenie, co świadczy o wyższej gęstości dyslokacji i w konsekwencji o niepełnej rekrytalizacji. Natomiast ziarna stopu 7075 wykazują większą wrażliwość na wprowadzoną energię cieplną niż na odkształcenie. Obserwacje te są zgodne z mechanizmami umocnienia tych stopów.

Zarówno niezgodności w skali makroskopowej, jak i stopień mieszania materiału mają wpływ na właściwości mechaniczne złączy stopów 5083 i 7075. Na rysunkach 54–56 zostały przedstawione profile twardości złączy w konfiguracjach 7075-5083 i 5083-7075 wykonanych odpowiednio przy użyciu narzędzia z trzpieniem stożkowym, Whorl i Triflute. Nie wykazano istotnego wpływu prędkości obrotowej narzędzia na profile twardości. Niezależnie od prędkości obrotowej narzędzia twardość badanych złączy była podobna, co jest zgodne z obserwacjami dotyczącymi wielkości ziarna w strefie mieszania. Maksymalna twardość w strefie mieszania jest zbliżona dla wszystkich wartości prędkości obrotowej narzędzia, natomiast różnice występują w zależności od konfiguracji złącza i kształtu trzpienia. Największa twardość uzyskana w strefie mieszania złącza wykonanego narzędziem z trzpieniem stożkowym wynosi 180 HV1 (dla konfiguracji 7075-5083) i 150–170 HV1 (dla konfiguracji konfiguracji 5083-7075). Złącza wykonane narzędziem z trzpieniem Whorl charakteryzowały się twardością około 170 HV1 (dla konfiguracji 7075-5083) oraz nawet 180 HV1 (dla konfiguracji 5083-7075). W przypadku złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem Triflute wartości twardości były niższe i wynosiły około 150 HV1, niezależnie od konfiguracji. Podane wartości odnoszą się

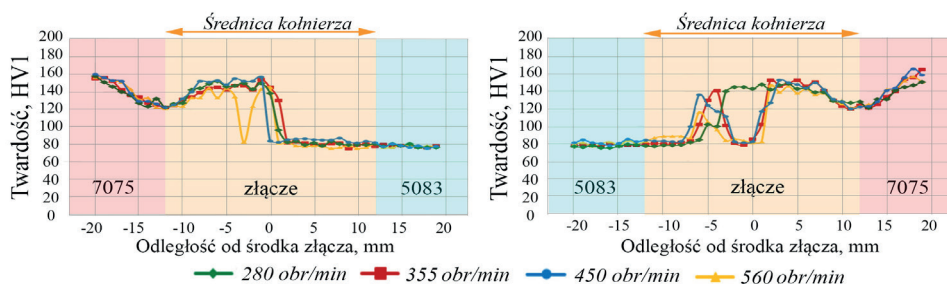
do maksymalnej twardości osiągniętej w strefie mieszania danego złącza. Należy podkreślić, że ze względu na strukturę pasmową tej strefy twardość w tym obszarze wykazuje istotne różnice wartości (od około 80 HV1 do 180 HV1).



Rys. 54. Profile twardości złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem stożkowym



Rys. 55. Profile twardości złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem Whorl



Rys. 56. Profile twardości złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem Triflute

Zaprezentowane profile twardości, wykonane wzdłuż linii przebiegającej w połowie grubości złącza od strony natarcia do strony spływu, są odzwierciedleniem zmian mikrostrukturalnych w poszczególnych strefach złącza. Ze względu na połączenie dwóch stopów o różnej twardości (twardość stopu 5083 wynosi około 80 HV, a stopu 7075 około 180 HV) profile wykazują asymetrię względem środka złącza.

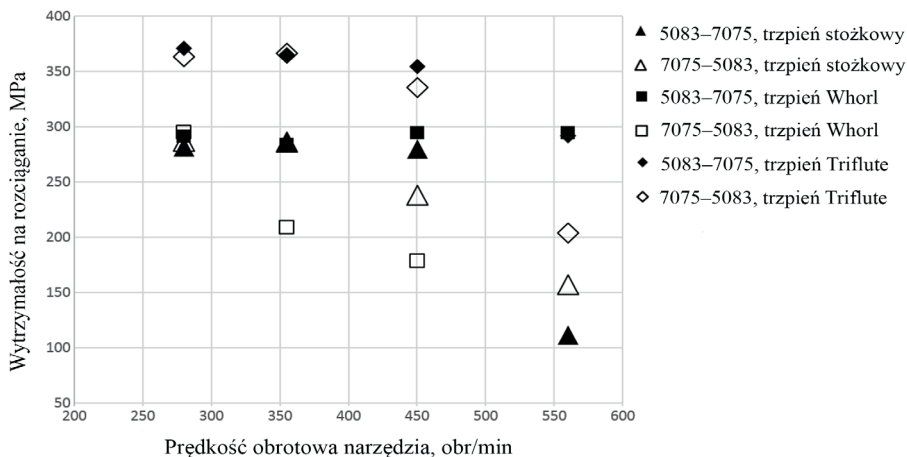
Zmiany twardości od środka złącza w kierunku stopu 7075 (bez względu na konfigurację złącza) występują na szerszym obszarze niż w kierunku stopu 5083. W złączach 7075-5083 obszar zmian twardości sięga nawet do 20 mm od środka złącza po stronie natarcia, natomiast po stronie spływu jego szerokość zależy od kształtu trzpienia i wynosi 5 mm dla trzpienia stożkowego, 8 mm dla trzpienia Whorl oraz 2 mm dla trzpienia Triflute. Natomiast w konfiguracji odwrotnej (5083-7075) obszar złącza od środka po stronie natarcia ma szerokość około 8 mm, a po stronie spływu 20 mm. Oznacza to, że niezależnie od umiejscowienia stopu 7075, szerokość obszaru złącza po jego stronie pozostaje stała i wynosi 20 mm. Z kolei położenie stopu 5083 znacząco wpływa na obszar strefy zmieszania w złączu. Jeśli stop 5083 znajduje się po stronie spływu, obszar podlegający odkształceniu w podwyższonej temperaturze podczas procesu zgrzewania jest ponad dwukrotnie węższy niż po stronie natarcia, a jego szerokość dodatkowo zależy od kształtu narzędzia. Zmiana umiejscowienia stopu 5083 (umieszczenie po stronie natarcia) powoduje rozszerzenie tego obszaru, przy czym kształt narzędzia nie wpływa wówczas na jego szerokość. Wyniki twardości są zgodne z obserwacjami makrostrukturalnymi badanych złączy (rys. 39–41). W strefie zmieszania twardość koreluje ze stopniem wymieszania materiału. Obszary dobrze wymieszane wykazują bardziej jednorodne wartości twardości, natomiast w miejscach o niepełnym zmieszaniu lub braku zmieszania obserwuje się wyraźne różnice, odpowiadające twardości poszczególnych materiałów wyjściowych.

Ze względu na różnice w podatności stopów na odkształcenie plastyczne oraz na to, że każdy stop reaguje inaczej na temperaturę, widoczne są różnice w profilu twardości po stronie natarcia i po stronie spływu. Analizując profil twardości od strony stopu 7075 do środka złącza, można zauważyć, że zachowany jest typowy kształt profilu twardości jednoimiennych złączy FSW stopów aluminium serii 7xxx-T6/T7 (rys. 29b), charakteryzujący się najniższą twardością na granicy strefy cieplno-plastycznej i strefy wpływu ciepła. W drugiej części profilu twardości badanych złączy brak jest spadku twardości (typowego dla złączy jednoimiennych stopów serii 5xxx-Hxxx (rys. 29a)). Na granicy SWC i SCP następuje nagły wzrost twardości.

Pomimo braku istotnego wpływu prędkości obrotowej narzędzia na twardość złączy, jej zwiększenie przy stałej prędkości zgrzewania prowadzi do obniżenia wytrzymałości na rozciąganie w większości analizowanych złączy (rys. 57), szczególnie w przypadku konfiguracji 7075-5083. Jedynie wytrzymałość na rozciąganie złączy 5083-7075 wykonanych narzędziem z trzpieniem Whorl nie zmienia się istotnie wraz ze wzrostem prędkości obrotowej narzędzia i wynosi około 300 MPa.

Spadek wytrzymałości na rozciąganie w przypadku badanych złączy związany jest z obecnością niezgodności, które zaczynają powstawać w strefie zmieszania przy wyższych prędkościach obrotowych (rys. 39–41). W dostępnej literaturze nie przedstawiono do tej pory jednoznacznego wpływu prędkości obrotowej narzędzia na wytrzymałość złączy zgrzewanych FSW. Na przykład Saeidi i współautorzy (2016) zaobserwowali, że wraz ze wzrostem prędkości obrotowej narzędzia z 450 obr/min do 800 obr/min, przy wybranej prędkości zgrzewania (30 mm/min, 41,5 mm/min lub 50 mm/min), wytrzymałość na rozciąganie początkowo malała, a następnie rosła.

Z kolei Palanivel i współautorzy (2012b) odnotowali zależność odwrotną – przy wzroście prędkości obrotowej narzędzia (z 600 obr/min do 1300 obr/min) i stałej prędkości zgrzewania wynoszącej 60 mm/min, dla różnych kształtów trzpienia, wytrzymałość na rozciąganie najpierw rosła, a następnie malała. Ponadto Sivachidambaram i współautorzy (2015) przedstawili trzy różne zależności dla różnych prędkości zgrzewania (40 mm/min, 60 mm/min i 80 mm/min) złączy ze stopów 7075 i 5383. Wynika z tego, że wpływ prędkości obrotowej narzędzia na właściwości mechaniczne nie jest jednoznaczny, gdyż silnie zależy od innych parametrów, takich jak prędkość zgrzewania czy rodzaj zgrzewanych materiałów. Natomiast Cole i współautorzy (2014) wykazali, że wytrzymałość złącza rośnie wraz ze zmniejszaniem ilości energii cieplnej wprowadzonej do złącza, a ostateczna wytrzymałość złącza różnoimiennego zależy od stopu najbardziej podatnego na ciepło powstające podczas zgrzewania. Wyniki te wskazują, że całkowita wytrzymałość złącza jest ograniczona przez słabszy (bardziej wrażliwy na ciepło) stop – nawet jeśli drugi materiał zachowuje swoje właściwości.



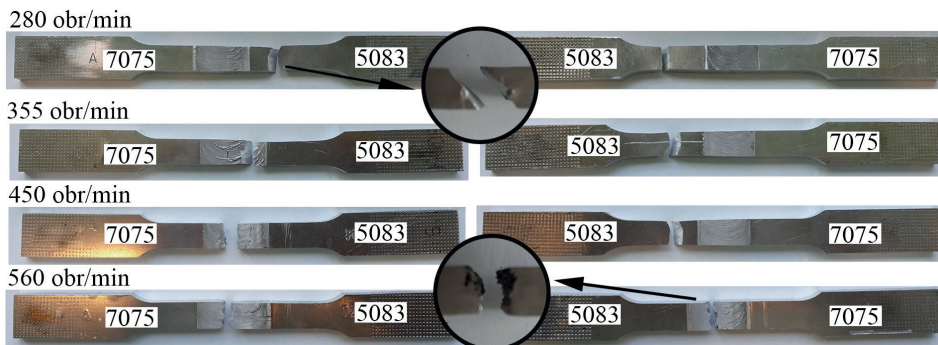
Rys. 57. Wpływ prędkości obrotowej narzędzia na wytrzymałość na rozciąganie złączy

Warto zauważyć, że złącza, w których nie występowały niezgodności, uzyskały znacznie wyższą wytrzymałość. W przypadku złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem Triflute, bez względu na konfigurację stopów, wytrzymałość na rozciąganie przekracza wartość wytrzymałości na rozciąganie stopu 5083 ($\sigma_{Rm} = 346$ MPa). Zastosowanie prędkości obrotowych 280 obr/min i 355 obr/min pozwala na osiągnięcie wysokich wartości wytrzymałości na rozciąganie, odpowiednio 364 MPa i 367 MPa dla konfiguracji 7075-5083 oraz 371 MPa i 365 MPa dla konfiguracji 5083-7075. Ponadto wartości wytrzymałości na rozciąganie tych złączy były bardzo podobne dla obu konfiguracji. Wpływ konfiguracji na wytrzymałość na rozciąganie złączy omówiono szczegółowo w rozdziale 7.

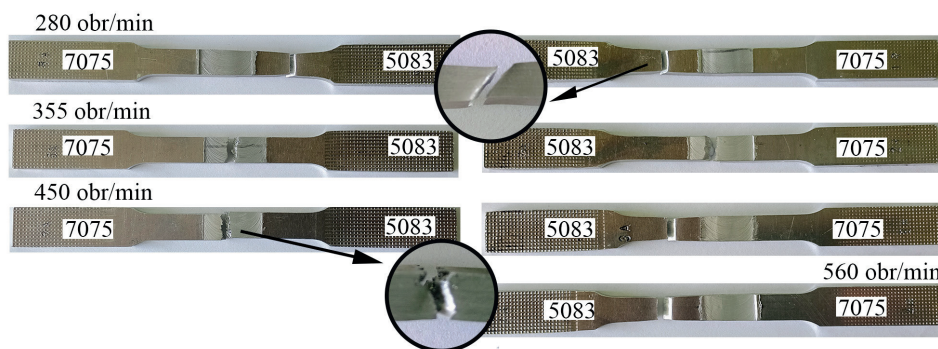
Miejsce zerwania próbek wytrzymałościowych ze złączami było ściśle związane z jakością złączy (rys. 58). W przypadku złączy, w których nie występowały

niezgodności, pęknięcie następowało poza obszarem złącza, a dokładnie – w mniej wytrzymałym materiale rodzimym, czyli stopie 5083. Zerwanie poprzedzało wyraźne odkształcenie plastyczne, prowadzące do powstania charakterystycznej szyjki. Płaszczyzna pęknięcia układała się pod kątem 45°. Natomiast zerwanie próbek złączy z pustkami zawsze inicjowało się w miejscach skupisk niezgodności w obszarze zgrzeiny.

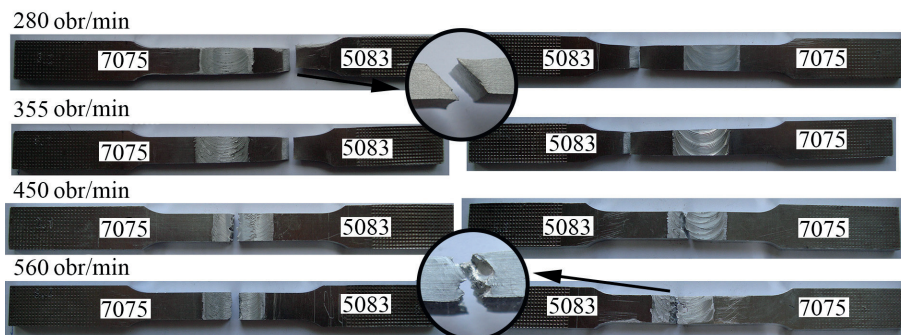
a)



b)

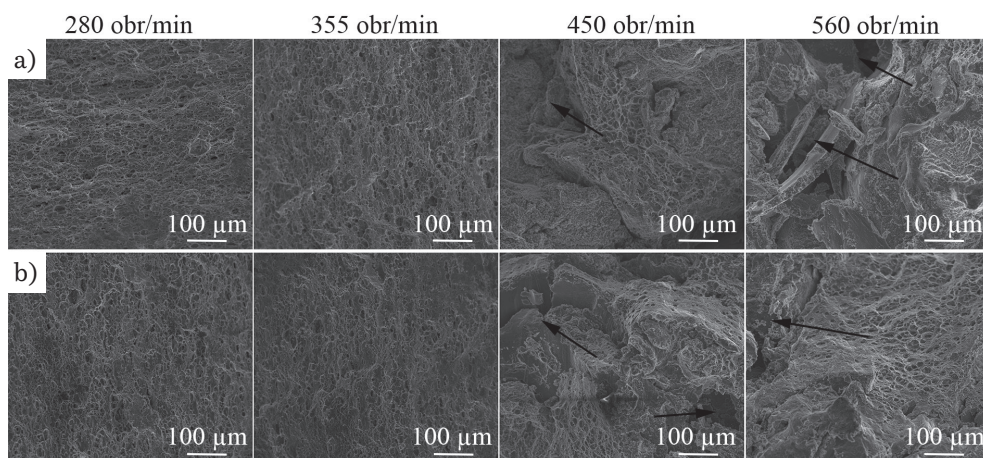


c)



Rys. 58. Miejsce pęknięcia próbek wytrzymałościowych ze złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem: a) stożkowym; b) Whorl; c) Triflute

Wyniki badań fraktograficznych próbek po zerwaniu przedstawiono na rysunku 59. Powierzchnia przełomu próbek (wykonanych przy małej prędkości obrotowej narzędzia) wykazywała jednoznacznie charakter ciągliwy, o czym świadczy obecność wyraźnych jamek i wgłębień. W złączach tych nie występowały niezgodności. Natomiast przełomy próbek ze złączami zawierającymi niezgodności (wykonanymi przy wyższych prędkościach obrotowych narzędzia), oprócz dominujących cech przełomu plastycznego lokalnie wykazywały również obecność obszarów niepołączonego materiału (pustki wskazane strzałkami na rysunku 59). Analiza fraktograficzna jest zgodna z innymi badaniami złączy stopów z serii 5xxx i 7xxx (Ahmed i in., 2017; 2021; Subrahmanian i in., 2024).



Rys. 59. Przełom próbek wytrzymałościowych ze złączami:

a) 7075-5083; b) 5083-7075 w zależności od prędkości obrotowej narzędzia; złącza wykonane narzędziem z trzpieniem Triflute (strzałkami wskazano przykładowe obszary, w których materiały nie zostały połączone)

Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że kluczowym czynnikiem decydującym o jakości złączy FSW stopów 7075-T651 i 5083-H111 jest właściwa optymalizacja parametrów procesu zgrzewania, w szczególności prędkości obrotowej narzędzia. Wykazano, że intensywniejsze mieszanie materiałów nie zawsze gwarantuje uzyskanie złączy bez niezgodności i o wysokich właściwościach mechanicznych. Wraz ze wzrostem prędkości obrotowej narzędzia mieszanie materiałów staje się efektywniejsze, jednak lokalne uplastycznienie w strefach kontaktu z narzędziem może być zbyt krótkotrwałe i niewystarczające do prawidłowego zgrzania. Ponadto, mimo że teoretycznie wzrost prędkości obrotowej powinien zwiększać ilość wprowadzanego ciepła, w badanych złączach stopów 5083 i 7075 efektywnie doprowadzona energia cieplna nie zmieniała się znacznie lub była mniejsza (rys. 44), co wskazuje na straty ciepłne związane między innymi z przewodzeniem do narzędzia oraz konwekcją do otoczenia. Do powstawania pustek mogły przyczynić się

zarówno te straty energii, jak i nieprawidłowy przepływ materiału w strefie przejściowej pomiędzy obszarem działania kołnierza i trzpienia. Istotną rolę w kształtowaniu przepływu materiału i powstawaniu niezgodności odgrywa także konfiguracja złącza oraz kształt trzpienia w zastosowanym do zgrzewania narzędziu.

Optymalizacja parametrów procesu pozwala na uzyskanie trwałych, złączy stopów 5083 i 7075 o wytrzymałości na rozciąganie przewyższającej wytrzymałość stopu 5083, co wynika z obecności drobnoziarnistej struktury w strefie zmieszania oraz braku niezgodności.

7. Znaczenie umiejscowienia zgrzewanych materiałów w złączu (konfiguracji złącza)

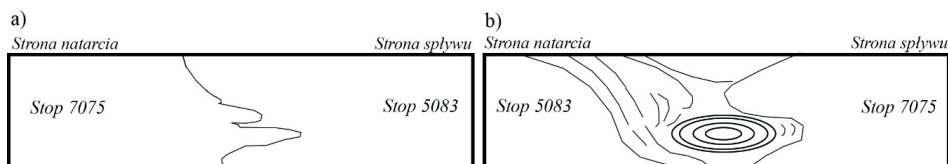
Proces zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału jest procesem niesymetrycznym względem linii zgrzewania. W przypadku złączy różnoimiennych kluczowe znaczenie mają nie tylko parametry technologiczne i kształt narzędzia, lecz również właściwe umiejscowienie zgrzewanych materiałów po stronach złącza (po stronie natarcia i po stronie spływu).

W przypadku łączenia materiałów o różnych właściwościach cieplnych i mechanicznych ich odpowiednie przyporządkowanie do stron złącza jest istotne z kilku powodów. Przede wszystkim wynika ono z asymetrycznego rozkładu temperatury i odkształceń oraz charakterystyki przepływu materiału podczas procesu. Stopy 5083 i 7075 charakteryzujące się odmiennymi właściwościami, takimi jak przewodnictwo cieplne, twardość czy plastyczność, różnie reagują na działanie temperatury i odkształcenia. Stop umieszczony po stronie natarcia zazwyczaj podlega większemu odkształceniu i intensywniejszemu wymieszaniu ze stopem ze strony spływu. W związku z tym umieszczenie mniej plastycznego stopu (7075) po stronie natarcia może prowadzić do niewystarczającego wymieszania materiałów. Równie istotny jest wpływ przewodnictwa cieplnego. Stop o wyższym przewodnictwie cieplnym (5083) szybciej odprowadza ciepło, co zmienia lokalną temperaturę w strefie mieszania i może wpływać na proces rekrytalizacji ziaren. Niewłaściwe ułożenie materiałów zwiększa ponadto ryzyko powstawania niezgodności. W konsekwencji tego odpowiednie rozplanowanie położenia zgrzewanych stopów 7075 i 5083 przekłada się na jakość, mikrostrukturę oraz końcowe właściwości mechaniczne zgrzewanych złączy.

W literaturze brak jest jednoznacznych zaleceń dotyczących optymalnej konfiguracji umiejscowienia stopów. Niektóre badania (Hamilton i in., 2016; Lee i in., 2003; Mroczka i in., 2013) wskazują, że umieszczenie mniej wytrzymałego stopu po stronie spływu powoduje, że złącze charakteryzuje się niższą wytrzymałością w porównaniu ze złączem powstałym w wyniku zastosowania odwrotnej konfiguracji stopów. Inne publikacje (Amancio-Filho i in., 2008; Monaco da Silva i in., 2011; Sato i in., 2006)

sugerują natomiast, że bardziej efektywne wymieszanie materiałów i wyższe właściwości złącza można uzyskać, gdy stop bardziej plastyczny znajduje się po stronie natarcia, a twardszy po stronie spływu.

Zrealizowane badania potwierdziły wyraźny wpływ konfiguracji złącza na intensywność mieszania zgrzewanych materiałów. Niezależnie od kształtu trzpienia, w złączach wykonanych w konfiguracji 5083-7075 obserwowano lepsze wymieszanie materiałów. Niewielka ilość niezgodności widoczna była tylko w złączach wykonanych przy większych prędkościach obrotowych narzędzia. W przypadku odwrotnej konfiguracji mieszanie stopów zachodziło jedynie przy większych prędkościach obrotowych narzędzia, co jednak prowadziło do powstawania licznych pustek. Zatem sposób połączenia stopów (intensywność mieszania i obecność niezgodności) wynika zarówno z różnej ilości wytwarzanego ciepła i jego rozkładu (związanego z asymetrycznością procesu), jak i stopnia odkształcenia materiału podczas zgrzewania.



Rys. 60. Schemat połączenia stopów 5083 i 7075 w zależności od konfiguracji:
a) stop 7075 po stronie natarcia; b) stop 5083 po stronie natarcia

Ogólny schemat sposobu zgrzewania stopów w zależności od konfiguracji przedstawiono na rysunku 60. W przypadku umiejscowienia stopu o większej wytrzymałości, tj. stopu 7075, po stronie natarcia utrudnione jest mieszanie materiałów, szczególnie przy mniejszych prędkościach obrotowych narzędzia, w wyniku czego uzyskuje się tylko „zlepienie” stopów (rys. 60a). W odwrotnym ułożeniu przepływ materiałów jest wystarczający do uzyskania lepszego efektu ich wymieszania (rys. 60b). Oczywiście jest, że na efekt mieszania wpływa również kształt trzpienia. Zastosowanie trzpienia Whorl może zintensyfikować mieszanie stopów zgrzewanych w konfiguracji 7075-5083. Jednakże prace dotyczące łączenia stopów z serii 5xxx i 7xxx wyraźnie wskazują, że umiejscowienie stopu o wyższej wytrzymałości, czyli stopu z serii 7xxx, po stronie natarcia zapewnia uzyskanie złącza o wyższej wytrzymałości złącza i bez niezgodności (Ahmed i in., 2021; Chen i in., 2017; Subrahmanian i in., 2024).

Zasadne wydaje się, by zagadnienie doboru odpowiedniego stopu do umieszczenia po stronie natarcia lub spływu w celu optymalizacji jakości złącza rozważać nie w kontekście właściwości mechanicznych łączonych stopów w temperaturze otoczenia (tj. właściwości wyjściowych), lecz z uwzględnieniem naprężenia płynięcia (ang. *flow stress*) poszczególnych materiałów oraz charakterystyki cieplnej procesu, na którą wpływa kształt zastosowanego narzędzia (Kalemba-Rec i in., 2017). W tym ujęciu istotne jest również, że proces FSW cechuje się asymetrycznym rozkładem temperatury w obszarze złącza, przy czym po stronie natarcia temperatura jest zazwyczaj wyższa niż po stronie przeciwnej (spływu) (Hamilton i in., 2013).

Wzrost temperatury podczas zgrzewania prowadzi do istotnego spadku naprężenia płynięcia zgrzewanych materiałów, co z kolei skutkuje zmniejszeniem ich lepkości oraz ułatwieniem transportu plastycznego metalu w strefie złącza. Z tego względu przy określaniu optymalnej konfiguracji położenia materiałów w złączu kluczowe jest uwzględnienie warunków cieplno-mechanicznych procesu.

Z uwagi na wyższą temperaturę po stronie natarcia spadek naprężenia płynięcia oraz lepkości stopu umieszczonego po tej stronie jest większy niż po stronie spływu. W związku z tym podczas zgrzewania stopów o znacznie różniących się właściwościach reologicznych umieszczenie materiału o wyższym naprężeniu płynięcia po stronie natarcia może sprzyjać bardziej efektywnemu przepływowi plastycznemu, co przekłada się na poprawę jakości złącza. Odwrotna konfiguracja, tj. lokalizacja materiału o wyższym naprężeniu płynięcia po stronie spływu, może utrudnić przepływ materiału ze względu na niższą temperaturę w tym obszarze.

Ponadto przy małej ilości wytwarzanego ciepła różnica w naprężeniu płynięcia między zgrzewanymi materiałami byłaby dodatkowo spotęgowana przez niższe temperatury w miejscu zgrzewania. Wówczas dla jakości złącza istotniejsze będzie umieszczenie materiału o wyższym naprężeniu płynięcia po stronie natarcia. Natomiast przy wyższej ilości wytwarzanego ciepła różnice w naprężeniu płynięcia między stopami byłyby częściowo niwelowane przez wyższe temperatury w miejscu zgrzewania i dlatego konfiguracja położenia materiałów względem strony natarcia/spływu będzie dla jakości złącza mniej istotna.

Na podstawie oszacowania naprężenia płynięcia zgrzewanych stopów przy wykorzystaniu zależności Shepparda–Wrighta opartej na parametrze Zenera–Hollomona (Sheppard i Wright, 1979):

$$\sigma = \left(\frac{1}{\alpha} \right) \sinh^{-1} \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{1/n} \right]$$

gdzie:

α – współczynnik materiałowy,

A – stała materiałowa,

n – wykładnik prędkości odkształcenia,

Z – parametr Zenera–Hollomona (opisany wzorem $Z = \varepsilon \exp(Q/RT)$, w którym R to stała gazowa, a Q to energia aktywacji)

stwierdzono, że łączone stopy wykazują różne wartości naprężenia płynięcia. Choć stop 7075 charakteryzuje się wyższymi właściwościami mechanicznymi w temperaturze pokojowej niż stop 5083, to jednak, zgodnie z obliczeniami, wartości naprężenia płynięcia stopu 5083 okazują się większe niż w przypadku stopu 7075. Do obliczeń wykorzystano parametry materiałowe, takie jak energia aktywacji Q , stała materiałowa A , współczynnik materiałowy α , wykładnik prędkości odkształcenia n , zaczerpnięte z prac Tella i współautorów (2010), Wellsa i współautorów (2003) dla stopu 5083 oraz z pracy Tella i współautorów (2010) dla stopu 7075 (tab.12).

Tabela 12

Stałe materiałowe użyte do obliczeń naprężenia płynięcia

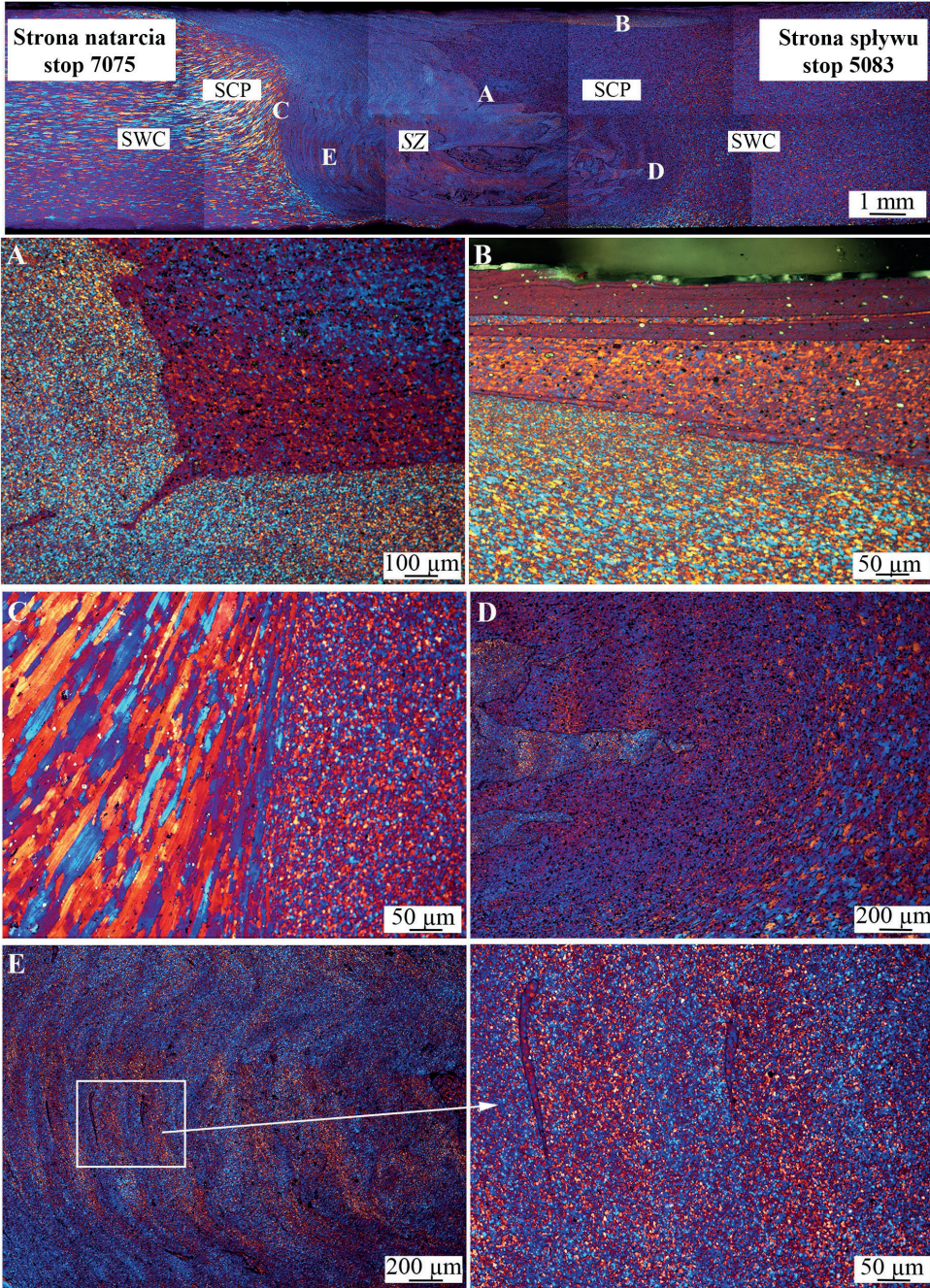
Stop	Q [J/mol]	A [1/s]	α [1/MPa]	n	Bibliografia
7075	129,000	1,03e9	0,0141	5,41	(Tello i in., 2010)
5083	171,000	1,09e10	0,0150	4,99	(Tello i in., 2010)
5083	162,000	2,87e8	0,0400	2,26	(Wells i in., 2003)
2024	148,880	3,25e8	0,0160	4,27	(Colegrove i in., 2007)
2050	294,117	2,25e20	0,0151	3,55	(Zhu i in., 2015)
6061	145,000	2,41e8	0,0450	5,71	(Tello i in., 2010)

Postawione w niniejszej pracy założenie, zgodnie z którym przy doborze konfiguracji materiałów w złączu należy uwzględnić naprężenie płynięcia łączonych stopów, sugeruje, że wyższą jakość złącza zgrzewanego można uzyskać w przypadku umieszczenia stopu 5083 po stronie natarcia. Założenie to zostało potwierdzone doświadczalnie. Podobne obserwacje przedstawiono w publikacji Rezy-E-Rabby'ego i współautorów (2015) dotyczącej zgrzewania stopów 6061-T651 i 2050-T4, w której wykazano, że umieszczenie stopu 2050 po stronie natarcia prowadzi do uzyskania lepszej jakości złącza. Na podstawie obliczeń z wykorzystaniem zależności Shepparda–Wrighta dla stopu 2050 (tab. 12, Zhu i in., 2015) oraz dla stopu 6061 (tab. 12, Tello i in., 2010), można stwierdzić, że stop 2050 charakteryzuje się wyższym naprężeniem płynięcia niż stop 6061, co pozostaje spójne z przedstawioną koncepcją.

Zbieżne wnioski przedstawiono również w innych pracach literaturowych. W publikacjach Cole'a i współautorów (2014), dotyczących zgrzewania stopów 6061-7075, Amancia-Filha i współautorów (2008), dotyczących zgrzewania stopów 2024-6056, oraz Mroczki i współautorów (2013) dotyczących zgrzewania stopów 7075-2017A, wykazano wyższą jakość złącza w przypadku konfiguracji, w której materiał charakteryzujący się wyższym naprężeniem płynięcia znajdował się po stronie natarcia. Wyniki te stanowią dodatkowe potwierdzenie zasadności zaproponowanego sposobu doboru konfiguracji materiałów w złączu.

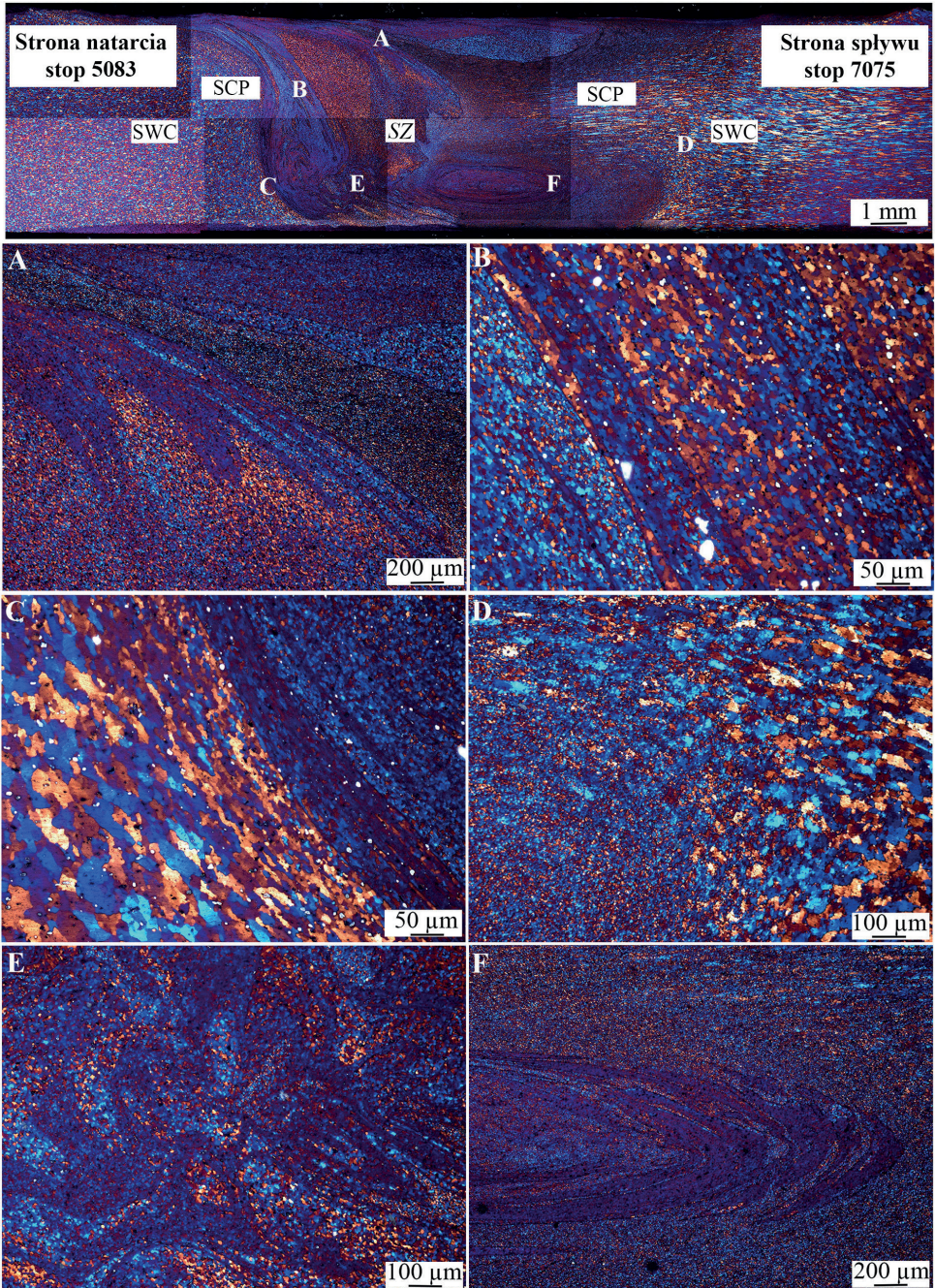
Należy jednak zauważyć, że Sato i współautorzy (2006) w swoich badaniach doszli do wniosku, że konfiguracja stopów nie miała ostatecznego wpływu na jakość złącza, natomiast autorzy pracy (Guo i in., 2014) uzyskali znacznie lepszą jakość złącza, gdy materiał o niższym naprężeniu płynięcia, czyli stop 6061, został umieszczony po stronie natarcia, a materiał o wyższym naprężeniu płynięcia, czyli stop 7075, po stronie spływu.

Wpływ umiejscowienia danego stopu po stronie natarcia czy spływu oraz związany z tym rozkład temperatury i odkształcenia bardzo dobrze odzwierciedla mikrostruktura (rys. 61 i 62). W obu konfiguracjach złącza obserwuje się asymetrię mikrostruktury nie tylko w strefie zmieszania, ale także w strefie ciepno-plastycznej po stronie natarcia oraz spływu.



Rys. 61. Mikrostruktura złącza 7075-5083: obraz całego złącza z zaznaczonymi obszarami A–E oraz odpowiadające im powiększenie mikrostruktury; trzpień Triflute

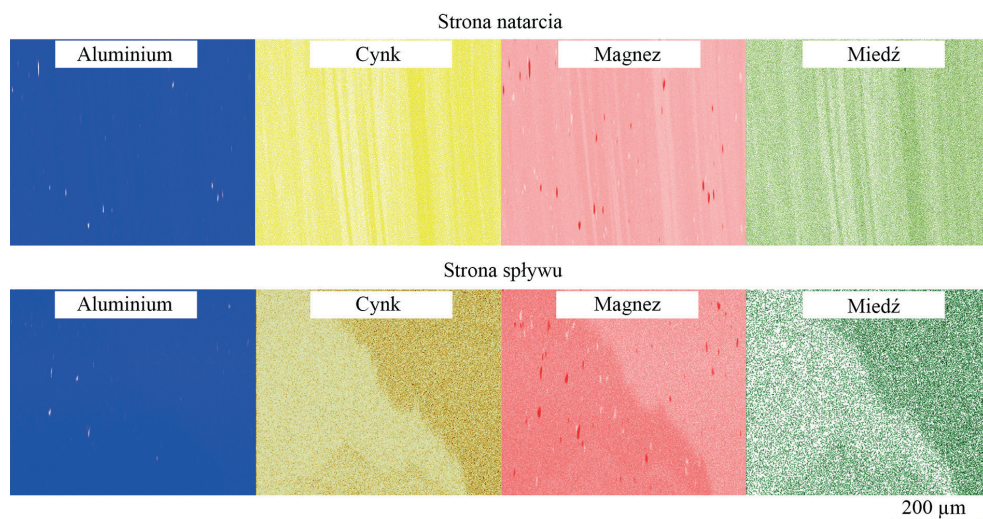
Opracowanie na podstawie (Kalemba-Rec i in., 2017)



Rys. 62. Mikrostruktura złącza 5083–7075: obraz całego złącza z zaznaczonymi obszarami A–F oraz odpowiadające im powiększenie mikrostruktury; trzpień Triflute

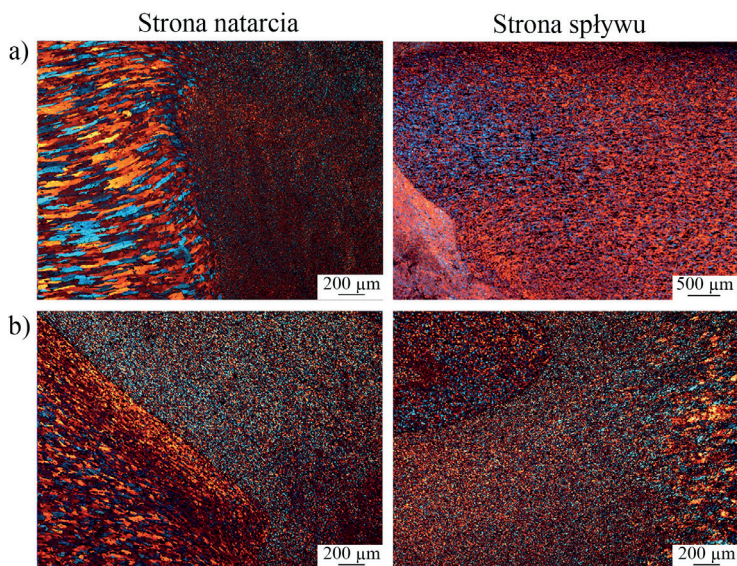
Opracowanie na podstawie (Kalemba-Rec i in., 2017)

Granica między strefą mieszania a strefą cieplno-plastyczną jest bardzo wyraźna po stronie natarcia, podczas gdy po stronie przeciwnej jest bardziej „rozmyta”, podobnie jak ma to miejsce w przypadku złączy FSW stopów jednoimiennych (Kalemba i in., 2011; Krasnowski i in., 2015). Intensywność przepływu i mieszania materiału jest większa po stronie natarcia niż po stronie spływu (rys. 63), co przyczynia się do „wyraźniejszego zaznaczenia” granic pomiędzy poszczególnymi strefami oddziaływania narzędzia zgrzewającego.

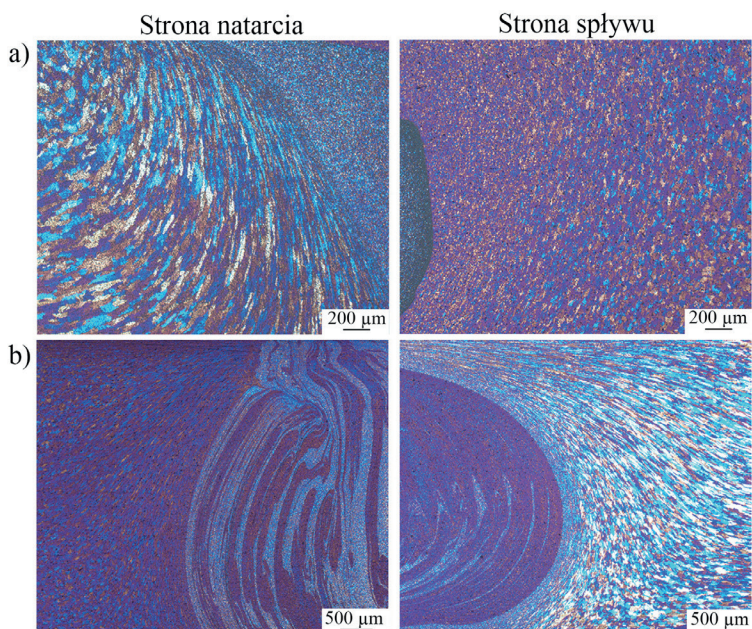


Rys. 63. Mapa rozkładu pierwiastków na granicy pomiędzy strefą mieszania a strefą cieplno-plastyczną po obu stronach złącza

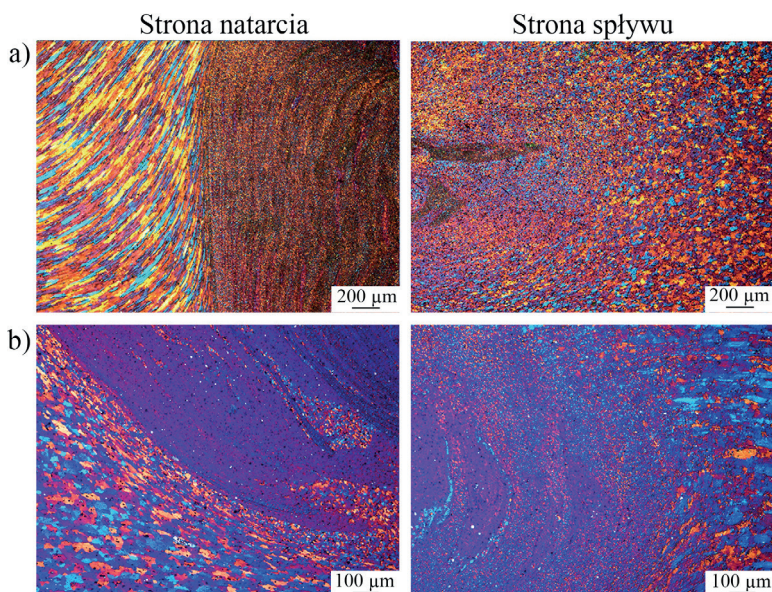
Na rysunkach 64–66 widoczna jest mikrostruktura granicy strefa mieszania/strefa cieplno-plastyczna po stronie natarcia i po stronie spływu dla obu konfiguracji złączy wykonanych narzędziami z różnymi trzpieniami. W przypadku gdy po stronie natarcia znajduje się stop 7075, ziarna są silnie wydłużone zgodnie z kierunkiem odkształcenia materiału w trakcie procesu zgrzewania. W odwrotnej konfiguracji obszar odkształconych ziaren jest znacznie węższy, a same ziarna mają zdecydowanie mniejsze rozmiary. Efekt wydłużenia ziaren stopu 5083 nie jest tak widoczny jak w stopie 7075. Różnice w kształcie i wielkości ziaren w strefie cieplno-plastycznej po stronie natarcia zależą przede wszystkim od mikrostruktury wyjściowej zgrzewanych stopów. Natomiast na mikrostrukturę strefy cieplno-plastycznej po stronie spływu istotny wpływ ma kształt narzędzia. W złączach wykonanych narzędziem z trzpieniem Whorl (w obu konfiguracjach, rys. 65) i narzędziem z trzpieniem Triflute (w konfiguracji 5083-7075, rys. 66b) granica strefa mieszania/strefa cieplno-plastyczna po stronie spływu jest wyraźniejsza niż w pozostałych złączach, a mikrostruktura przypomina tę obserwowaną po stronie natarcia w złączach, w których stop 7075 umiejscowiony był po tej stronie.



Rys. 64. Mikrostruktura granicy strefy mieszania ze strefą cieplno-plastyczną po stronie natarcia i spływu w złączach w konfiguracji: a) 7075-5083; b) 5083-7075; narzędzie z trzpieniem stożkowym



Rys. 65. Mikrostruktura granicy strefy mieszania ze strefą cieplno-plastyczną po stronie natarcia i spływu w złączach w konfiguracji: a) 7075-5083; b) 5083-7075; narzędzie z trzpieniem Whorl



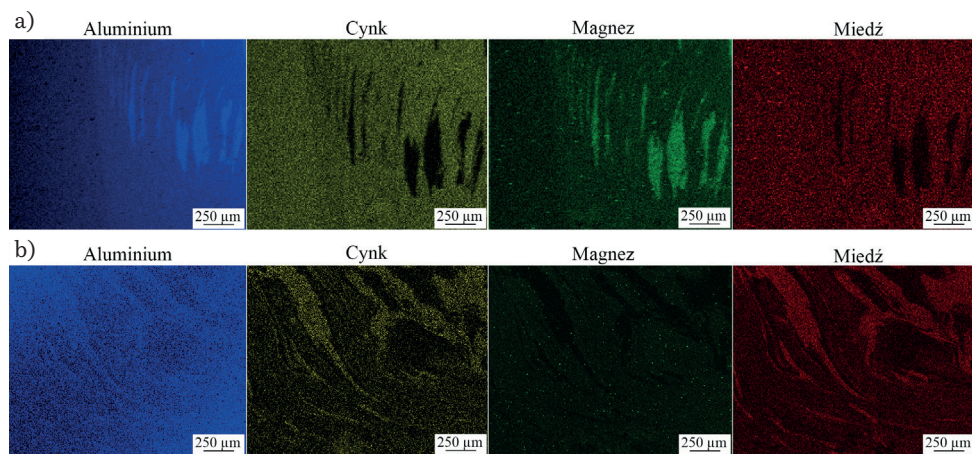
Rys. 66. Mikrostruktura granicy strefy mieszania ze strefą cieplno-plastyczną po stronie natarcia i spływu w złączach w konfiguracji: a) 7075-5083; b) 5083-7075; narzędzie z trzpieniem Triflute

Strefa mieszania stanowi najbardziej złożoną część złącza pod względem mikrostruktury, co wynika z intensywnego mieszania materiałów oraz wzajemnego oddziaływania między łączonymi stopami w tym obszarze. Kształt strefy mieszania różni się w zależności od konfiguracji złącza oraz kształtu narzędzia (rys. 39–41). Obszar strefy mieszania jest szerszy, gdy stop 5083 umiejscowiony jest po stronie natarcia. Jedynie zastosowanie narzędzia z trzpieniem Whorl przyczynia się do równomiernego mieszania materiałów względem środka złącza.

Analizę wpływu konfiguracji na mikrostrukturę strefy mieszania przeprowadzono na przykładzie złącza wykonanego narzędziem z trzpieniem Triflute. Strefa mieszania w przypadku złącza 5083-7075 charakteryzuje się bardziej złożoną mikrostrukturą niż w konfiguracji, w której stop 7075 znajdował się po stronie natarcia, a stop 5083 po stronie spływu. Efektywniejsze wymieszanie materiałów, a w konsekwencji bardziej zróżnicowaną mikrostrukturę widoczną w złączu 5083-7075, można powiązać z ilością ciepła dostarczonego w trakcie zgrzewania. Całkowita energia liniowa wprowadzona do złącza 5083-7075 wynosiła 101,3 kJ, a energia liniowa wprowadzona do złącza o konfiguracji 7075-5083 była niższa i wynosiła 90,5 kJ. Wskazuje to na większą ilość wprowadzonego ciepła w konfiguracji 5083-7075. Umieszczenie materiału o wyższym naprężeniu płynięcia (5083) po stronie natarcia skutkowało osiągnięciem wyższej maksymalnej temperatury zgrzewania w porównaniu z konfiguracją odwrotną. Przy stałych pozostałych parametrach zgrzewania

ilość wytwarzanego ciepła oraz uzyskiwana temperatura są zatem jednoznacznie zależne od rozmieszczenia stopów w złączu zgrzewanym. Do podobnych wniosków doszli Reza-E-Rabby i współautorzy (2015), wskazując, że wyższa temperatura podczas zgrzewania występowała wtedy, gdy stop aluminium 2050 o wyższym naprężeniu płynięcia znajdował się po stronie natarcia, a stop 6061 o niższym naprężeniu płynięcia po stronie spływu. Autorzy tej pracy zasugerowali, że temperatura zgrzewania może być związana z powierzchnią styku narzędzia z materiałem zgrzewanym lub z różnicami w przewodnictwie cieplnym pomiędzy łączonymi stopami.

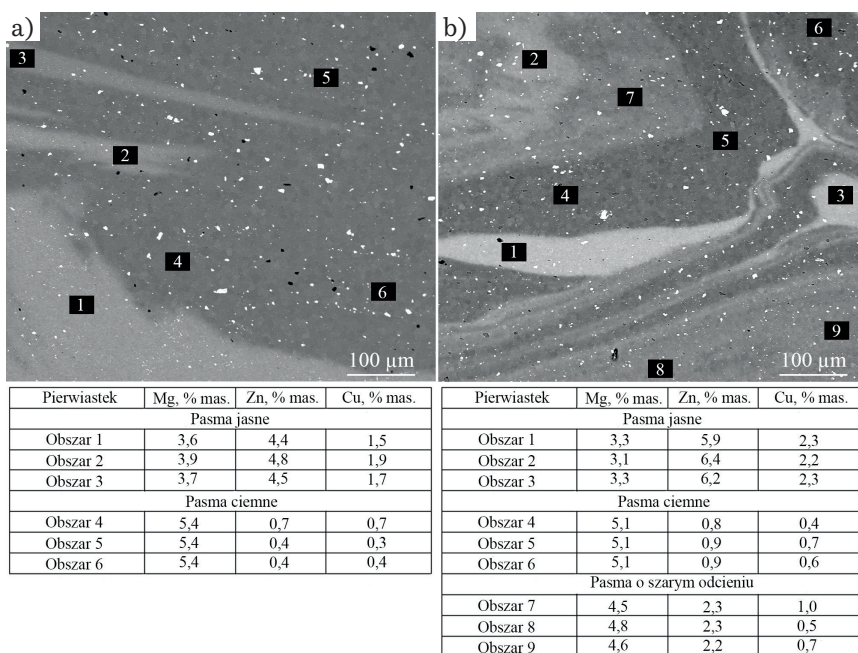
Intensywność wymieszania stopów w zależności od konfiguracji uwidoczono także za pomocą map rozkładu pierwiastków (rys. 67). W złączu, w którym stop 5083 znajdował się po stronie natarcia, widoczne jest większe zróżnicowanie pierwiastków w pasmach, świadczące o pełniejszym wymieszaniu stopów. Ponadto rozmieszczenie stopów wpływa na skład chemiczny strefy zmieszania. Konfiguracja złącza decydowała o tym, który stop miał największy udział w zgrzeinie. W złączu 7075-5083 dominowały cynk, magnez i miedź, przy czym lokalnie występowały pasma o podwyższonej zawartości magnezu. Natomiast w złączu 5083-7075 strefa zmieszania była zdominowana przez magnez, z jednoczesnym występowaniem pasm bogatych w cynk, magnez i miedź. Zatem dominujący obszar w strefie zgrzewania zawiera głównie pierwiastki pochodzące ze stopu znajdującego się po stronie natarcia.



Rys. 67. Mapa rozkładu pierwiastków w strefie zmieszania po stronie natarcia:
a) konfiguracja 7075-5083; b) konfiguracja 5083-7075

W przypadku konfiguracji 7075-5083 mikrostruktura przypomina charakterystyczną dla jednoimiennych złączy FSW strukturę „pierścieni cebuli” (Threadgill i in., 2009). Mikrostruktura ta jest szczególnie widoczna w dolnej części złącza po stronie natarcia (obszar E na rysunku 61). Analiza EDS przeprowadzona w tym obszarze wykazała, że materiałem dominującym jest stop 7075, a dodatkowo obecne

są pasma stopu 5083 (rys. 67a). Pasma te nie pokrywają się jednak w pełni z obserwowaną strukturą „pierścieni cebuli”. Możliwe, że powstanie tej struktury wynika nie tylko z mieszania zgrzewanych stopów, lecz także ze zmian temperatury w poszczególnych obszarach w stopie 7075, prowadzących do formowania dodatkowych pasm. Założenie to potwierdzają badania Hamiltona i współautorów (2013), którzy wykazali, że w trakcie procesu FSW „cieplejszy” materiał z powierzchni przemieszcza się do strefy zmieszania, gdzie przeplata się z „chłodniejszym” materiałem, co prowadzi do powstania charakterystycznego wzoru. Niewątpliwie niejednorodny rozkład temperatury w obrębie złącza ma istotny wpływ na złożoność mikrostruktury formującej się w strefie zmieszania.



Rys. 68. Mikrostruktura pasmowa strefy zmieszania wraz z analizą EDS, SEM BSE: a) złącze 7075-5083; b) złącze 5083-7075

Opracowanie na podstawie (Kalemba-Rec, 2015)

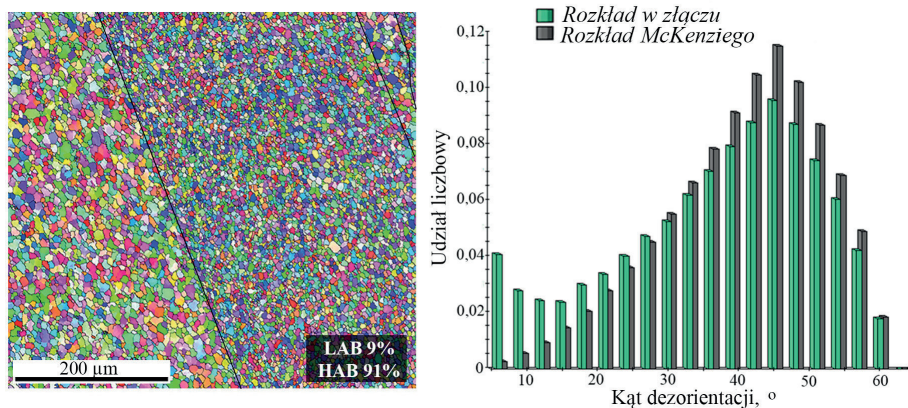
Na rysunku 68 pokazano mikrostrukturę strefy zmieszania uzyskaną za pomocą elektronów wstecznie rozproszonych (ang. *backscattered electrons*, BSE). W strefie zmieszania widoczne są jaśniejsze i ciemniejsze pasma złożone z drobnych, równoosiowych ziaren o różnej wielkości. Ziarna w jaśniejszych pasmach miały rozmiar 2–4 µm, natomiast w pasmach ciemniejszych 5–8 µm. Zróżnicowanie odcieni na obrazie BSE jest konsekwencją kontrastu Z, zależnego od lokalnych zmian średniej liczby atomowej pierwiastków, co znajduje bezpośrednie potwierdzenie w wynikach analizy EDS. Na podstawie analizy EDS stwierdzono, że pasma ciemne odpowiadają

materiałowi stopu 5083, natomiast pasma jaśniejsze materiałowi stopu 7075, co wynika z wyższej zawartości pierwiastków o większej liczbie atomowej w stopie 7075. W konfiguracji złącza 5083-7075, oprócz opisanych wcześniej pasm, zaobserwowano również dodatkowe pasma o szarym odcieniu. Analiza EDS wykazała, że cechują się one niższą zawartością magnezu, a jednocześnie wyższą zawartością cynku i miedzi w porównaniu z pasmami ciemnymi. Skład chemiczny szarych pasm sugeruje, że powstały one w wyniku udziału materiałów pochodzących z obu stopów. Ponadto obserwowane pasma różnią się nanotwardością. Pomiary wykazały, że zarówno w złączu 7075-5083, jak i w złączu 5083-7075 średnia nanotwardość pasm jasnych i ciemnych wynosiła odpowiednio 103 nHV i 132 nHV. Natomiast pasma o szarym odcieniu charakteryzowały się nanotwardością równą 108 nHV. Wyższa temperatura w miejscu mieszania osiągnięta w konfiguracji 5083-7075 sprzyjała zatem formowaniu bardziej złożonej mikrostruktury, obejmującej pasma zawierające pierwiastki obu materiałów rodzimych. Taka złożona mikrostruktura potwierdza większą efektywność mieszania w złączu, w którym stop 5083 znajdował się po stronie natarcia w porównaniu ze złączem, w którym znajdował się on po stronie spływu.

Mały rozmiar i równoosiowy kształt ziaren w strefie mieszania sugerują, że w trakcie procesu FSW dochodzi w tym obszarze do rekryształizacji. Różnice w wielkości ziaren pomiędzy poszczególnymi pasmami (pochodzącymi ze stopu 7075, stopu 5083 oraz z obu stopów) mogą jednak wskazywać na zróżnicowane tempo rekryształizacji bądź na występowanie dodatkowych zjawisk, takich jak rozpuszczanie i/lub ponowne wydzielanie się faz wtórnych. Zjawiska te są bezpośrednio związane z odmiennym składem chemicznym, mikrostrukturą wyjściową oraz mechanizmami umocnienia charakterystycznymi dla zgrzewanych stopów.

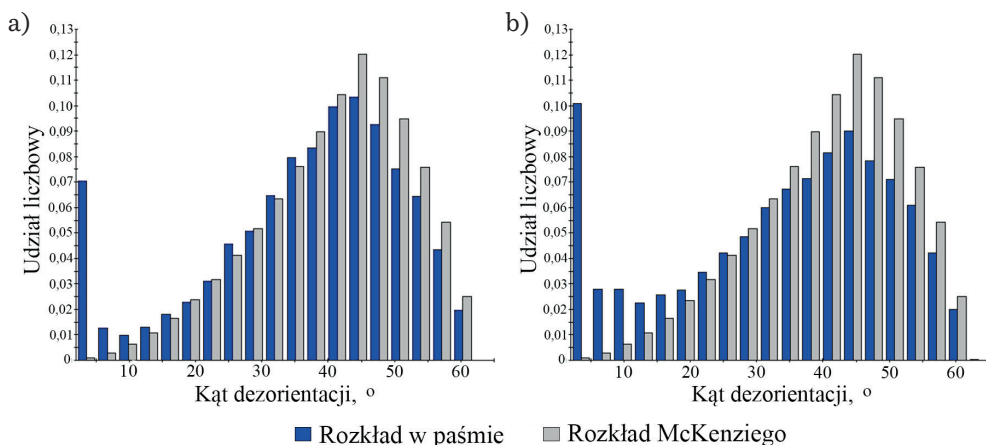
Proces zarodkowania i wzrostu nowych ziaren zależy przede wszystkim od takich czynników, jak: szybkość odkształcenia, temperatura, początkowy rozmiar ziarna, skład chemiczny, a także wielkość i rozmieszczenie cząstek faz wtórnych (Polmear, 2006). Jak wskazuje literatura (Blum i in., 1996; Shi i in., 2014) mechanizmy rekryształizacji różnią się w zależności od rodzaju stopu. W przypadku stopu 7075 zakłada się występowanie ciągłej lub nieciągłej rekryształizacji dynamicznej, podczas gdy stop 5083 może ulegać rekryształizacji geometrycznej. Etter i współautorzy (2007), którzy badali złącza FSW blach ze stopu aluminium 5251 różniących się stanem wyjściowym, stwierdzili, że w materiale walcowanym na zimno (5251-H14) zachodziła rekryształizacja dynamiczna ciągła, natomiast w złączach ze stopu wcześniej wyżarzanego (5251-O) zachodziła rekryształizacja geometryczna. Można zatem założyć, że mechanizmy rekryształizacji w poszczególnych stopach tworzących złącze różniomienne są bezpośrednio związane z dominującymi mechanizmami ich umocnienia.

Rysunek 69 przedstawia mikrostrukturę fragmentu strefy mieszania, w której widoczne są pasma o większym i mniejszym ziarnie. W strefie mieszania dominują ziarna o granicach dużego kąta (powyżej 90%). Rozkład kątów dezorientacji ziaren, analizowany łącznie dla obu pasm, odpowiada rozkładowi McKenziego, opisującemu rozkład dezorientacji granic ziaren w niesteksturowanym polikryształie o strukturze regularnej (McKenzie, 1958). Zbieżność ta stanowi pośrednio potwierdzenie procesu rekryształizacji.



Rys. 69. Mikrostruktura strefy zmieszania wraz z rozkładem kąta dezorientacji granic ziaren (LAB – udział granic małego kąta, HAB – udział granic dużego kąta); EBSD

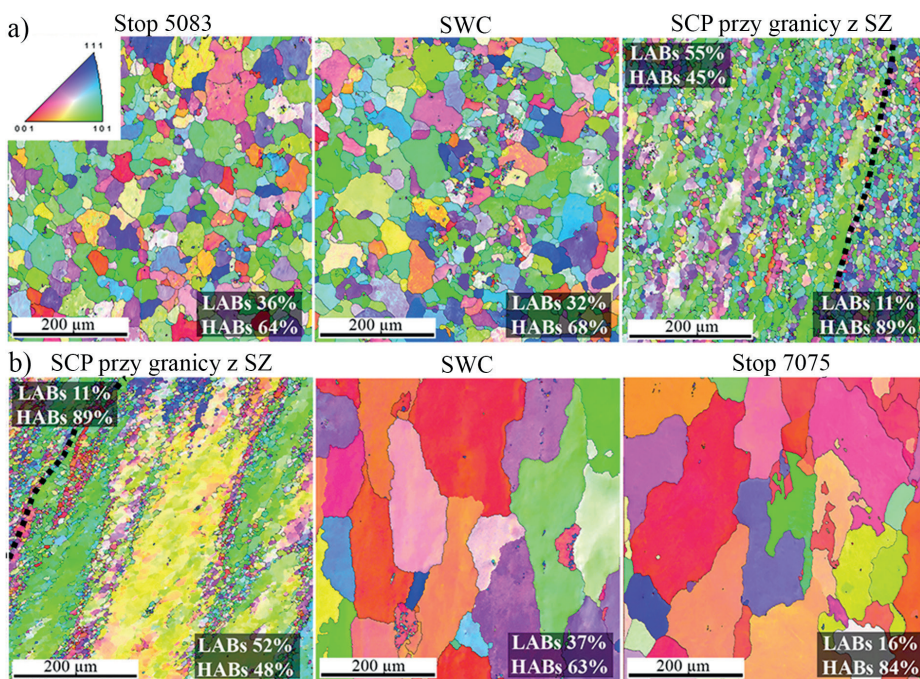
Szczegółowa analiza poszczególnych pasm pod kątem charakterystyki granic międzyziarnowych ujawniła istotne różnice w ich rozkładzie (rys. 70). W pasmach ze stopu 7075 ziarna uległy pełniejszej rekrytalizacji, co potwierdza wyższy udział granic dużego kąta i lepszą zgodność z rozkładem McKenziego (rys. 70a). Z kolei w pasmach stopu 5083 odnotowano wyraźnie większą liczbę granic małego kąta (rys. 70b), świadczących o obecności dyslokacji i niepełnym przebiegu procesu rekrytalizacji. Wyniki te potwierdzają odmienność mechanizmów rekrytalizacji w obu stopach: w stopie 7075 proces przebiega intensywniej, natomiast w stopie 5083, mimo wystąpienia rekrytalizacji, część ziaren podlega tylko zdrowieniu dynamicznemu, o czym świadczy większa liczba granic małego kąta.



Rys. 70. Rozkład kąta dezorientacji granic ziaren: a) w pasmach stopu 7075; b) w pasmach stopu 5083

Bez względu na konfigurację w każdym złączu stopów 5083 i 7075 oprócz strefy zmieszania można wyróżnić pozostałe charakterystyczne strefy mikrostrukturalne: strefę cieplno-plastyczną, strefę wpływu ciepła oraz materiał rodzimy (rys. 61, 62). Każda z wymienionych stref różni się szerokością i mikrostrukturą w zależności od umiejscowienia danego stopu po stronie natarcia i spływu, o czym wspomniano wcześniej. Mimo tych różnic poszczególne obszary wykazują typowe cechy mikrostrukturalne, wynikające z odmiennego sposobu oddziaływania energii cieplnej i intensywności odkształcenia plastycznego. W strefie cieplno-plastycznej obserwuje się wydłużenie ziaren, co jest efektem jednoczesnego działania wysokiej temperatury i odkształcenia. Natomiast poddana zmianom temperatury strefa wpływu ciepła charakteryzuje się rozrostem ziaren. Materiał rodzimy pozostaje praktycznie niezmieniony, zachowując swoją pierwotną mikrostrukturę.

Typową mikrostrukturę każdej ze stref przedstawiono na rysunku 71. Strefa cieplno-plastyczna podlegająca działaniu znacznym gradientom odkształcenia i temperatury charakteryzuje się zróżnicowaną wielkością ziaren oraz obecnością wydłużonych ziaren i podziaren (duży udział granic małego kąta 2–20°) wskazujących na kierunek przepływu materiału.



Rys. 71. Mikrostruktura stref złącza FSW w formie mapy orientacji krystalograficznej ziaren wraz z udziałem kątów dezorientacji granic ziaren

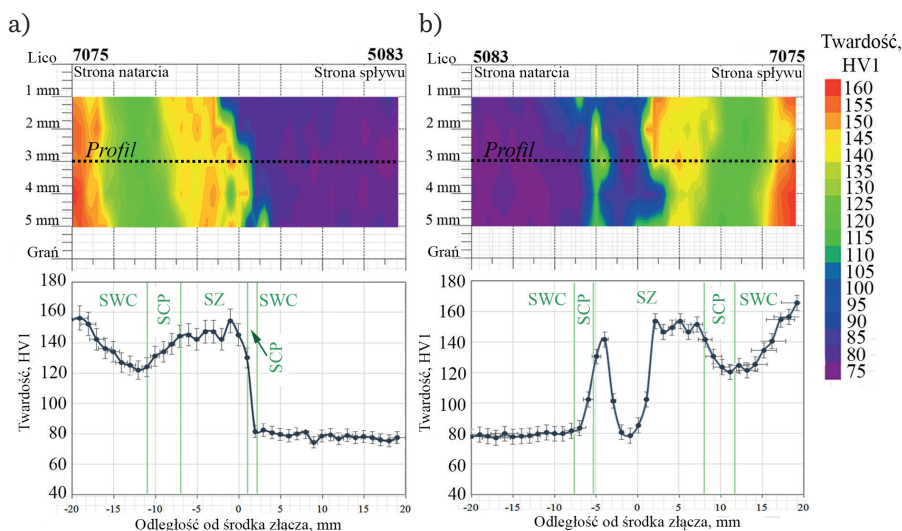
(LAB – udział granic małego kąta, HAB – udział granic dużego kąta):

a) po stronie stopu 5083; b) po stronie stopu 7075; powierzchnia górna; EBSD

Opracowanie na podstawie (Kalemba-Rec i in., 2016)

Wielkość i stopień wydłużenia ziaren różni się w zależności od strony złącza i od stopu umiejscowionego po danej stronie. Na rysunku 71 oprócz wydłużonych ziaren w strefie ciepło-plastycznej obserwuje się lokalnie obecność drobnych ziaren. Choć zazwyczaj w obszarze tym nie dochodzi do rekryształacji (Threadgill, 1997), to w analizowanym przypadku badany fragment strefy ciepło-plastycznej zlokalizowany jest w pobliżu górnej powierzchni złącza. W rezultacie intensywne oddziaływanie kołnierza narzędzia mogą występować tam bardzo duże odkształcenia plastyczne, sprzyjające lokalnemu powstawaniu drobnoziarnistej mikrostruktury. O możliwości wystąpienia rekryształacji w strefie ciepło-plastycznej wspominali między innymi dos Santos i współautorzy (2018). W strefie wpływu ciepła, która podlega jedynie działaniu podwyższonej temperatury bez znaczącego odkształcenia, obserwuje się nieznaczny wzrost wielkości ziarna w porównaniu z materiałem rodzimym. Rozkład granic ziaren po stronie stopu 5083 jest zbliżony do rozkładu w materiale rodzimym. Po stronie stopu 7075 udział granic małego kąta jest większy niż w stopie wyjściowym 7075. Natomiast obszar materiału rodzimego (bez względu na rodzaj stopu) zachowuje swoją pierwotną mikrostrukturę, stanowiąc punkt odniesienia dla oceny zmian zachodzących w pozostałych strefach.

Poszczególne strefy mikrostrukturalne znajdują odzwierciedlenie w wynikach pomiarów twardości (rys. 72). Zmiany twardości, wyraźnie widoczne na mapach, są zgodne z wcześniej opisanymi różnicami mikrostrukturalnymi, również w obrębie samej strefy mieszania. Analiza profili twardości umożliwia wyodrębnienie charakterystycznych stref powstających w procesie FSW oraz oszacowanie ich szerokości (określonej na wysokości połowy grubości złącza).



Rys. 72. Mapa rozkładu i profil twardości w złączach w zależności od umiejscowienia stopów: a) stop 7075 po stronie natarcia; b) stop 5083 po stronie natarcia; narzędzie z trzpieniem Triflute

Opracowanie na podstawie (Kalemba-Rec i in., 2017)

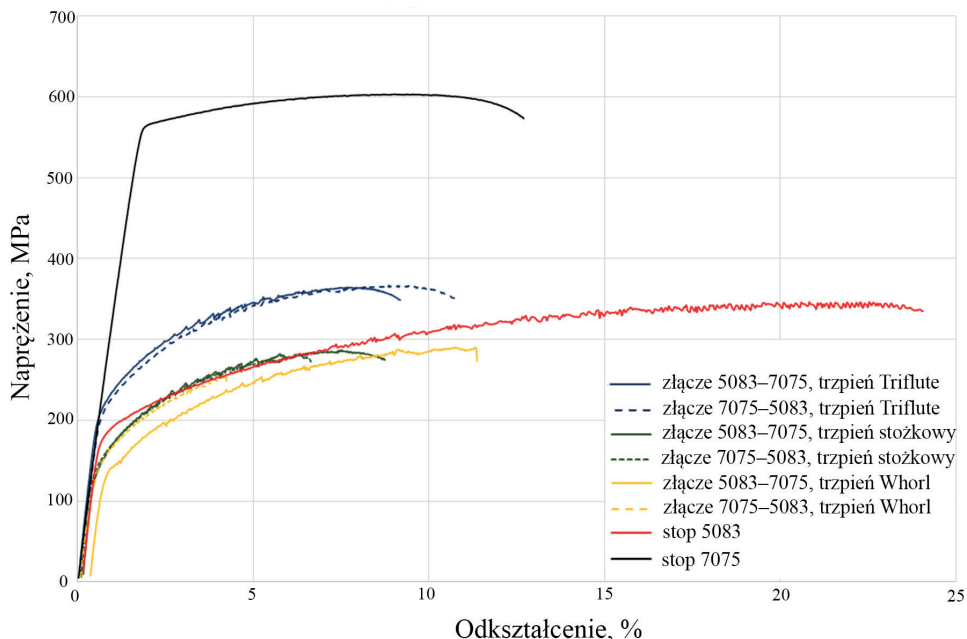
W przypadku konfiguracji 7075-5083 szerokość strefy mieszania wynosiła około 8 mm i była mniejsza niż w konfiguracji odwrotnej, w której wynosiła około 13 mm. W strefie mieszania, zwłaszcza w przypadku konfiguracji 5083-7075, zaobserwowano duże zmiany twardości, które mogą być związane z różnicami w twardości pomiędzy pasmami pochodzącymi ze stopów 5083 i 7075. Podobne obserwacje poczynili Khodir i Shibayanagi w złączach stopów 2024 i 7075 (Khodir i Shibayanagi, 2007).

W pobliżu środka złącza 5083-7075, po stronie natarcia, odnotowano obniżenie twardości do poziomu 80 HV1, co odpowiada wartości twardości wyjściowego stopu 5083. Wynik sugeruje, że w tej części strefy mieszania dominował właśnie ten stop. Pomimo intensywnego odkształcenia plastycznego oraz podwyższonej temperatury, prowadzących w strefie mieszania do dynamicznej rekrytalizacji i znacznego rozdrobnienia ziarna (rys. 61), nie zaobserwowano wzrostu twardości. Pozostała ona na poziomie charakterystycznym dla materiału wyjściowego. Choć mechanizm umocnienia granicami ziaren wskazywałyby na wzrost twardości w porównaniu z materiałem rodzimym, uzyskane wyniki tego nie potwierdzają. Przyczyną takiej obserwacji jest jednak stan wyjściowy materiału. Zgrzewane blachy stopu 5083 były umocnione roztworowo i odkształceniowo w wyniku walcowania na zimno. Podczas procesu FSW na skutek jednoczesnego działania podwyższonej temperatury i intensywnego ścinania efekt umocnienia odkształceniowego mógł zostać częściowo usunięty przez dynamiczne zdrowienie oraz dynamiczną rekrytalizację, a także relaksację naprężeń wewnętrznych. W złączu o konfiguracji 7075-5083 zmiany twardości w strefie mieszania nie są już tak wyraźne. Wartość twardości w samym centrum zgrzeiny osiągnęła 145 HV1 dla konfiguracji 7075-5083 oraz 85 HV1 dla konfiguracji 5083-7075, co wskazuje na uzależnienie twardości od stopnia wymieszania materiałów. W przypadku obu konfiguracji odnotowano obniżenie twardości w strefie ciepło-plastycznej. Po stronie stopu 7075 szerokość SCP wynosi około 4 mm, a twardość spada o około 25 HV1. Natomiast po stronie stopu 5083 strefa ta jest węższa (1–2 mm), co skutkuje gwałtowniejszym obniżeniem twardości. W strefie wpływu ciepła wartości twardości różnią się w zależności od strony złącza i jego konfiguracji. Po stronie stopu 5083 twardość SWC odpowiada twardości materiału wyjściowego i wynosi około 80 HV1. Z kolei po stronie stopu 7075 obserwuje się wzrost twardości od 120 HV1 do 160 HV1 w badanym zakresie.

Jednoznaczny wpływ konfiguracji złącza na twardość nie został stwierdzony. Umieszczenie stopów nie miało wpływu na maksymalną twardość w SZ w złączach wykonywanych narzędziem z trzpieniem Triflute i Whorl. Natomiast w przypadku złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem stożkowym obserwowano różnice w maksymalnej twardości w strefie mieszania: w złączach 7075-5083 wynosiła nawet 180 HV1, a w odwrotnej konfiguracji około 160 HV1 (rys. 54). W zależności od konfiguracji strefa o najwyższej twardości znajdowała się w pobliżu strony natarcia i środka złącza (w złączach 7075-5083) lub strony spływu (w złączach 5083-7075).

Przy zastosowanych parametrach procesu FSW konfiguracja stopów nie miała również istotnego wpływu na wytrzymałość złączy, co potwierdzają krzywe

rozciągania (naprężenie – odkształcenie) przedstawione na rysunku 73. W przypadku większości złączy, w których nie występowały niezgodności, wykazano nieznacznie wyższe wartości wytrzymałości na rozciąganie dla konfiguracji, w której stop 7075 znajdował się po stronie natarcia, jednak różnica ta nie przekraczała 5 MPa i mieściła się w granicach błędu pomiarowego. Stwierdzono, że właściwości mechaniczne złączy zależą nie tylko od stopnia wymieszania materiałów decydującego o miejscowym stężeniu pierwiastków stopowych, lecz także od mikrostrukturalnych cech, takich jak wielkość i rozkład ziaren czy obecność wydzieleni faz umacniających.



Rys. 73. Reprezentatywne krzywe naprężenie – odkształcenie dla złączy oraz materiałów wyjściowych

Większość opublikowanych badań dotyczących złączy różnoimiennych stopów aluminium koncentruje się na ocenie ich wytrzymałości w zależności od konfiguracji. W szczególności w przypadku łączenia stopów umacnianych wydzieleniowo wykazano, że umiejscowienie stopów po stronie natarcia czy spływu istotnie wpływa na wytrzymałość złącza zgrzewanego. Cole i współautorzy (2014) zaobserwowali, że ostateczna wytrzymałość złącza 6061-7075 zależy od stopu bardziej podatnego na temperaturę podczas zgrzewania. Stwierdzili, że materiał o niższej temperaturze solidus, charakteryzujący się większą podatnością na pogorszenie właściwości mechanicznych w podwyższonej temperaturze, powinien być podczas zgrzewania poddany możliwie najmniejszemu dopływowi ciepła. Wyniki te są zgodne z obserwacjami dotyczącymi złączy 2024-6061 (Ouyang i Kovacevic, 2002).

W przypadku złączy stopów 5083 i 7075 należy zauważyć, że stop 7075 charakteryzuje się znacznie niższą temperaturą solidus (477°C) w porównaniu ze stopem 5083 (591°C) i jest bardziej podatny na miejscowe przegrzanie. Zgodnie z przedstawionymi wynikami badań korzystniejsze jest umieszczenie stopu 5083 po stronie natarcia. W przypadku takiej właśnie konfiguracji (5083-7075) uzyskano lepsze wymieszanie materiałów oraz mniejszą podatność na powstawanie niezgodności wraz ze wzrostem prędkości obrotowej narzędzia. Potwierdza to również zgodność z zaproponowanym założeniem wskazującym na umieszczenie stopu o wyższym naprężeniu płynięcia po stronie natarcia.

W literaturze można znaleźć również odmienne zalecenia. Wielu autorów (Ahmed i in., 2021; Amancio-Filho i in., 2008; Baratzadeh i in., 2011; Subrahmanian i in., 2024) wskazuje, że materiał o wyższej wytrzymałości powinien być umieszczony po stronie natarcia, gdyż poprawia to właściwości mechaniczne złączy różnoimiennych. Argumentuje się to wyższą temperaturą po stronie natarcia złącza, gdzie występują także największe prędkości ścinania. W większości prac dotyczących zgrzewania FSW stopów serii 5xxx i 7xxx (tab. 6) przyjmuje się właśnie to założenie. Z tego względu ponad połowa badań koncentruje się na konfiguracji, w której stop serii 7xxx umieszczany jest po stronie natarcia. Dewangan i współautorzy (2019) badali złącza stopów 7075 i 5083, w których stop 7075 znajduje się po stronie natarcia. Autorzy uzasadniali tę decyzję tym, że umieszczenie materiału o wyższej temperaturze solidus po stronie natarcia poprawi jakość złącza oraz wyeliminuje niezgodności wewnętrzne, np. pustki. Podejście to może jednak budzić wątpliwości, ponieważ w rzeczywistości stop 7075 cechuje się niższą temperaturą solidus niż stop 5083. Warto podkreślić, że stop 7075 odznacza się jednocześnie wyższą wytrzymałością na rozciąganie i niższą temperaturą solidus względem stopu 5083. Lee i współautorzy (2003) wykazali natomiast, że właściwości mechaniczne złączy silniej zależą od stopu umieszczonego po stronie spływu, gdyż strefa zmieszania jest zbudowana przede wszystkim z materiału znajdującego się w tej części.

W próbach rozciągania pęknięcia próbek, w których nie stwierdzono niezgodności, zawsze następowały w materiale wyjściowym stopu 5083, w odległości około 30 mm od osi złącza (rys. 58). Warto podkreślić, że w złączu o konfiguracji 5083-7075 nie zaobserwowano pęknięcia w strefie zmieszania, gdzie wartości twardości odpowiadały poziomowi stopu 5083. Konfiguracja złączy nie wpływa na charakter przełomów próbek wytrzymałościowych.

Badania wykazały, że konfiguracja złącza FSW wpływa na sposób połączenia stopów i ilość wytwarzanego ciepła. Potwierdzono, że wyższą jakość złączy stopów różnoimiennych uzyskuje się, gdy materiał o wyższym naprężeniu płynięcia znajduje się po stronie natarcia. Ze względu na wyższą temperaturę w tym obszarze łatwiej dochodzi do redukcji naprężenia płynięcia i lepkości, co sprzyja lepszemu przepływowi materiału.

Mikrostruktura w strefie zmieszania odzwierciedla charakter przepływu materiałów. Przy większej ilości wytworzonego ciepła mikrostruktura jest bardziej złożona, co zaobserwowano w przypadku złączy, w których stop 5083 znajdował się

po stronie natarcia. W złączach 5083-7075 obserwowano intensywniejszy i bardziej równomierny przepływ. Typowe strefy mikrostrukturalne (strefa zmieszania, strefa cieplno-plastyczna, strefa wpływu ciepła i materiał rodzimy) występowały niezależnie od konfiguracji, jednak największe różnice mikrostrukturalne widoczne były w strefie zmieszania. Tworzyły ją naprzemienne pasma łączonych stopów 5083 i 7075 o różnej wielkości ziaren: drobniejszych w paśmie stopu 7075 i większych w paśmie stopu 5083. W złączu wykonanym narzędziem z trzpieniem Tri-flute, w konfiguracji 5083-7075, temperatura była wystarczająca do powstawania dodatkowych pasm o mieszanym składzie. W strefie zmieszania zachodził proces rekrytalizacji, ale przebiegał różnie w zależności od stopu.

Konfiguracja złącza nie miała istotnego wpływu na wytrzymałość na rozciąganie próbek bez niezgodności. Wszystkie próbki, w których nie stwierdzono niezgodności, pękały po stronie bardziej plastycznego stopu 5083.

8. Kształtowanie mikrostruktury i właściwości mechanicznych złącza w zależności od kształtu narzędzia

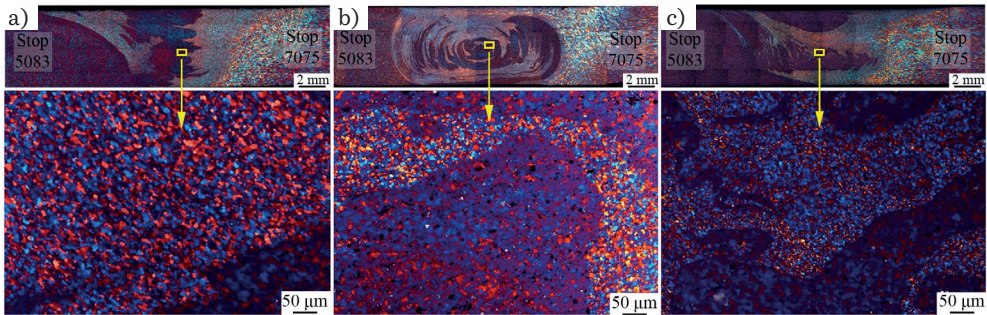
Kształt narzędzia wpływa bezpośrednio na sposób przepływu uplastycznionego materiału w strefie zmieszania oraz na ilość wytwarzanego ciepła w wyniku tarcia pomiędzy narzędziem a materiałem zgrzewanym. Jednym z kluczowych elementów konstrukcji narzędzia jest profil trzpienia. Dlatego dobór właściwego kształtu narzędzia, ze szczególnym uwzględnieniem profilu trzpienia, stanowi jeden z najważniejszych czynników wpływających na proces FSW i uzyskanie złącza zgrzewanego o wysokiej jakości.

Znaczenie kształtu narzędzia dla jakości uzyskanych złączy określiła analiza wpływu prędkości obrotowej narzędzia oraz konfiguracji złącza. W celu porównania wpływu kształtu trzpienia na kształtowanie mikrostruktury wykorzystano zestaw optymalnych parametrów procesu, określonych na podstawie wcześniejszych etapów badań. Wstępna ocena jakości złączy wykazała istotne i interesujące spostrzeżenie: niezależnie od zastosowanego kształtu trzpienia najwyższą jakość złącza, tj. charakteryzującą się pełnym wymieszanym materiałem i brakiem niezgodności, uzyskano przy prędkości obrotowej narzędzia wynoszącej 355 obr/min i w konfiguracji złącza, w której stop 5083 znajdował się po stronie natarcia, a stop 7075 po stronie spływu.

Na rysunku 74 przedstawiono mikrostrukturę złączy 5083-7075 uzyskanych w procesie FSW przy zastosowaniu trzech rodzajów narzędzi z trzpieniem stożkowym gwintowanym, Whorl i Triflute. Analiza ujawniła wyraźne różnice w kształcie strefy zmieszania. Zróznicowanie to jest bezpośrednio związane z odmiennym sposobem przepływu plastycznego materiału, na który wpływ ma kształt trzpienia oraz specyficzne cechy jego powierzchni, tj. gwint czy rowki.

W przypadku trzpienia stożkowego gwintowanego przepływ materiału odbywa się głównie wzdłuż linii śrubowej gwintu, co sprzyja formowaniu strefy zmieszania ściśle odwzorowującej kształt narzędzia. Powstała strefa zmieszania (rys. 74a) przyjmuje kształt trapezu, który od powierzchni górnej ku dolnej wyraźnie się

zweża, osiągając u podstawy szerokość niemal trzykrotnie mniejszą. Znacznie większa szerokość strefy zmieszania w pobliżu górnej powierzchni złącza wynika z intensywnego oddziaływania kołnierza.

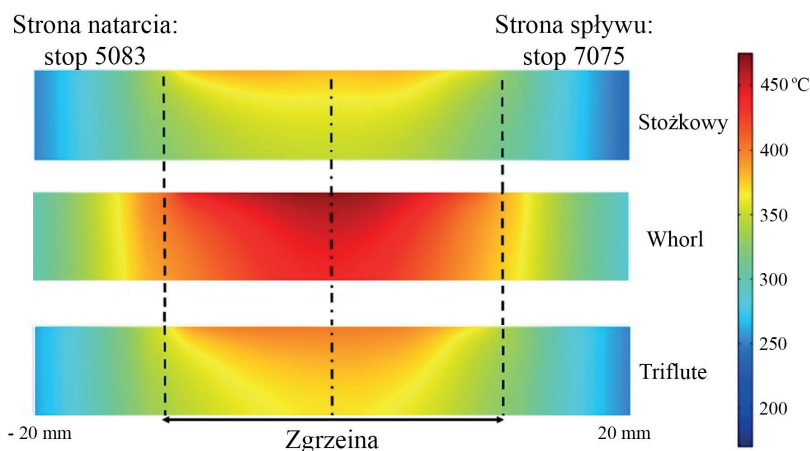


Rys. 74. Mikrostruktura złączy 5083-7075 wykonanych za pomocą narzędzi z różnym kształtem trzpienia: a) stożkowy gwintowany; b) Whorl; c) Triflute; LM światło spolaryzowane

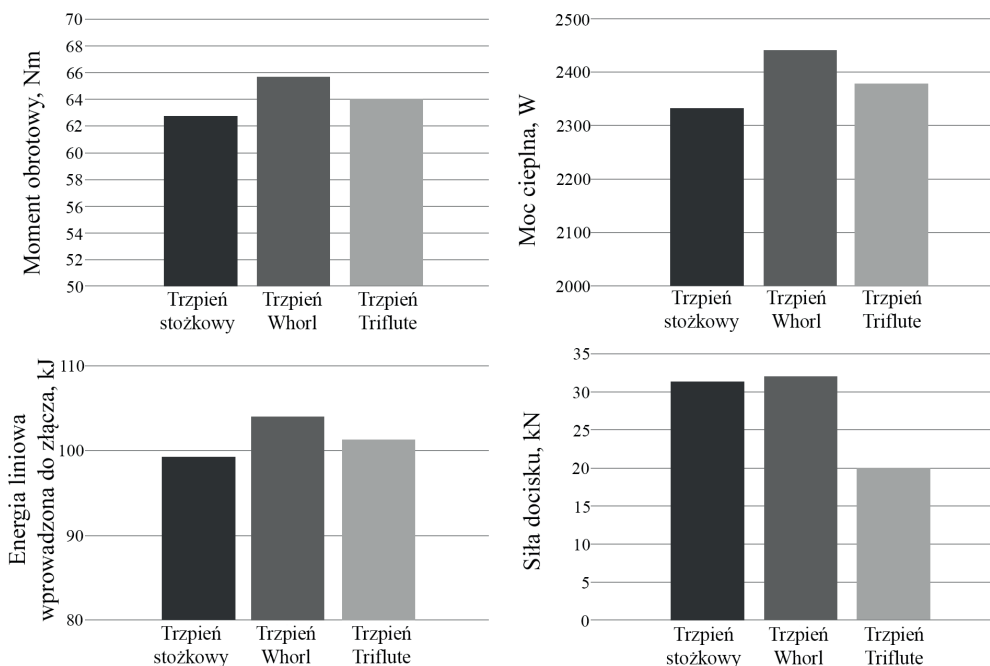
Trapezowy kształt strefy zmieszania obserwuje się również w złączy wykonanym narzędziem z trzpieniem Triflute (rys. 74c). W tym przypadku strefa jest jednak szersza w dolnej części złącza. Wynika to z faktu, że trzpień Triflute, w porównaniu z trzpieniem stożkowym, ma większą powierzchnię kontaktu z materiałem zgrzewanym dzięki obecności rowków. Zwiększona powierzchnia kontaktu sprzyja wytwarzaniu większej ilości ciepła w wyniku tarcia oraz intensywniejszemu uplastycznieniu materiału. Wyższa temperatura i intensywniejsze odkształcenie plastyczne prowadzą do łatwiejszego przemieszczania się materiału, co zwiększa objętość mieszanego materiału w procesie i rozszerza strefę zmieszania w obszarze oddziaływania trzpienia. Złożona, pasmowa mikrostruktura w tej strefie z wyraźnie widocznym tzw. jądrem zgrzeiny i występującą w nim strukturą „pierścieni cebuli” potwierdza intensywniejsze wymieszanie materiałów. Obecność trzech rowków w trzpieniu sprzyja równomiernemu przepływowi uplastycznionego metalu wokół osi narzędzia.

Odmienny charakter strefy zmieszania uzyskano dla trzpienia Whorl (rys. 74b). W tym przypadku strefa nie ma kształtu trapezowego, lecz jest bardziej równomierna i symetryczna względem osi złącza. Cała jej objętość charakteryzuje się wyrażną strukturą „pierścieni cebuli” obejmującą pełną grubość materiału. Spiralne rowki trzpienia intensyfikują wirowy przepływ uplastycznionego metalu, co skutkuje zwiększeniem szerokości strefy zmieszania. W przypadku trzpienia Whorl uzyskiwany jest korzystny stosunek objętości roboczej (związanej z obecnością gwintu i rowków, dzięki którym zwiększa się objętość materiału aktywnie mieszanego) do objętości statycznej (tj. objętości trzpienia, która tylko wypiera materiał). Jak wskazują Thomas i współautorzy (2003), im większy jest ten stosunek, tym dłuższa jest droga przepływu materiału i wyższa efektywność działania trzpienia.

Szerokość i kształt strefy mieszania są ściśle powiązane z ilością ciepła wytwarzanego podczas procesu FSW. Ciepło w tym procesie powstaje głównie w wyniku dwóch mechanizmów: tarcia na styku narzędzie-materiał zgrzewany oraz odkształcenia plastycznego w materiale zgrzewanym. Według danych literaturowych (Feddal i in., 2025) około 90% ciepła wytwarzane jest na styku kołnierza z powierzchnią zgrzewanych elementów, ze względu na większą powierzchnię kontaktu i działającą siłę normalną, natomiast pozostałe 10% powstaje w rejonie trzpienia, gdzie występuje wysokie odkształcenie ścinające. W przedstawionych badaniach wykazano istotny wpływ kształtu trzpienia na ilość wytwarzanego ciepła. Trzpienie o różnych kształtach działają nieco inaczej, co przekłada się na zmianę charakterystyki strefy mieszania. Na rysunku 75 przedstawiono numerycznie zamodelowany rozkład temperatury w przekroju poprzecznym złączy uzyskanych przy zastosowaniu różnych kształtów trzpienia. Najwyższą temperaturę odnotowano w obszarze górnej powierzchni złącza, co wynika z jednoczesnego oddziaływania kołnierza oraz trzpienia (ciepło powstające w wyniku tarcia kołnierz-powierzchnia łączonych blach oraz ciepło powstające w wyniku tarcia trzpień-materiał złącza). W przypadku trzpienia stożkowego temperatura osiąga najwyższą wartość, około 395°C, przy powierzchni, a następnie obniża się wraz z głębokością złącza, co skutkuje najmniejszym stopniem wymieszania materiałów. W przypadku zastosowania trzpienia Triflute, temperatura wynosi ponad 410°C przy powierzchni i powyżej 370°C w dolnej części złącza, co sprzyja intensywniejszemu mieszaniu stopów. Najwyższą temperaturę osiąga materiał w złączu wytworzonym przy użyciu narzędzia z trzpieniem Whorl (powyżej 480°C). Dodatkowo nie obserwuje się znaczącego spadku temperatury wraz z oddalaniem się od powierzchni, co sprawia, że strefa przepływu materiału oraz stopień wymieszania zgrzewanych stopów są w tym przypadku największe.



Rys. 75. Rozkład temperatury na grubości złącza w płaszczyźnie znajdującej się za trzpieniem dla każdego rodzaju trzpienia

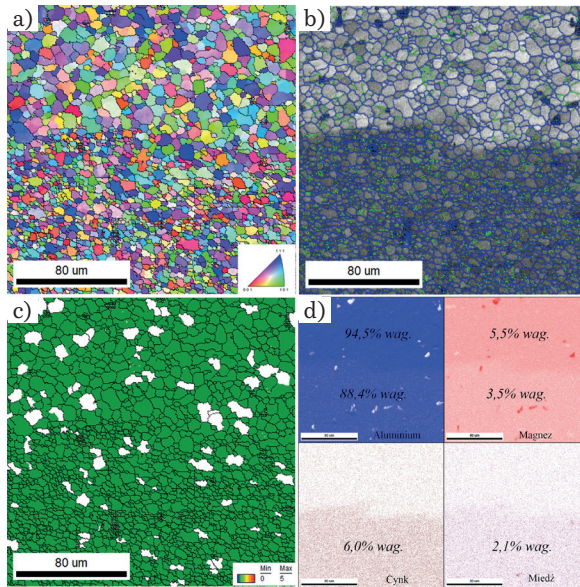


Rys. 76. Zależność momentu obrotowego, mocy cieplnej, energii liniowej wprowadzonej do złącza oraz siły docisku od kształtu trzpienia w procesie FSW; prędkość obrotowa narzędzia 355 obr/min

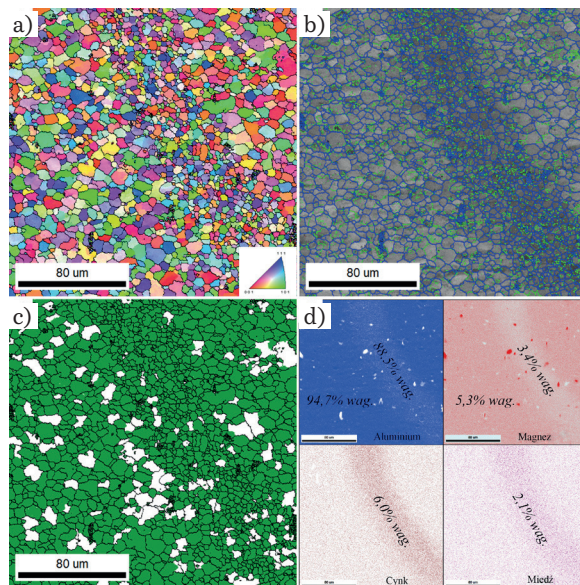
Analiza osiągniętej w złączach temperatury wykazała zgodność z wartościami momentu obrotowego oraz z obliczonymi na ich podstawie mocą cieplną i całkowitą ilością energii liniowej wprowadzanej do złącza (rys. 76). Ponieważ narzędzia mają identyczny kołnierz, a różnią się jedynie kształtem trzpienia, to można przyjąć, że różnice w wyznaczonym momencie obrotowym zależą od kształtu trzpienia oraz od związanego z nim przepływu materiału. Porównanie wartości momentu obrotowego przy zgrzewaniu różnymi trzpieniami wykazało, że najwyższe wartości momentu osiągane są w przypadku trzpienia Whorl, co przekłada się również na wyższą moc cieplną oraz większą ilość energii liniowej wprowadzonej do złącza w porównaniu z pozostałymi trzpieniami. Natomiast trzpień stożkowy charakteryzuje się najniższymi wartościami momentu obrotowego, mocy cieplnej oraz energii liniowej. Zależność pomiędzy kształtem trzpienia a wartością momentu obrotowego wynika z istotnego wpływu powierzchni narzędzia (różnego rodzaju wyżłobienia) na tarcie między materiałem a narzędziem. Zwiększenie powierzchni styku materiału z narzędziem prowadzi do wzrostu momentu obrotowego, ponieważ większa powierzchnia kontaktu intensyfikuje oddziaływanie sił tarcia i sprzyja wytworzeniu większej ilości ciepła.

Na rysunku 76 przedstawiono również wyniki pomiarów siły docisku przy zgrzewaniu dla każdego z kształtów trzpienia. Wyniki wykazały, że zastosowanie trzpienia Triflute wymaga znacznie mniejszej siły docisku (20 kN) w porównaniu z trzpieniami stożkowym (31,3 kN) i Whorl (32 kN). Mniejsza siła docisku oznacza, że materiał poddawany jest mniejszemu obciążeniu mechanicznemu, co może przyczynić się do zmniejszenia odkształceń i naprężeń resztkowych w złączu. Ponadto zmniejszenie siły docisku może zwiększać efektywność procesu – zmniejszać zużycie energii elektrycznej oraz wydłużać trwałość narzędzia, co zostało wykazane w badaniach Akbariego i współautorów (2025). W konsekwencji metoda FSW może być uznawana za zrównoważoną i opłacalną technologię łączenia. W badanych złączach stwierdzono jednak, że wraz ze zmniejszeniem momentu obrotowego, obserwowanym przy wzroście prędkości obrotowej narzędzia, w złączach pojawiały się pustki (tab. 10 i 11 oraz rys. 39–41).

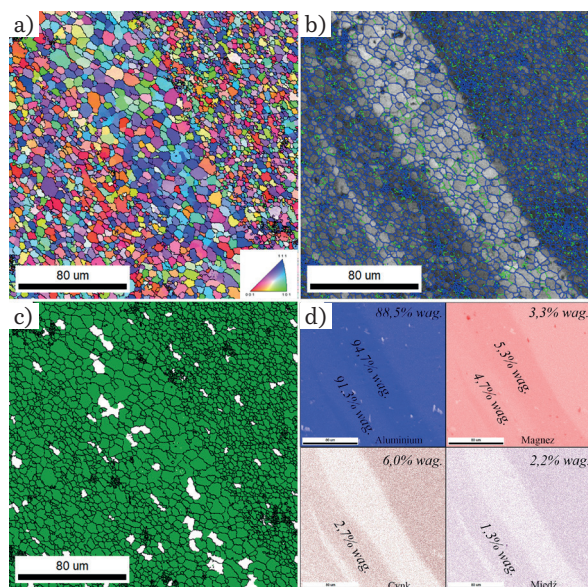
Trzpień narzędzia w procesie FSW odgrywa kluczową rolę w kształtowaniu mikrostruktury strefy mieszania. Zróżnicowana ilość wytwarzanego ciepła oraz odmienny sposób przepływu materiału wynikające z różnych kształtów trzpienia uzasadniają potrzebę szczegółowej analizy tej strefy. Jak wcześniej wskazano, mikrostruktura strefy mieszania składa się z naprzemiennych pasm pochodzących od zgrzewanych stopów. Pasma te charakteryzują się drobnymi, równoosiowymi ziarnami powstałymi w wyniku rekrytalizacji dynamicznej. Na rysunkach 77–79 oraz w tabeli 13 przedstawiono wyniki analizy EBSD poszczególnych pasm strefy mieszania ukazujące wpływ kształtu trzpienia na mikrostrukturę złączy. Mapy orientacji krystalograficznej (ang. *inverse pole figure map, IPF map*) wskazują, że układ orientacji ziaren ma charakter przypadkowy, czyli w strefie mieszania nie występuje wyraźna tekstura krystalograficzna. Dominują granice ziaren dużego kąta, co jednoznacznie potwierdza zajście procesu rekrytalizacji dynamicznej. Jednocześnie zauważalny jest wpływ kształtu trzpienia na proporcje granic małego i dużego kąta (tab. 13). W przypadku zastosowania narzędzi z trzpieniami stożkowym oraz Triflute udział granic małego kąta wynosi nieco powyżej 20%, natomiast w złączu wykonanym narzędziem z trzpieniem typu Whorl udział ten wzrasta do około 40%. Obserwacje te zgodne są z mapą rozkładu parametru GOS (ang. *grain orientation spread*), który według definicji określa średni kąt dezorientacji względem średniej orientacji ziarna, czyli wskazuje na wewnętrzną niejednorodność orientacji w ziarnie. Przyjmuje się, że wartość parametru GOS poniżej 2° świadczy o tym, że ziarna są zrekrytalizowane, pomiędzy $2\text{--}5^\circ$ – o tym, że ziarna są w stanie po zdrowieniu (z podziarnami), a powyżej 5° – o tym, że są one odkształcone. Udział podziaren w złączach wykonanych trzpieniem Whorl jest trochę większy (rys. 77c, 78c i 79c). Może to świadczyć o tym, że przy zastosowaniu trzpienia Whorl mimo wyższej temperatury w strefie mieszania proces rekrytalizacji dynamicznej zachodził wolniej niż w przypadku zastosowania pozostałych trzpieni. Ponadto więcej ziaren tylko po zdrowieniu widocznych jest w pasmach stopu 5083. Jednakże w przypadku wszystkich złączy analiza wartości GOS potwierdziła, że udział ziaren zrekrytalizowanych był dużo większy niż udział ziaren po zdrowieniu w strefie mieszania.



Rys. 77. Wyniki analizy EBSD: a) mapa orientacji krystalograficznej IPF; b) mapa rozkładu granic małego (zielone) i dużego (niebieskie) kąta; c) mapa rozkładu ziaren zrekrystalizowanych (kolor zielony) i ziaren po zdrowieniu (kolor biały); d) analiza EDS w strefie zmieszania złącza; narzędzie z trzpieniem stożkowym



Rys. 78. Wyniki analizy EBSD: a) mapa orientacji krystalograficznej IPF; b) mapa rozkładu granic małego (zielone) i dużego (niebieskie) kąta; c) mapa rozkładu ziaren zrekrystalizowanych (kolor zielony) i ziaren po zdrowieniu (kolor biały); d) analiza EDS w strefie zmieszania złącza; narzędzie z trzpieniem Whorl



Rys. 79. Wyniki analizy EBSD: a) mapa orientacji krystalograficznej IPF; b) mapa rozkładu granic małego (zielone) i dużego (niebieskie) kąta; c) mapa rozkładu ziaren zrekrytalizowanych (kolor zielony) i po zdrowieniu (kolor biały); d) analiza EDS w strefie mieszania złącza; narzędzie z trzpieniem Triflute

Tabela 13

Średnia wielkość ziarna oraz udział granic międzyziarnowych w strefie mieszania, EBSD

Parametry mikrostruktury	Trzpień stożkowy		Trzpień Whorl		Trzpień Triflute		
	pasma stopu 5083	pasma stopu 7075	pasma stopu 5083	pasma stopu 7075	pasma stopu 5083	pasma stopu 7075	pasma 7075/5083
Średnica ziarna [μm]	8,0	5,0	7,8	4,6	6,9	3,9	4,9
Udział granic ziaren małego kąta ($<15^\circ$) [%]	25	24	40	37	26	20	22
Udział granic ziaren dużego kąta ($>15^\circ$) [%]	75	76	60	63	74	80	78

Najbardziej zauważalny wpływ kształtu trzpienia dotyczy wielkości ziarna w poszczególnych pasmach. Przy zastosowaniu trzpienia stożkowego średnia średnica ziarna w pasmach stopu 5083 była równa około $8 \mu\text{m}$, a w pasmach stopu 7075 – $5 \mu\text{m}$. Trzpień Whorl spowodował nieznacznie większe rozdrobnienie ziarna niż trzpień stożkowy (w pasmach stopu 5083 średnia średnica ziarna wynosiła $7,8 \mu\text{m}$, a w pasmach stopu 7075 – $4,5 \mu\text{m}$). W przypadku strefy mieszania złącza

wykonanego trzpieniem Triflute rozmiary ziarna w poszczególnych pasmach materiału są mniejsze niż uzyskane w złączach wykonanych trzpieniem stożkowym i Whorl (w pasmach stopu 5083 – 6,7 μm , a w pasmach stopu 7075 – 3,9 μm). Ponadto zaobserwowano pasmo pośrednie o średniej średnicy ziarna 4,9 μm . Analiza EDS wykazała, że dodatkowe pasmo zawiera więcej magnezu niż stop 7075, a mniej cynku i miedzi, co świadczy o tym, że jest wynikiem wymieszania stopów 5083 i 7075 (rys. 79d). Obecność dodatkowego pasma można przypisać temu, że uplastycznione materiały znajdujące się w przestrzeniach narzędzia, tj. rowkach w trzpieniu Triflute, mogły być poddane dodatkowemu przemieszczaniu spowodowanym wyciskaniem z rowków, co umożliwiło skuteczne wymieszanie, zanim materiały zostały ostatecznie wypchane do strefy zmieszania, o czym pisali Guo i in. (2014) w pracy dotyczącej zgrzewania FSW stopów 6061 i 7075.

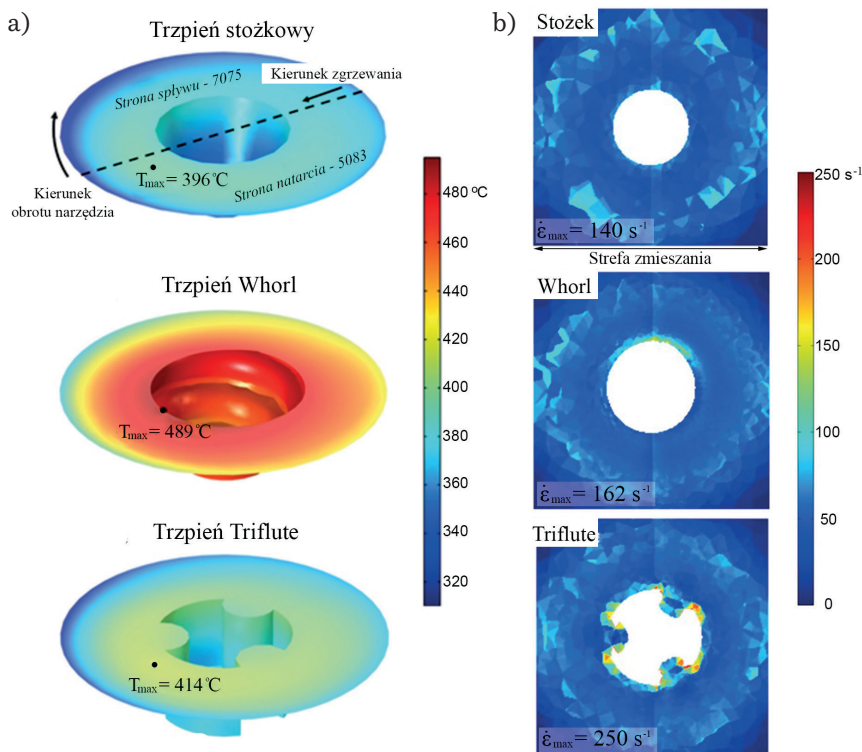
Różnice w wielkości ziarna w pasmach stopów 5083 i 7075 są zależne od przebiegu procesu rekrystalizacji. Drobniejsze ziarno w paśmie stopu 7075 może być spowodowane dodatkiem chromu, który opóźnia rekrystalizację wtórną, czyli wzrost ziarna.

Wielkość ziarna jest kontrolowana głównie przez dwa kluczowe parametry termomechaniczne w procesie FSW: szybkość odkształcenia (s^{-1}) oraz temperaturę maksymalną T (K). Na rysunku 80 przedstawiono wyniki modelowania numerycznego rozkładu temperatury i szybkości odkształcenia na styku narzędzie-materiał na płaszczyźnie w połowie grubości w okolicy trzpienia. Najwyższą temperaturę odnotowano podczas zgrzewania narzędziem z trzpieniem Whorl (489°C), natomiast największą wartość szybkości odkształcenia uzyskano dla trzpienia Triflute (250 s^{-1}), co stanowiło wartość ponad 1,5-krotnie wyższą niż dla pozostałych trzpieni. Z kolei zastosowanie trzpienia stożkowego spowodowało uzyskanie najniższej temperatury (396°C) i szybkości odkształcenia (140 s^{-1}).

Zmiany temperatury (wynikające z ciepła generowanego przez tarcie i odkształcenie) oraz szybkości odkształcenia (związanej z prędkością obrotową narzędzia) wywierają odmienny wpływ na wielkość ziarna. Niższe temperatury oraz wyższe szybkości odkształcenia prowadzą do powstawania drobniejszych ziaren. Efekt ten można wyrazić za pomocą parametru Zenera–Hollomana Z (s^{-1}) (określonego wzorem przedstawionym w rozdziale 7) (Xu i in., 2012).

Należy podkreślić, że energia aktywacji podczas odkształcenia na gorąco stopów metali jest wielkością złożoną i zmienną, zależną od warunków odkształcenia. Precyzyjne określenie jej wartości w warunkach odkształcenia na gorąco nie jest zatem proste (Yang i in., 2024). Wartość energii aktywacji Q różni się w zależności od rodzaju stopu, co oznacza, że parametr Z jest zależny nie tylko od temperatury i szybkości odkształcenia, lecz także od składu chemicznego materiału. W literaturze dostępne są dane dotyczące wartości energii aktywacji dla stopów 5083 i 7075 (Tello i in., 2010; Wells i in., 2003; Yang i in., 2024). Analiza tych danych wskazuje, że najwyższą wartość parametru Z dla obu stopów uzyskano w przypadku trzpienia Triflute. Wyższa wartość parametru Z odpowiada silniejszemu rozdrobnieniu mikrostruktury w wyniku rekrystalizacji dynamicznej. Najmniejsze ziarna w strefie zmieszania (w obu pasmach) uzyskano w złączach wykonanych trzpieniem Triflute, gdzie proces przebiegał przy

wyższej szybkości odkształcenia i niższej temperaturze. Wyniki te są zgodne z przewidywaniami wynikającymi z zależności Zenera–Hollomana i jednoznacznie potwierdzają istotny wpływ kształtu trzpienia na wielkość ziarna w uzyskanym złączu.



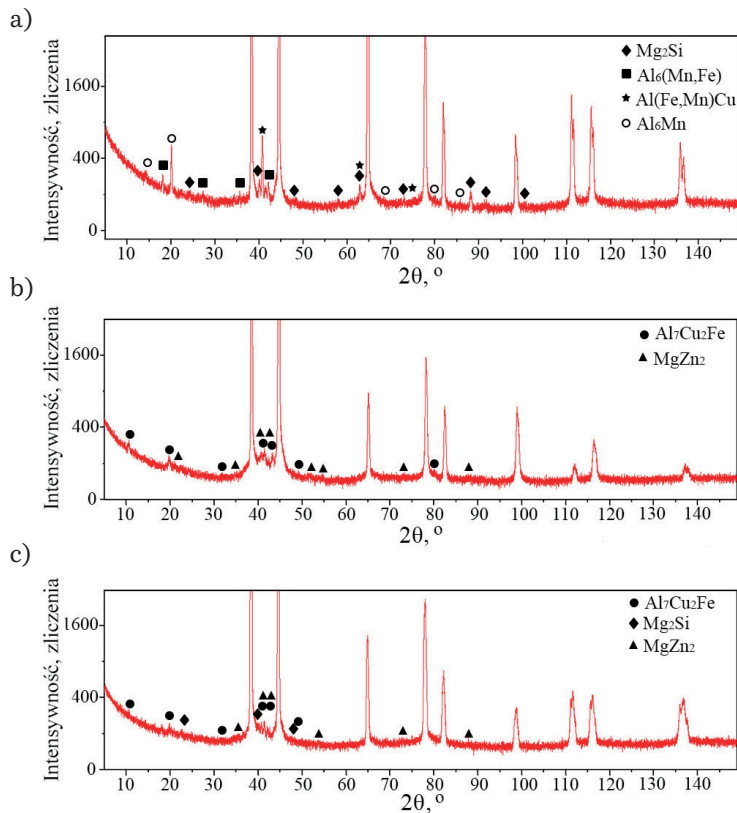
Rys. 80. Model numeryczny dla każdego rodzaju trzpienia:

- a) rozkład temperatury na styku narzędzie-materiał zgrzewany z zaznaczoną lokalizacją maksymalnej temperatury; b) rozkład szybkości odkształcenia w płaszczyźnie środkowej (w połowie grubości) wokół trzpienia

Na rozwój mikrostruktury mogą również wpływać obecne w stopach cząstki drugiej fazy oraz cząstki umacniające, które hamują wzrost ziarna, a także przebieg procesu chłodzenia. Czynniki te mogą prowadzić do odstępstw od prostej zależności $Z \approx 1/d$, gdzie d oznacza średnią średnicę ziarna.

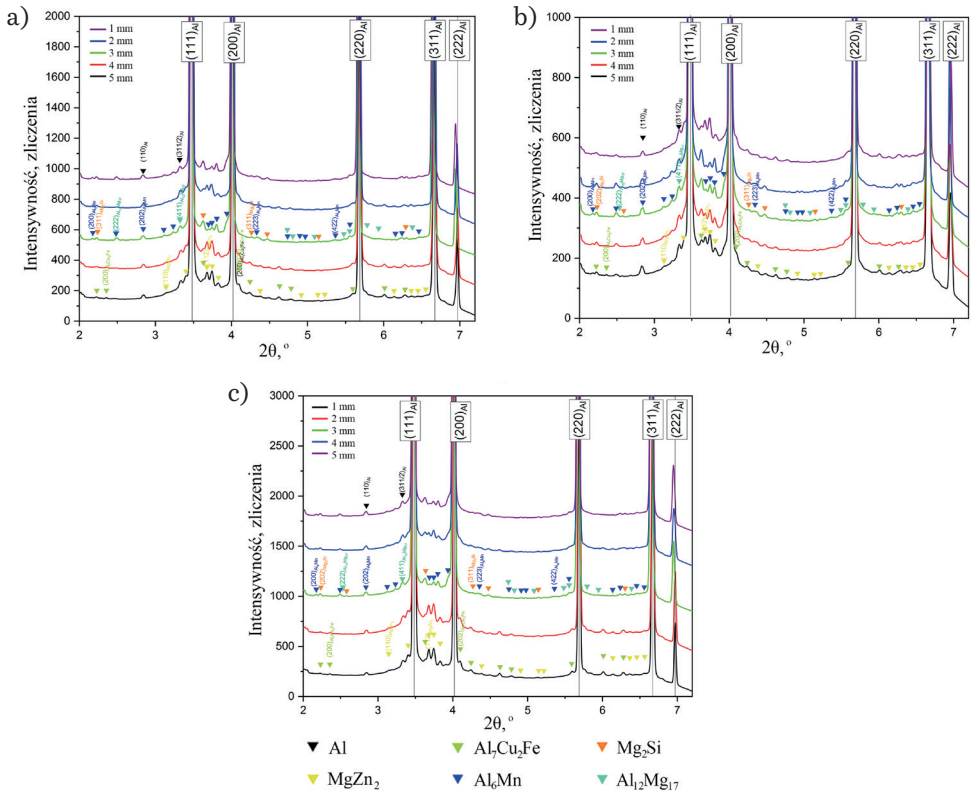
Za pomocą dyfraktometru rentgenowskiego przeprowadzono identyfikację faz obecnych zarówno w zgrzewanych stopach w stanie wyjściowym, jak i w uzyskanym złączu. Wyniki dyfrakcyjnej analizy fazowej wykazały, że w strefie mieszania obecne są fazy charakterystyczne dla stopów 5083 oraz 7075, takie jak Al_6Mn , Mg_2Si oraz $MgZn_2$ i Al_7Cu_2Fe (rys. 81). Zauważono jednak, że w strefie mieszania nie występuje faza $Al_6(Mn,Fe)$, obserwowana w stopie 5083. Należy podkreślić, że interpretacja uzyskanych dyfraktogramów była utrudniona ze względu na

małą intensywność pików, co ograniczało jednoznaczność identyfikacji faz. Z tego względu w celu uzyskania bardziej precyzyjnych i wiarygodnych wyników zastosowano badania z wykorzystaniem synchrotronu, które umożliwiły dokładniejszą analizę składu fazowego w strefie zmieszania.



Rys. 81. Dyfrakcyjna analiza fazowa: a) stop 5083; b) stop 7075; c) złącze 5083-7075; dyfraktometr rentgenowski

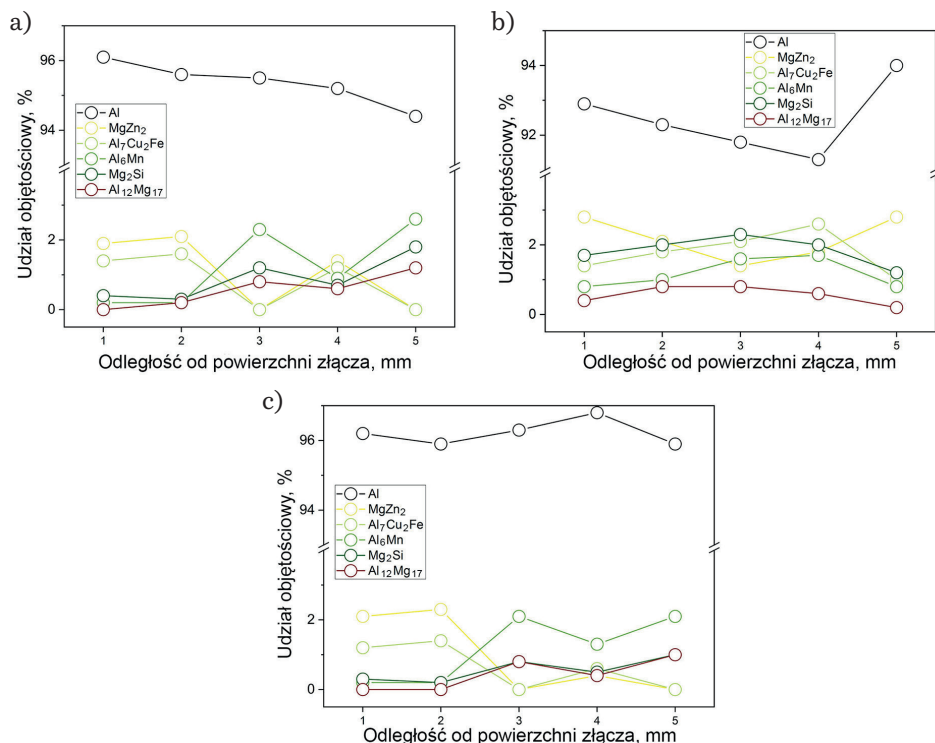
Na rysunku 82 przedstawiono wyniki dyfrakcyjnej analizy fazowej uzyskane za pomocą synchrotronu. Pomiary przeprowadzono w pięciu punktach, zlokalizowanych w odstępach co 1 mm, począwszy od powierzchni złącza. Analiza potwierdziła obecność w strefie zmieszania faz pochodzących od obu stopów. Pomiary wykonane w różnych odległościach od powierzchni złącza także wykazały zjawisko mieszania stopów. Zaobserwowano obszary, w których występują wyłącznie piki charakterystyczne dla faz obecnych w stopie 5083 lub 7075, a także obszary zawierające mieszaninę różnych faz. Wynika to z wielkości obszaru pomiarowego, obejmującego niekiedy więcej niż jedno pasmo materiału. Podobny charakter wyników uzyskano w przypadku wszystkich zastosowanych kształtów trzpieni.



Rys. 82. Dyfrakcyjna analiza fazowa strefy mieszania: a) trzpień stożkowy; b) trzpień Whorl; c) trzpień Triflute; synchrotron

Pomiary wykonane wzdłuż linii od powierzchni górnej do dolnej części złącza umożliwiły określenie zmian udziału objętościowego zidentyfikowanych faz w funkcji głębokości (rys. 83). Wraz z oddalaniem się od powierzchni górnej złącza obserwuje się zmiany udziału objętościowego osnowy. W złączu wykonanym trzpieniem stożkowym widoczny jest stopniowy spadek udziału osnowy w kierunku dolnej części złącza. W przypadku zastosowania trzpienia Whorl udział osnowy początkowo maleje wraz z odległością od powierzchni górnej, natomiast w pobliżu powierzchni dolnej osiąga największą wartość. W przypadku złącza wykonanego trzpieniem Triflute udział osnowy wykazuje jedynie niewielkie wahania (rzędu kilku procent) na całej grubości złącza. Różnice w udziale faz w strefie mieszania wynikają z kształtu trzpienia i mogą być związane z nierównomiernym rozkładem temperatury i odkształceń podczas procesu FSW. W przypadku zastosowania trzpienia stożkowego, w dolnej części złącza ilość wytwarzanego ciepła jest mniejsza, a czas wygrzewania krótszy. Może to ograniczać rozpuszczanie faz, w rezultacie czego część z nich pozostaje nierozpuszczona lub ulega koagulacji. Z kolei zastosowanie trzpienia w kształcie Whorl zapewnia wyższą temperaturę również w dolnej części złącza, co sprzyja koagulacji i rozpuszczaniu faz. Jednakże mniejszy udział osnowy niż w przypadku pozostałych

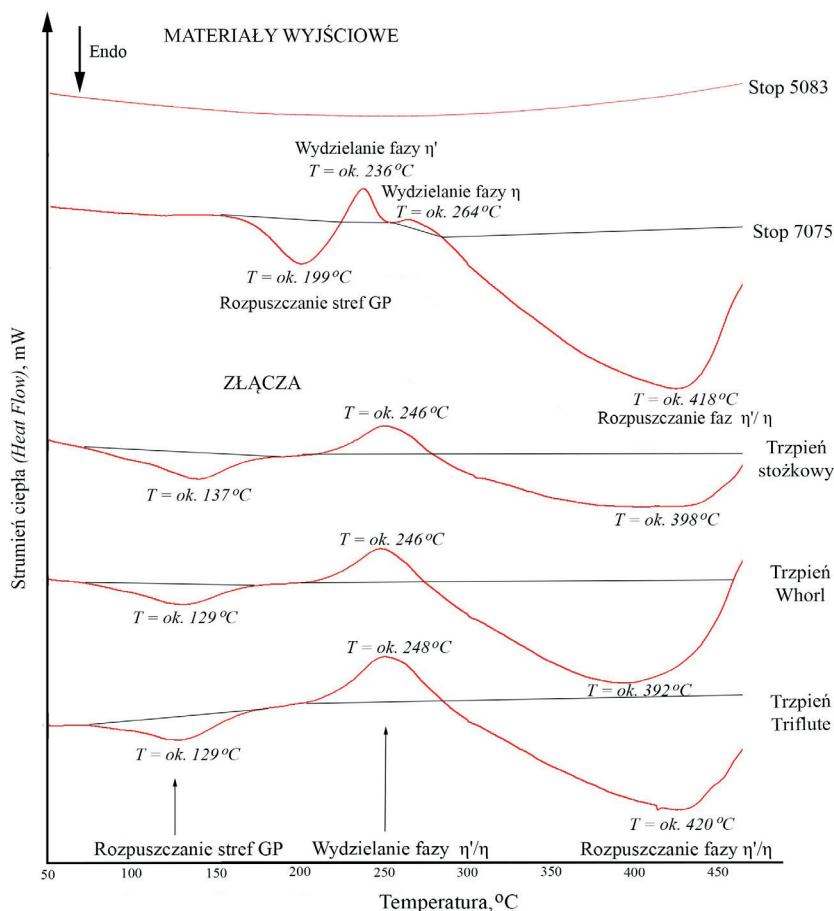
trzczeni wskazuje, że więcej faz musiało skoagulować niż się rozpuścić lub fazy ponownie się wydzieliły. Natomiast w przypadku zastosowania trzczenia Triflute obserwowane jest intensywniejsze rozpuszczanie faz na całej grubości złącza, mimo że temperatura zgrzewania była niższa niż w przypadku zastosowania trzczenia Whorl. Może to świadczyć o tym, że kształt trzczenia Triflute intensyfikuje mechaniczne rozdrabnianie i rozpuszczanie faz.



Rys. 83. Udział objętościowy zidentyfikowanych faz w strefie zmieszania: a) trzcień stożkowy; b) trzcień Whorl; c) trzcień Triflute

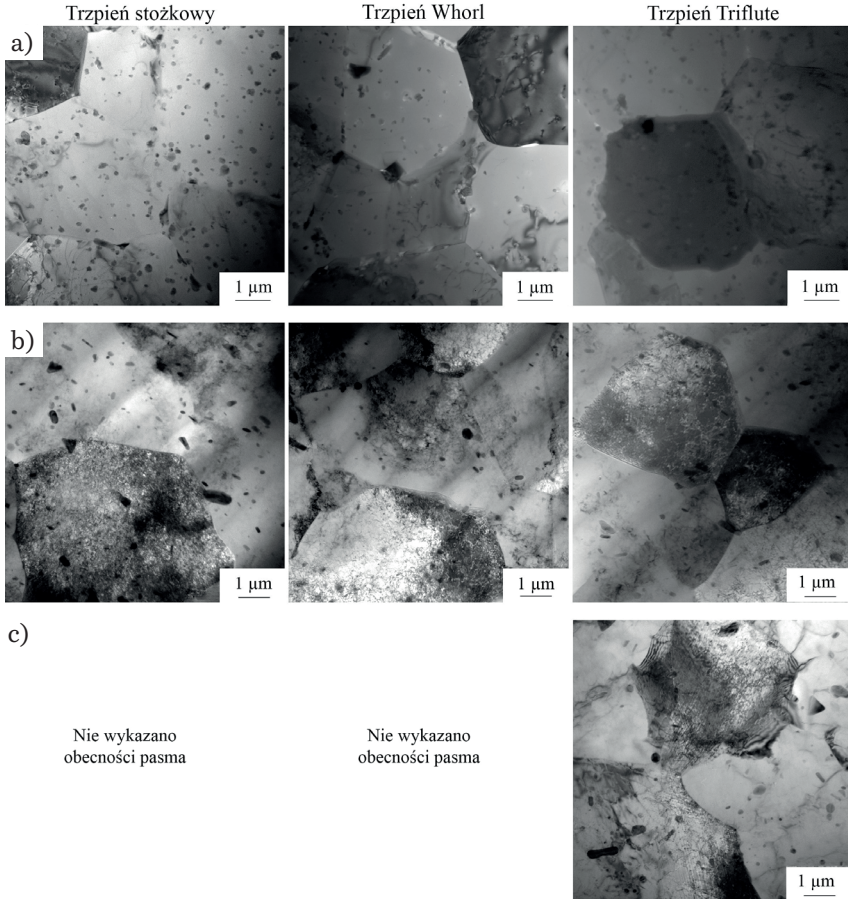
Na podstawie krzywych kalorymetrycznych DSC (ang. *differential scanning calorimetry* – skaningowa kalorymetria różnicowa) określono procesy wydzielania i rozpuszczania faz zachodzące podczas zgrzewania (rys. 84). Krzywe kalorymetryczne wyznaczone dla stref zmieszania badanych złączy porównano z krzywymi dla materiałów rodzimych: nieumacnianego wydzieleniowo stopu 5083 oraz umacnianego wydzieleniowo stopu 7075. Krzywa kalorymetryczna stopu 7075 jest zgodna z danymi literaturowymi (Lloyd i Chaturvedi, 1982; Richard i Adler, 1977). Proces wydzielania faz w stopie 7075 przebiega typowo dla stopów aluminium serii 7xxx. W temperaturze około 199°C strefy GP ulegają rozpuszczeniu, następnie zarodkują i rozrastają się fazy przejściowe (metastabilne) η' ($MgZn_2$) w temperaturze około 236°C, a na końcu formuje się faza równowagowa η ($MgZn_2$) w 264°C. W przypadku

złączy FSW procesy rozpuszczania i wydzielania przebiegają w podobnej sekwencji, jednak różnią się temperaturami poszczególnych przemian. Strefy GP rozpuszczają się w niższych temperaturach niż w stopie wyjściowym: 137°C dla trzpienia stożkowego oraz 129°C dla trzpieni typu Whorl i Triflute. Niższa temperatura rozpuszczania wynika z dodatkowego mechanicznego rozpuszczania spowodowanego działaniem narzędzia. Wydzielania faz η' i η nie da się wyodrębnić jako odrębnych etapów, co może być związane z lokalnie niejednorodnym rozkładem temperatury i odkształceń, wpływającym na przebieg przemian. Proces wydzielania faz umacniających przebiega w temperaturze około 247°C, a następnie następuje ich rozpuszczanie. W złączach wykonanych narzędziem z trzpieniem stożkowym i narzędziem z trzpieniem Whorl maksimum procesu rozpuszczania faz umacniających występuje w temperaturze nieco poniżej 400°C, a w złączach wykonanych narzędziem z trzpieniem Triflute – w temperaturze około 420°C.



Rys. 84. Krzywe DSC materiałów wyjściowych oraz strefy zmieszania w złączach wykonanych różnymi trzpieniami

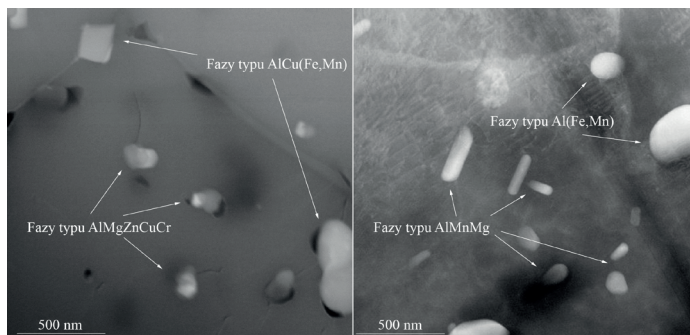
Ze względu na temperaturę, jaka występuje w strefie mieszania (maksymalnie 396°C dla trzpień stożkowy, 489°C dla Whorl oraz 414°C dla Triflute), fazy umacniające uległy koagulacji lub rozpuszczeniu. W mikrostrukturze strefy mieszania nie zaobserwowano drobnych wydzieleni faz umacniających (rys. 85).



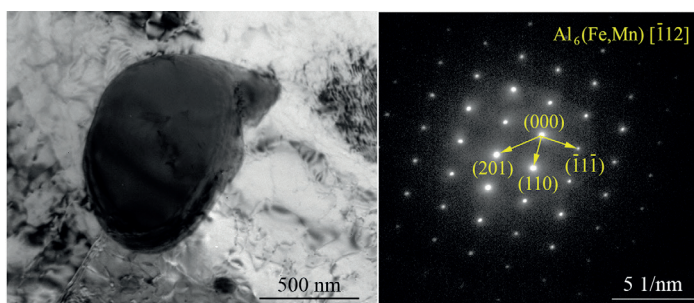
Rys. 85. Mikrostruktura poszczególnych pasm w strefie mieszania: a) pasmo stopu 7075; b) pasmo stopu 5083; c) pasmo pośrednie 7075/5083; TEM

Na rysunku 86 przedstawiono występujące w pasmach stopów fazy. Analiza składu chemicznego wykazała, że w paśmie stopu 7075 są to fazy typu AlMgZnCuCr (rentgenowska analiza fazowa zidentyfikowała fazę $MgZn_2$) i AlCu(Fe,Mn) (odpowiadające fazie Al_7Cu_2Fe zidentyfikowanej w analizie rentgenowskiej). W przypadku pasma stopu 5083 stwierdzono obecność faz typu AlMnMg (które mogą odpowiadać wykazanym w analizie rentgenowskiej fazom Al_6Mn i/lub $Al_{12}Mg_{17}$) oraz fazy typu Al(Fe,Mn), która jest zbliżona do fazy $Al_6(Fe,Mn)$ zidentyfikowanej w badaniach rentgenowskich za pomocą dyfraktometru rentgenowskiego. Obecność

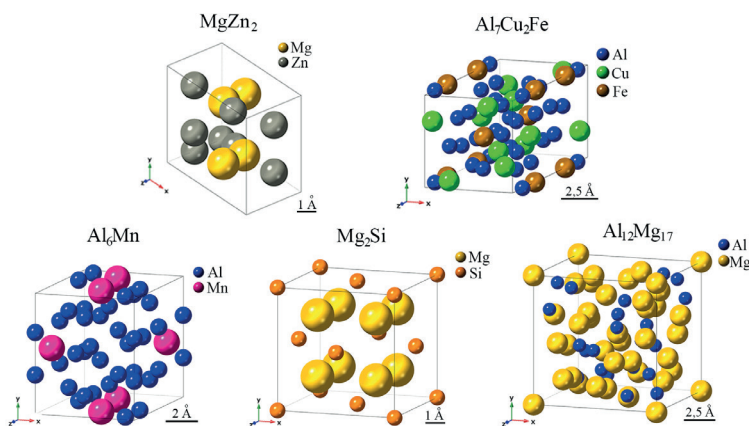
fazy $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ została potwierdzona także za pomocą dyfrakcji elektronowej (rys. 87). Ze względu na złożoną strukturę atomową analizowanych faz (rys. 88) możliwe są podstawienia atomów innych pierwiastków w strukturze krystalicznej, co utrudnia jednoznaczną identyfikację i interpretację faz.



Rys. 86. Fazy w pasmach stopu: a) 7075; b) 5083; TEM+EDS

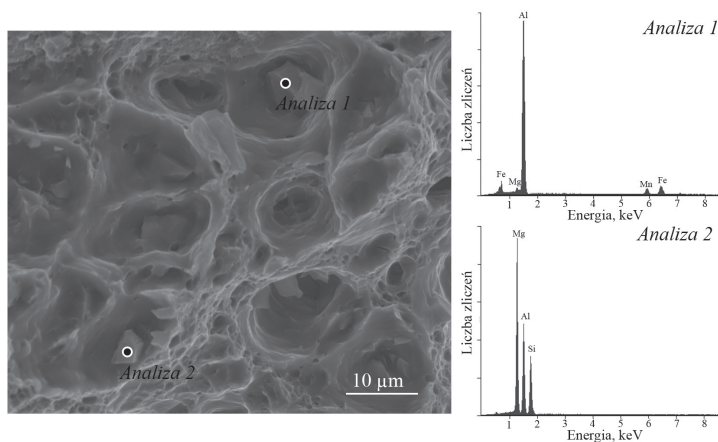


Rys. 87. Faza $\text{Al}_6(\text{Fe,Mn})$ z dyfrakcją elektronową; TEM



Rys. 88. Schematy struktur krystalicznych faz występujących w strefie zmieszania złączy 5083–7075 (wygenerowane za pomocą oprogramowania CrystalMaker)

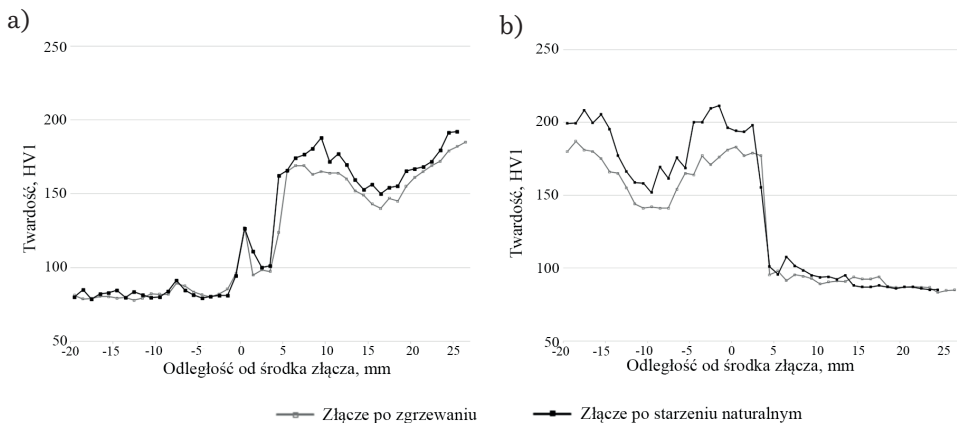
Duże skoagulowane cząstki (o wielkości kilku mikrometrów) zaobserwowano natomiast na przelomach próbek wytrzymałościowych, które uległy zerwaniu w strefie mieszania (rys. 89). Na podstawie analizy EDS cząstki te można zidentyfikować jako fazę $Al_6(Fe,Mn)$ oraz fazę Mg_2Si . Warto podkreślić, że faza Mg_2Si nie była widoczna w formie rozdrobnionej w pasmach strefy mieszania (rys. 86).



Rys. 89. Cząstki skoagulowanych faz $Al_6(Mn,Fe)$ oraz Mg_2Si na przelomie próbki złącza, które uległo zerwaniu w strefie mieszania

W stopie 7075 (obrabialnym cieplnie), po procesie zgrzewania, rozpuszczone wcześniej fazy w osnowie stopu zaczynają się stopniowo wydzielać, co bezpośrednio wpływa na właściwości mechaniczne złącza. Na rysunku 90 przedstawiono wpływ naturalnego starzenia (przez okres 10 lat) na twardość złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem stożkowym. Starzenie naturalne powoduje zwiększenie twardości złącza w obszarze stopu 7075. O zjawisku starzenia naturalnego złączy FSW stopów aluminium umacnianych wydzieleniowo wspomniano w podrozdziale 3.3.2. Szczególnie wyraźny wzrost twardości występuje w złączu, w którym stop 7075 znajdował się po stronie natarcia. Zaobserwowana zmiana twardości po starzeniu naturalnym jest związana z temperaturą w strefie mieszania oraz ze stopniem rozpuszczenia faz umacniających. Wyższa temperatura po stronie natarcia sprzyja intensywnemu rozpuszczaniu cząstek faz umacniających, co z kolei umożliwia ich ponowne wydzielanie w większym stopniu podczas starzenia, prowadząc do bardziej wyraźnego wzrostu twardości.

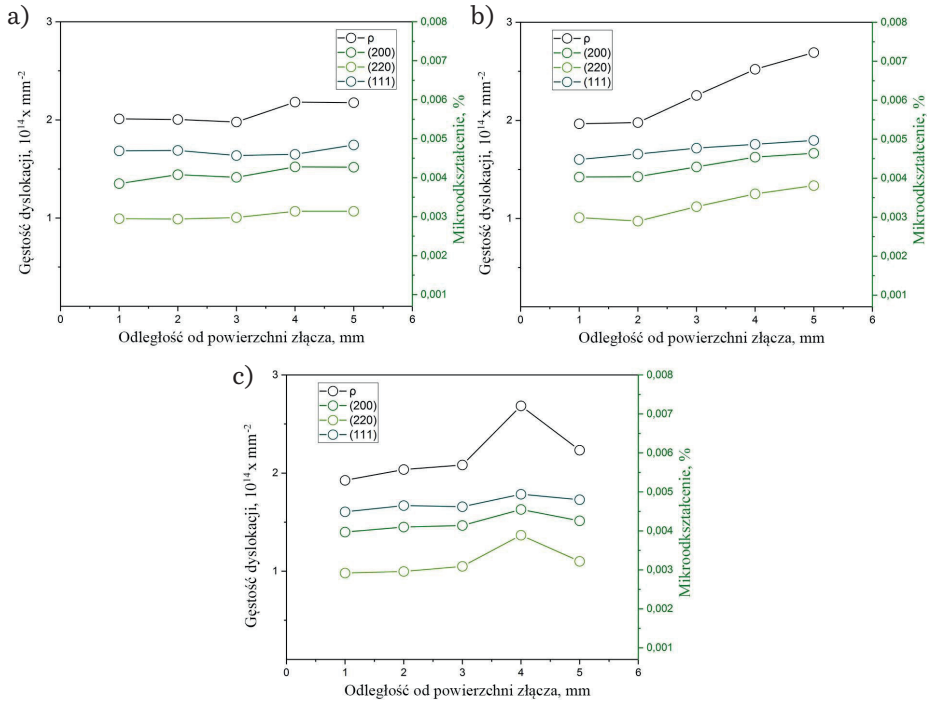
Analiza mikrostruktury wykazała (rys. 83), że oprócz wydzieleni widoczne są również dyslokacje. W przypadku pasma stopu 7075 ich gęstość jest niewielka (rys. 83a), natomiast w paśmie stopu 5083 w niektórych ziarnach obserwuje się ich znacznie większe nagromadzenie. Taka różnica może wynikać z odmiennych mechanizmów umocnienia zgrzewanych stopów. W stopie 7075 istotną rolę odgrywa temperatura powodująca przemiany faz. Stop 5083 reaguje głównie na odkształcenie podczas zgrzewania, stąd wyższa gęstość dyslokacji.



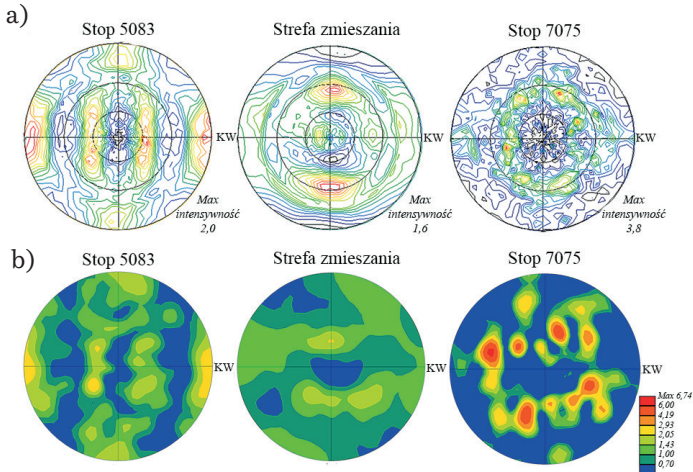
Rys. 90. Profile twardości złączy po zgrzewaniu i po starzeniu naturalnym: a) złącze 5083-7075; b) złącze 7075-5083

Ze względu na niższą temperaturę oraz większe odkształcenie mechaniczne wywołane działaniem trzpienia w dolnej części złącza obserwuje się wzrost gęstości dyslokacji (rys. 91). Profil zmian gęstości dyslokacji jest zależny od kształtu trzpienia. W przypadku trzpienia stożkowego niewielki wzrost gęstości dyslokacji widoczny jest od połowy złącza w dół. W przypadku trzpienia typu Whorl wzrost ten jest wyraźniejszy i rozpoczyna się około 3 mm poniżej powierzchni i stopniowo narasta w głąb. Natomiast w przypadku trzpienia typu Triflute gęstość dyslokacji zwiększa się wraz z oddalaniem się od powierzchni górnej, przy czym najbardziej intensywny przyrost występuje w odległości około 5 mm. Różnice te jednoznacznie potwierdzają, że kształt trzpienia znacząco wpływa na rozkład odkształcenia i ilość wytwarzanego ciepła, a tym samym na mikrostrukturę złącza.

W strefie zmieszania złączy wykonanych różnymi trzpieniami określono również teksturę. W dostępnej literaturze brakuje jednak szczegółowych informacji dotyczących tekstury w złączach różnoimiennych stopów serii 5xxx i 7xxx. Należy podkreślić, że tekstura stanowi jeden z kluczowych czynników warunkujących zależność struktura – właściwości w materiałach metalicznych. Na rysunku 92 przedstawiono figury biegunowe (111) dla materiałów rodzimych oraz strefy zmieszania przykładowego złącza. Stop 7075 wykazuje wyraźną, silną teksturę, podczas gdy w stopie 5083 jest ona znacznie słabsza. W przypadku złącza tych stopów intensywność tekstury ulega osłabieniu. Składowe tekstury w strefie zmieszania pozostają jednak zbliżone do obserwowanych w materiałach rodzimych. Podobieństwo między figurami biegunowymi uzyskanymi metodą dyfrakcji rentgenowskiej a figurami biegunowymi obliczonymi z danych EBSD (rys. 92) wskazuje, że badane obszary są na tyle duże, że można je uznać za reprezentatywne.



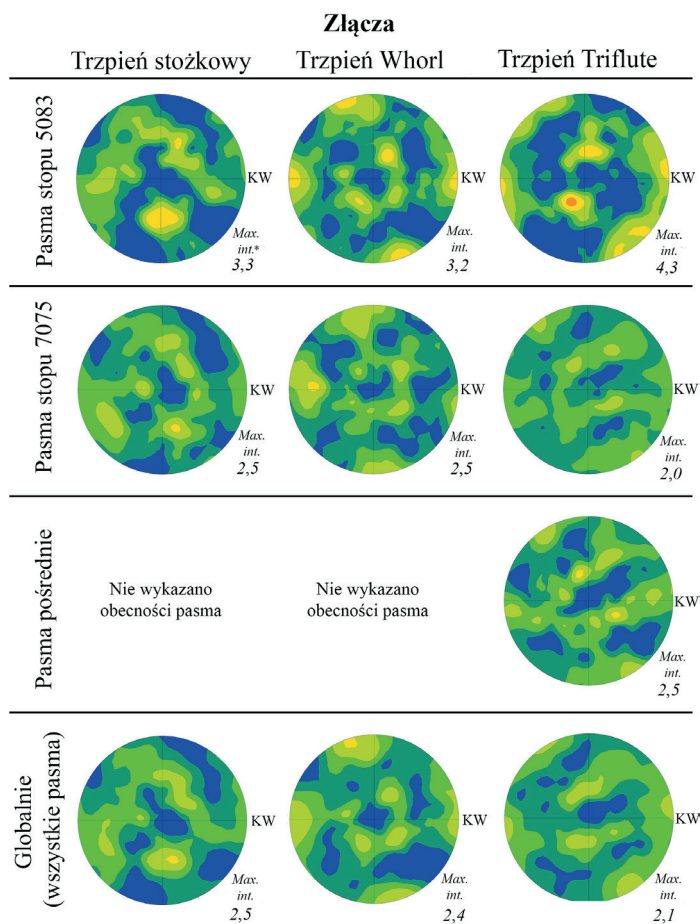
Rys. 91. Gęstość dyslokacji i mikroodkształcenie w strefie mieszania w zależności od odległości od powierzchni złącza: a) trzpień stożkowy; b) trzpień Whorl; c) trzpień Triflute



Rys. 92. Figury biegunowe (111) dla materiałów rodzimych (stopów 5083 i 7075) oraz strefy mieszania wykonane dwiema technikami: a) dyfrakcji rentgenowskiej; b) analizy EBSD

Opracowanie na podstawie (Kalemba-Rec i in., 2016)

Na rysunku 93 przedstawiono figury biegunowe (111) dla poszczególnych pasm w strefie zmieszania złącza wytworzonego narzędziem z trzpieniem stożkowym, Whorl i Triflute, które ukazują wpływ kształtu trzpienia na rozwój tekstury w złączy. Ogólnie tekstura w analizowanych obszarach jest bardzo słaba. Nieco większą intensywność obserwuje się w pasmach stopu 5083, która przewyższa intensywność materiału rodzimego. Analiza wartości intensywności tekstury w zależności od kształtu trzpienia wskazuje, że w przypadku trzpienia stożkowego i trzpienia Whorl w obu pasmach uzyskano zbliżone wyniki. Różnice intensywności pomiędzy pasmami wynoszą odpowiednio 0,8 i 0,7. W przypadku trzpienia Triflute w paśmie stopu 5083 następuje wyraźne wzmocnienie tekstury, natomiast w paśmie stopu 7075 obserwuje się jej osłabienie w porównaniu z trzpieniem stożkowym i Whorl. Różnica intensywności pomiędzy pasmami w tym przypadku wynosi 2,3. Tekstura w paśmie pośrednim 7075-5083 jest zbliżona do tej w paśmie stopu 7075.

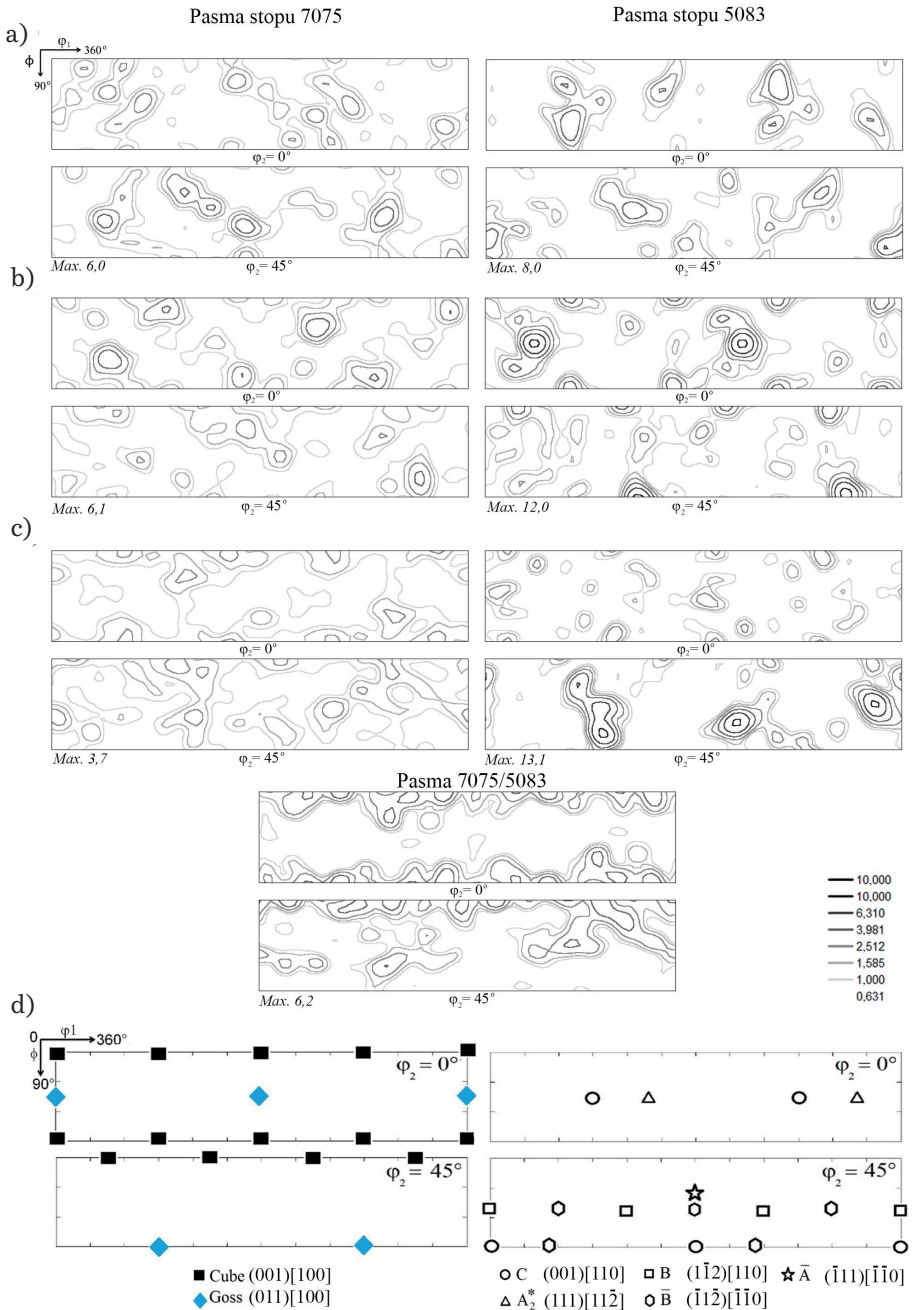


Rys. 93. Figury biegunowe (111) dla strefy zmieszania badanych złączy; lokalnie w poszczególnych pasmach oraz globalnie; EBSD

Pomimo stosunkowo słabej tekstury wyznaczono jej składowe na podstawie funkcji rozkładu orientacji FRO (ang. *orientation distribution function*, ODF) przedstawionej w przestrzeni kątów Eulera ϕ_1 ($0-360^\circ$), ϕ ($0-90^\circ$) oraz ϕ_2 (0° i 45°) (rys. 94). Na rysunku 94d zilustrowano idealne położenia składowych tekstury rekrytalizacji i tekstury ścinania dla materiałów o strukturze krystalicznej regularnej ściennie centrowanej FCC (ang. *face-centered cubic*). W większości analizowanych pasm dominowały składowe tekstury ścinania, choć ich udział zależał od zastosowanego trzpienia oraz od stopu występującego w danym paśmie. W strefie zmieszania złącza wykonanego trzpieniem stożkowym w paśmie stopu 5083 widoczne były wyraźne składowe C $\{001\}\langle 110\rangle$, $A_2^*(111)[11\bar{2}]$, B $(11\bar{2})[1\bar{1}0]$ i \bar{B} $(112)[1\bar{1}0]$, natomiast w paśmie stopu 7075 głównie C $\{001\}\langle 110\rangle$ oraz \bar{B} $(112)[1\bar{1}0]$. Składowe rekrytalizacji były słabsze i wykazywały przesunięcie względem idealnych położenia w przestrzeni orientacji. Złącza wykonane narzędziem z trzpieniem Whorl charakteryzuje się wyraźnymi składowymi rekrytalizacji: sześcienna (ang. *cube*) $(001)[100]$ (w obu pasmach) oraz Goss $(011)[100]$ (w paśmie 5083), a także składowe tekstury ścinania B $(112)[1\bar{1}0]$ i, dodatkowo w paśmie 7075, $A_2^*(111)[11\bar{2}]$ oraz C $\{001\}\langle 110\rangle$. W przypadku narzędzia z trzpieniem Triflute, szczególnie w pasmach stopu 5083 oraz paśmie pośrednim 7075/5083, zaznaczyły się wyraźne maksima odpowiadające składowym rekrytalizacji regularnej $(001)[100]$ i Goss $(011)[100]$. Tekstura tych pasm zawierała ponadto składowe tekstury ścinania: B $(11\bar{2})[1\bar{1}0]$ i \bar{B} $(112)[1\bar{1}0]$ w pasmach stopu 7075 i paśmie pośrednim 7075/5083 oraz B $(11\bar{2})[1\bar{1}0]$ i $A_2^*(111)[11\bar{2}]$ w pasmach stopu 5083.

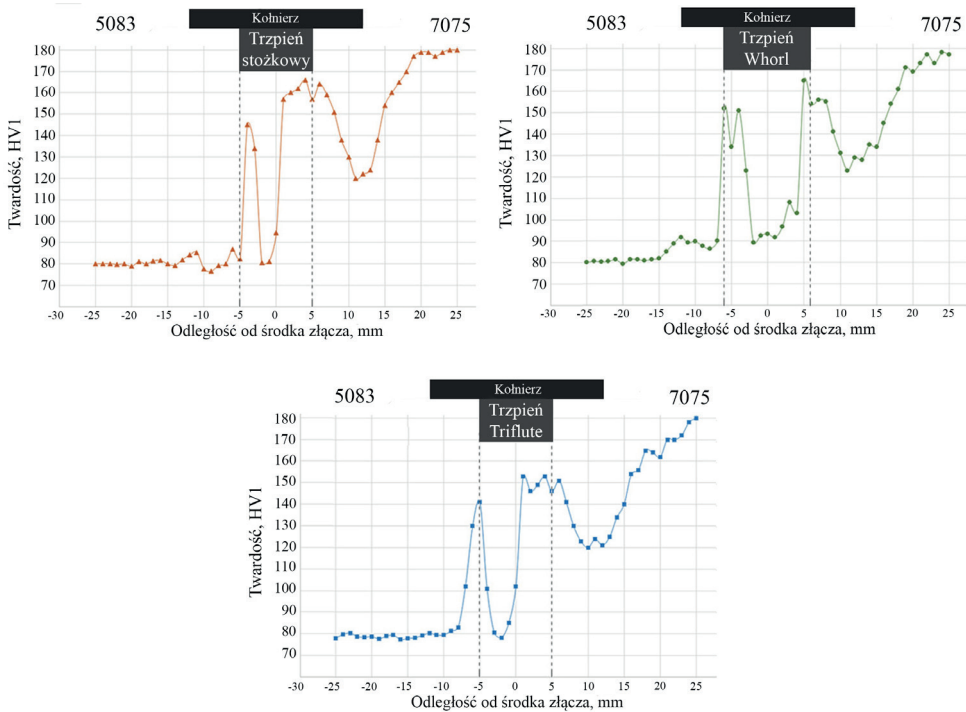
Obecność składowych tekstury ścinania we wszystkich złączach potwierdza, że podczas intensywnego odkształcenia plastycznego ziarna w strefie zmieszania uległy rekrytalizacji dynamicznej. Jednak w przypadku złączy wykonanych narzędziami z trzpieniem Whorl i Triflute, w pasmach stopu 5083 oraz paśmie pośrednim 7075/5083, są wyraźnie widoczne składowe rekrytalizacji. Może to świadczyć o tym, że w części ziaren, po przejściu obracającego się trzpienia, wystąpiła rekrytalizacja statyczna. W literaturze dostępnych jest jednak bardzo niewiele informacji dotyczących wystąpienia rekrytalizacji statycznej w złączach FSW. Ewolucja tekstury w złączach FSW wiąże się bezpośrednio z rozkładem naprężeń powstających w wyniku odkształcenia i przepływu materiału. Naprężenia te głównie powstają przez ruch obrotowy narzędzia, dlatego kształt trzpienia istotnie wpływa na rodzaj i intensywność powstającej tekstury.

Ocena wpływu kształtu trzpienia na właściwości mechaniczne opiera się na pomiarach twardości i wynikach próby rozciągania. Rysunek 95 przedstawia asymetryczny rozkład twardości mierzonej wzdłuż linii na połowie grubości badanych złączy. Bez względu na zastosowany kształt trzpienia profil twardości jest zbliżony. Od strony lewej (strona natarcia złącza) twardość wynosiła około 80 HV1 (twardość stopu 5083). W odległości około 5 mm od środka złącza po stronie natarcia zaobserwowano wzrost twardości (do około 140–150 HV1), natomiast w pobliżu środka zgrzeiny nastąpił gwałtowny spadek do wartości 80 HV1 (trzpień gwintowany i trzpień Triflute) lub 90 HV1 (trzpień Whorl).



Rys. 94. Funkcja rozkładu orientacji dla poszczególnych pasm w strefie zmieszania: a) trzpień stożkowy; b) trzpień Whorl; c) trzpień Triflute; d) idealne lokalizacje składowych tekstury rekryształacji i tekstury ścinania w metalach o sieci FCC

Opracowanie na podstawie (Heidarzadeh i in., 2021; Gachi i in., 2020)



Rys. 95. Profile twardości w połowie grubości złącza 5083-7075

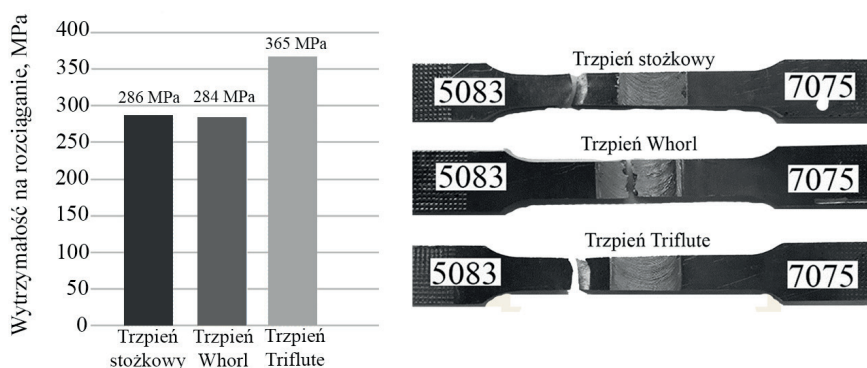
W punkcie 0 (oś zgrzeiny) twardość wynosiła odpowiednio 95 HV1 (trzpień gwintowany), 94 HV1 (trzpień Whorl) oraz 102 HV1 (trzpień Triflute). W strefie mieszania po stronie splywu widoczny jest wzrost twardości. Poza strefą mieszania występuje charakterystyczny spadek twardości typowy dla złącza FSW ze stopu 7xxx-T76. Około 20–25 mm od osi złącza po stronie splywu twardość rośnie do wartości 180 HV1 (twardość wyjściowa zgrzewanego stopu 7075).

Rodzaj zastosowanego narzędzia nie wpływa na kształt profili twardości poza strefą mieszania. Właściwe oddziaływanie samego trzpienia można zaobserwować głównie w strefie mieszania, gdzie różnice w rozkładzie i wartościach twardości wynikają z cech powierzchniowych trzpienia. Pomimo tych lokalnych różnic uzyskane profile twardości wykazują duże podobieństwo, a ogólny rozkład twardości jest przede wszystkim efektem mieszania materiału podczas zgrzewania.

Wytrzymałość na rozciąganie złącza 5083-7075 wykonanych narzędziami z trzpieniem o różnym kształcie zilustrowano w formie wykresu na rysunku 96. Złącza wykonane narzędziem z trzpieniem stożkowym oraz trzpieniem Whorl wykazały zbliżoną wartość wytrzymałości na rozciąganie, wynoszącą około 285 MPa. Najwyższą wytrzymałość na rozciąganie, równą 365 MPa, uzyskano w przypadku złącza wykonanego narzędziem z trzpieniem Triflute. Wyniki te są zgodne z zależnością Halla–Petcha, według której zmniejszenie wielkości ziarna prowadzi do zwiększenia

granicy plastyczności oraz wytrzymałości materiału. Strefa zmieszania w złączu FSW wykonanym narzędziem z trzpieniem Triflute charakteryzowała się drobniejszym ziarnem niż w przypadku złączy uzyskanych narzędziami z trzpieniem stożkowym i Whorl, w których obserwowano większe ziarna o zbliżonych rozmiarach.

Rysunek 96 prezentuje również zdjęcia próbek wytrzymałościowych po próbie rozciągania, na których widoczne są miejsca ich zerwania. Próbkę ze złączami wykonanymi narzędziami z trzpieniem stożkowym i Triflute uległy pęknięciu w obszarze materiału rodzimego stopu 5083 (poza obszarem złącza). Natomiast w przypadku trzpienia Whorl pęknięcie nastąpiło w strefie zmieszania, co może być związane z szerszym spadkiem twardości obserwowanym w centralnej części złącza. Chociaż w przypadku trzpieni stożkowego i Triflute również stwierdzono spadek twardości w strefie zmieszania, był on w obszarze znacznie węższym, co mogło ograniczyć pęknięcie w tym miejscu.

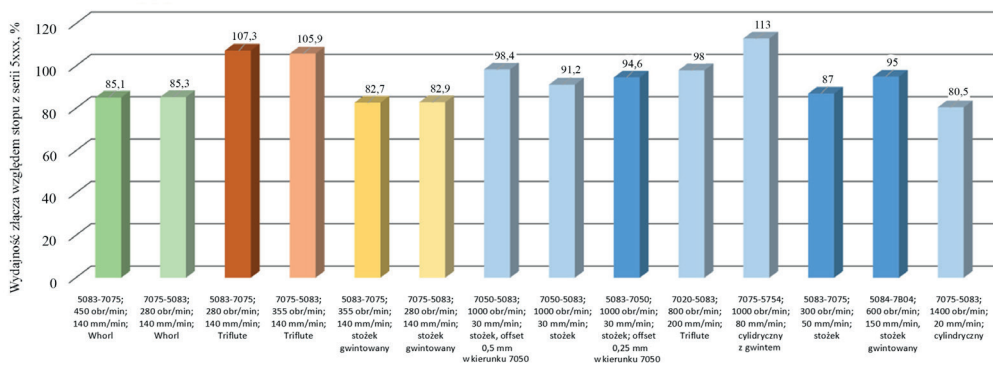


Rys. 96. Wytrzymałość na rozciąganie i miejsce zerwania próbek wytrzymałościowych ze złączami

Wydajność (efektywność) złącza zgrzewanego, definiowana jako stosunek wytrzymałości złącza na rozciąganie do wytrzymałości na rozciąganie stopu o niższej wytrzymałości, przekraczała 107% w przypadku zastosowania narzędzia z trzpieniem Triflute. Przy użyciu narzędzi z trzpieniem stożkowym i trzpieniem Whorl efektywność złączy była niższa i wynosiła odpowiednio 82,7% oraz 85,1% dla konfiguracji 5083-7075. Na rysunku 97 przedstawiono porównanie wydajności złączy w obu konfiguracjach dla każdego narzędzia oraz w odniesieniu do wydajności złączy pomiędzy stopami z serii 5xxx i 7xxx opisanych w literaturze (tab. 6). We wszystkich przypadkach efektywność złącza określono procentowo jako stosunek wytrzymałości na rozciąganie złącza do wytrzymałości na rozciąganie stopu z serii 5xxx. Złącza wykonane narzędziem z trzpieniem Triflute w obu konfiguracjach wyróżniają się jednymi z najwyższych wartości wydajności spośród analizowanych złączy.

Zaprezentowane wyniki jednoznacznie wskazują, że kształt trzpienia ma istotny wpływ na wytrzymałość na rozciąganie złącza. Trzpień Triflute dzięki swojemu specyficznemu kształtowi umożliwia intensywniejsze mieszanie materiału i większe rozdrobnienie ziarna w strefie zmieszanej. W konsekwencji złącza wykonane tym

trzcieniem osiągają wyższą wytrzymałość niż wytrzymałość stopu 5083, a ich efektywność plasuje się wśród najwyższych wartości przedstawianych w literaturze. Natomiast narzędzia z trzcieniem stożkowym i Whorl, mimo że pozwalają na poprawne wykonanie złączy, nie powodują tak intensywnego mieszania materiału, co skutkuje mniejszą wytrzymałością złączy w porównaniu z wytrzymałością stopu 5083. Należy też zauważyć, że miejsce inicjacji pęknięcia różni się w zależności od kształtu trzcienia – w przypadku Triflute i stożkowego następuje ono w materiale rodzimym, natomiast w przypadku Whorl w strefie mieszania, co dodatkowo potwierdza wpływ miejscowego mieszania na właściwości mechaniczne złącza.



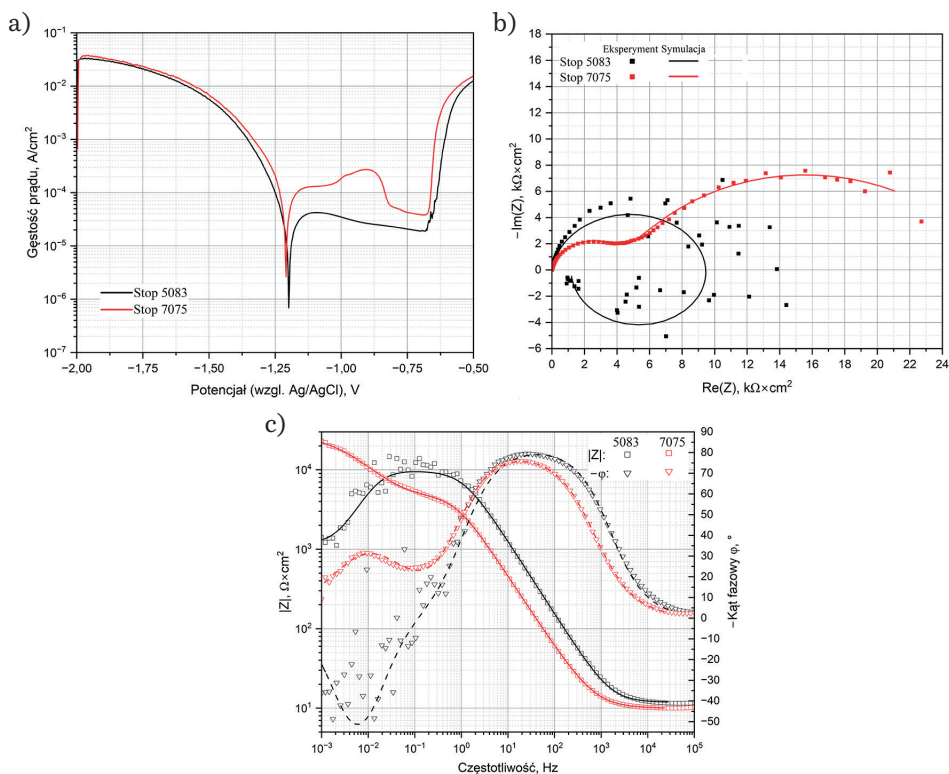
Rys. 97. Porównanie wydajności badanych złączy (kolor zielony, pomarańczowy i żółty) z wydajnością złączy opisanych w literaturze (kolor niebieski) z tabeli 6

Wiadomo, że różne rodzaje trzcienia istotnie wpływają na uplastycznienie zgrzewanych materiałów, ich przepływ oraz stopień wymieszania, a tym samym odgrywają kluczową rolę w kształtowaniu mikrostruktury złącza. Badania przeprowadzone na złączach stopów 5083 i 7075 wykonanych z wykorzystaniem narzędzi z trzcieniami o różnych kształtach potwierdzają tę zależność. Zastosowanie narzędzia z odpowiednio dobranym kształtem trzcienia może znacząco poprawić jakość złącza zgrzewanego, ograniczyć występowanie niezgodności w złączu oraz korzystnie wpłynąć na właściwości mechaniczne gotowego złącza. Zastosowanie trzcienia Triflute umożliwia efektywniejsze wymieszanie stopów, silniejsze rozdrobnienie ziarna i rozpuszczenie faz w strefie mieszania, co prowadzi do uzyskania złącza o wyższej wytrzymałości niż wytrzymałość bardziej miękkiego stopu. Jest to szczególnie istotne w projektowaniu złączy różniemiennych o dużych wymaganiach mechanicznych. Z kolei trzcienie Whorl powoduje bardziej równomierne wymieszanie materiałów i uzyskanie niemal symetrycznej strefy mieszania względem osi złącza. Jednak złącze wykonane z wykorzystaniem narzędzia z trzcieniem Whorl nie ma tak wysokiej wytrzymałości jak złącze wykonane narzędziem z trzcieniem Triflute, o czym może świadczyć zerwanie w centralnej części złącza podczas prób rozciągania.

9. Odporność na korozję różnoimiennych złączy FSW

Ze względu na to, że materiały metaliczne wykazują różną odporność na korozję, jednym z zagrożeń wynikających ze zgrzewania różnych stopów może być zwiększona podatność na korozję obszaru samego złącza. Na odporność korozyjną całego złącza wpływa mikrostruktura poszczególnych stref, stąd ważna jest charakterystyka mikrostruktury materiału rodzimego, strefy wpływu ciepła, strefy cieplno-plastycznej oraz strefy zmieszania. Dodatkowo ważne jest uwzględnienie możliwych warunków eksploatacji złączy wykonanych metodą FSW. W złączach wykonanych z materiałów niejednorodnych lokalne różnice potencjału elektrochemicznego oraz zmiany mikrostrukturalne zachodzące pod wpływem temperatury sprzyjają powstawaniu mikroogniw galwanicznych, co skutkuje intensyfikacją procesów korozyjnych.

W złączach zgrzewanych stopów 5083 i 7075 istnieje duże prawdopodobieństwo wystąpienia korozji galwanicznej. Tego rodzaju korozja zachodzi, gdy dwa metale o różnych potencjałach elektrochemicznych mają kontakt w obecności elektrolitu, co prowadzi do przyspieszonego niszczenia jednego z nich. Stop 5083 to stop o bardzo dobrej odporności korozyjnej, natomiast stop 7075 wykazuje niską odporność korozyjną. Wyniki badań korozyjnych materiałów rodzimych przedstawiono na rysunku 98. Na podstawie analizy krzywych polaryzacyjnych wykazano, że stopy charakteryzują się obszarem pasywnym. W przypadku stopu 5083 na krzywej polaryzacyjnej uwidacznia się tylko jeden taki zakres, zarejestrowany w przedziale potencjałów od około -1100 mV do -680 mV. Natomiast w przypadku stopu 7075 uwidaczniają się dwa zakresy pasywacji. Uzyskane wartości gęstości prądu sugerują, że stop 5083 wykazuje wyższą odporność korozyjną w środowisku 3,5-procentowego roztworu wodnego NaCl – w całym zakresie anodowym widoczne są niższe gęstości prądu. Wartości potencjałów przejścia katodowo-anodowego (dla zerowej gęstości prądu) dla stopów 5083 i 7075 przy potencjale około -1200 mV praktycznie nakładają się na siebie. Wyniki te potwierdzone zostały także w badaniach impedancyjnych, które dodatkowo wskazały, że w przypadku stopu 7075 następuje zmiana mechanizmu korozji, co znajduje odzwierciedlenie w odmiernej strukturze obwodu zastępczego w porównaniu ze stopem 5083.

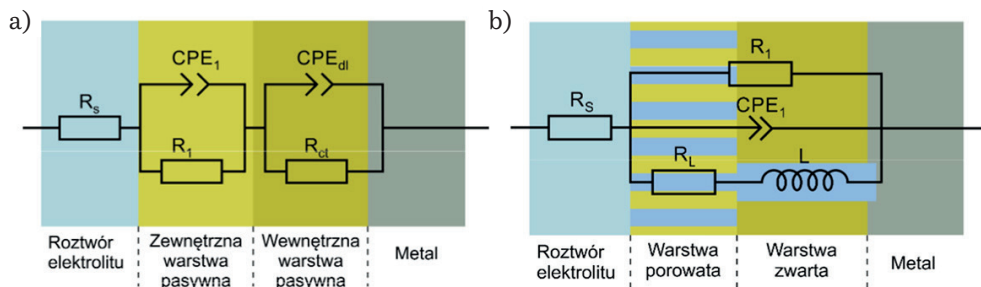


Rys. 98. Wyniki badań elektrochemicznych próbek stopów wyjściowych 5083 i 7075: a) krzywa polaryzacyjna; b) wykres Nyquista; c) wykres Bodego

Dla stopu 7075 zestawiony został obwód zastępczy (rys. 99a), zawierający dwa połączone szeregowo człony typu R-CPE, będące złożeniem rezystorów R_1 i R_{ct} oraz elementów stałofazowych CPE_1 i CPE_{dl} , które są odpowiednio rezystancjami warstwy tlenkowej i przejścia ładunku przez granicę tlenek/metal oraz nieidealnymi pojemnościami dla warstwy tlenku i warstwy podwójnej przy granicy tlenek/metal. Oczka te połączone są szeregowo z rezystancją elektrolitu R_s . W przypadku stopu 5083 obwód zastępczy zawiera trzy równoległe linie prądowe (rys. 99b), tj. z rezystorem R_1 reprezentującym opór warstwy tlenkowej i produktów korozji, z elementem CPE_1 reprezentującym nieidealną pojemność tej warstwy oraz z szeregowym połączeniem indukcyjności (opór bierny indukcyjny) L i rezystancji (opór czynny) R_L . Elementy L i R_L związane są z procesami adsorpcji produktów korozji oraz powstawaniem wżerów.

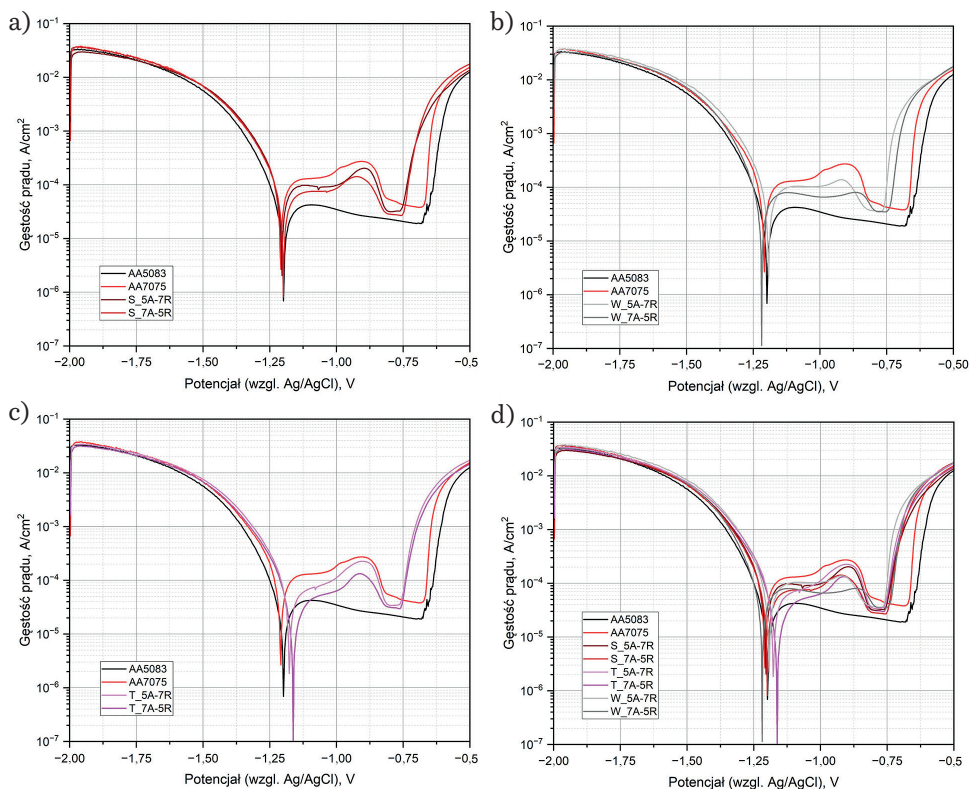
Proces korozyjny może znacząco obniżyć właściwości mechaniczne złącza, wpływając negatywnie na jego wytrzymałość. Dlatego przy projektowaniu połączeń z materiałów o różnych składach chemicznych szczególnie ważne jest uwzględnienie odporności korozyjnej takiego złącza. Na rysunku 100 przedstawiono krzywe

polaryzacyjne dla złączy stopów 5083 i 7075 wykonanych w dwóch konfiguracjach z wykorzystaniem różnych narzędzi.



Rys. 99. Obwody zastępcze użyte w symulacjach dla stopu: a) 7075; b) 5083 oraz próbek ze złączami

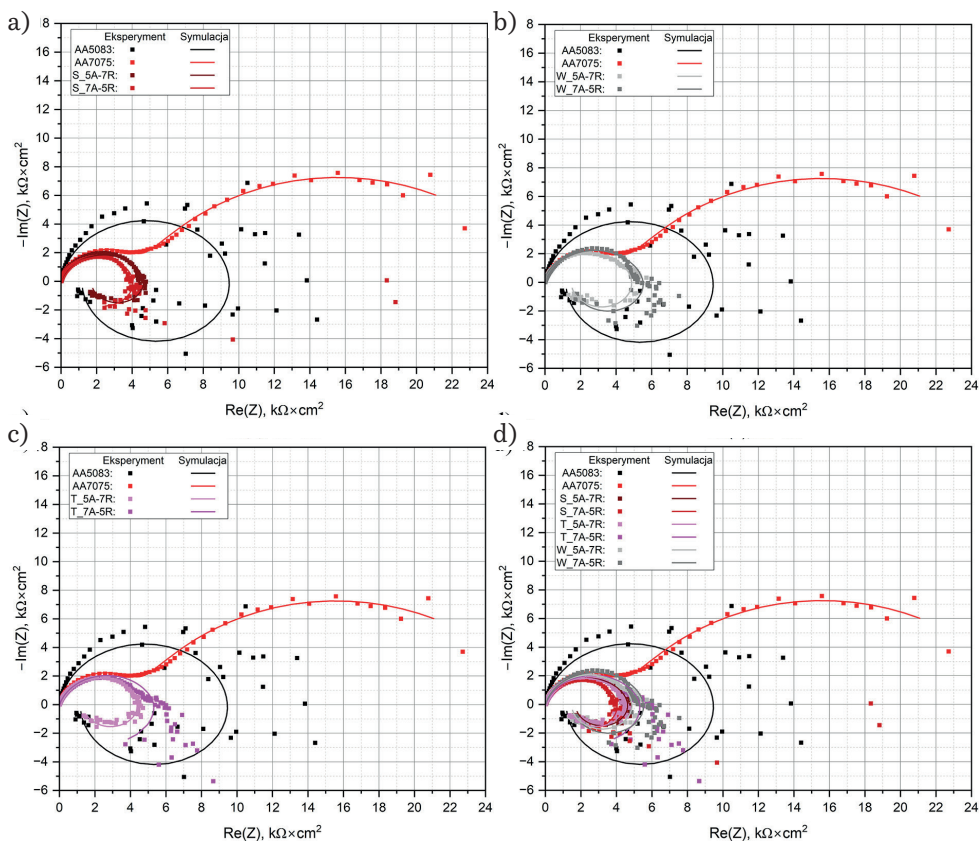
Próbki ze złączami zgrzewanymi, tak jak łączone stopy, w stanie wyjściowym wykazują obszar pasywny. Krzywe polaryzacyjne próbek zawierających złącza mają zbliżony kształt do krzywej stopu 7075 i wykazują zakres pasywacji w zakresie potencjałów od około -1100 mV do około -1050 mV, po którym następuje zakres transpasywny przechodzący przy potencjale około -900 mV do obszaru wtórnej pasywacji. Zakres wtórnej pasywacji w przypadku złączy kończy się przy około -750 mV, natomiast w przypadku stopu 7075 jest szerszy i rozciąga się do około -675 mV, powyżej którego materiał ulega aktywnemu utlenianiu. Złącza wykonane narzędziem z trzpieniem stożkowym wykazywały zbliżone wartości gęstości prądu (rys. 100a). W porównaniu ze stopem 5083 złącza w konfiguracji 5083-7075 charakteryzowały się wyższą gęstością prądu w zakresie pasywnym o około 0,6 rzędu wielkości oraz w zakresie transpasywnym – o ponad jeden rząd wielkości. Natomiast konfiguracja odwrotna (7075-5083) wykazała wzrost odpowiednio o 0,4–0,5 rzędu w zakresie pasywnym oraz o 0,8–0,9 w zakresie transpasywnym. W przypadku złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem Whorl również zaobserwowano wpływ konfiguracji złącza (rys. 100b). Wartości gęstości prądu dla konfiguracji 5083-7075 były wyższe o 0,4–0,5 rzędu w zakresie pasywnym oraz o 0,8–0,9 w zakresie transpasywnym. W przypadku konfiguracji 7075-5083 wartości te były mniejsze odpowiednio o 0,2–0,3 rzędu w zakresie pasywnym oraz około 0,5 rzędu w zakresie transpasywnym względem stopu 5083. Złącza wykonane narzędziem z trzpieniem Triflute (rys. 100c) wykazywały niewielkie różnice w gęstości prądów w zakresie transpasywnym, zależnie od konfiguracji. W zakresie pasywnym wartości były wyższe o 0,2–0,3 rzędu, natomiast w zakresie transpasywnym wynosiły ponad jeden rząd wielkości (dla konfiguracji 5083-7075) oraz 0,8–0,9 rzędu (dla konfiguracji 7075-5083). W przypadku obszaru pasywacji wtórnej wartości gęstości prądu dla obu badanych złączy były wyższe jedynie o około 0,1 rzędu w stosunku do wartości odpowiadających zakresów potencjałów uzyskanych dla stopu 5083.



Rys. 100. Krzywe polaryzacyjne złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem:
a) stożkowym; b) Whorl; c) Triflute; d) wykres zbiorczy

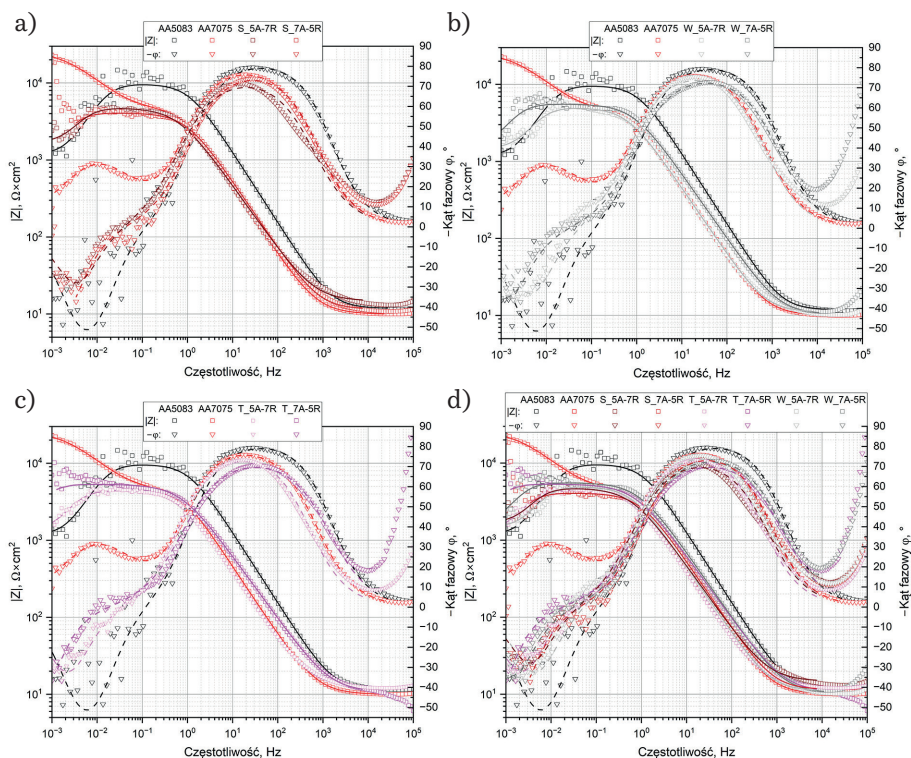
Spśród badanych próbek złączy najniższą gęstością prądu charakteryzowało się złącze 7075-5083 wykonane narzędziem z trzpieniem Triflute. Wykazywało ono jednak stosunkowo wąski (od -1050 mV do -1000 mV) i słabo wykształcony obszar pierwotnej pasywacji. Odwrotną charakterystykę miało złącze w tej samej konfiguracji, lecz wykonane narzędziem z trzpieniem Whorl – cechowało się ono nieco wyższą gęstością prądu, ale jednocześnie znacznie szerszym zakresem pasywnym, obejmującym przedział od około -1125 mV do -950 mV. Wartości potencjałów przejścia katodowo-anodowego (dla zerowej gęstości prądu) były zbliżone dla wszystkich złączy i mieściły się w stosunkowo wąskim zakresie od -1220 mV do -1150 mV. W przypadku stopów 5083 i 7075 wartości te praktycznie się pokrywały, osiągając około -1200 mV.

Ponadto na krzywych polaryzacyjnych stopu 7075 i złączy widoczny jest pik w zakresie pasywacji. Maksymalna wartość tego piku przypada na wartość potencjału około $-0,875$ V. Obecność piku może być związana z wydzielaniem wodoru, które zachodzi na powierzchni stopu 7075 podczas polaryzacji potencjodynamicznej do około $-0,850$ V względem nasyconej elektrody kalomelowej (ang. *saturated calomel electrode*, SCE) (Ugiński i Agarwala, 1992).



Rys. 101. Wykres Nyquista dla złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem:
a) stożkowym; b) Whorl; c) Triflute; d) wykres zbiorczy

Wyniki elektrochemicznej spektroskopii impedancyjnej (rys. 101 i 102) potwierdzają obserwacje uzyskane metodą polaryzacji liniowej. W przypadku wszystkich próbek obejmujących obszar złącza, podobnie jak w przypadku stopu 5083 (rys. 101), w zakresie niskich częstotliwości widoczne są pętle o charakterze indukcyjnym. Zjawisko to wiąże się z relaksacją zaadsorbowanych, nierozpuszczalnych w wodzie produktów korozji – głównie tlenków i wodorotlenków metali, takich jak aluminium, magnez i cynk. Znaczne zaszumienie widm uzyskanych dla badanych próbek można tłumaczyć procesami inicjacji wżerów oraz adsorpcją produktów korozji na powierzchni metalu (de Wit i Lenderink, 1996; Feliu Jr., 2020; Lenderink i in., 1993; Våland i Heusler, 1983). Obwody zastępcze dobrane dla próbek złączy są podobne do obwodu dla stopu 5083 (rys. 99b). Na ich podstawie przeprowadzono symulacje, które umożliwiły wyznaczenie wartości parametrów elektrycznych charakteryzujących poszczególne elementy tych obwodów.



Rys. 102. Wykres Bodego dla złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem: a) stożkowym; b) Whorl; c) Triflute; d) wykres zbiorczy

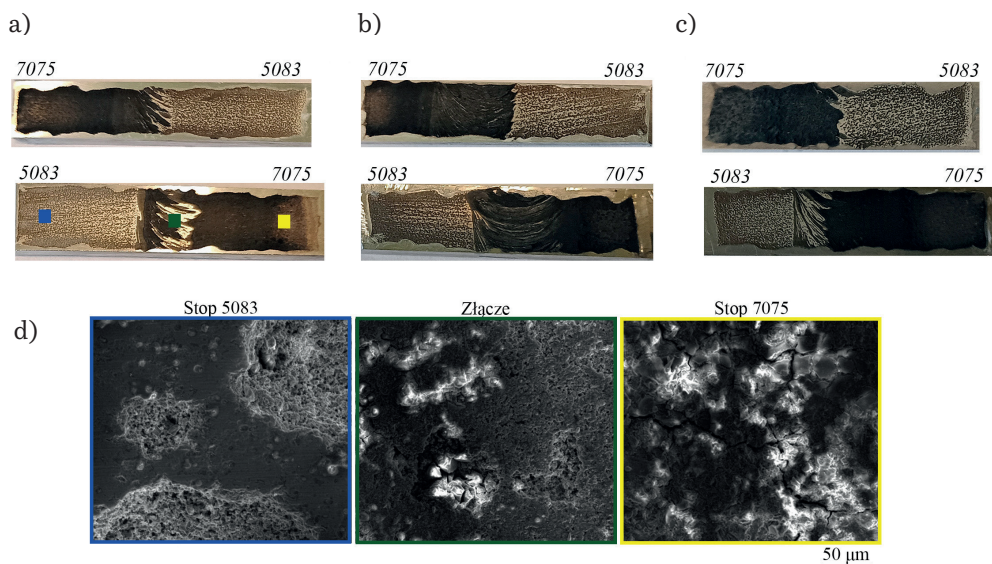
Analiza wyników symulacji (tab. 14) wykazała, że najwyższą wartość rezystancji R_1 – od około 1,3 do 2 razy większą niż w przypadku pozostałych próbek – zarejestrowano dla materiału rodzimego, tj. stopu 5083. Najniższe wartości R_1 uzyskano natomiast dla złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem stożkowym (w obu konfiguracjach) oraz dla złączy 5083-7075 wykonanych narzędziem z trzpieniem Triflute. Wyniki te są zgodne z pomiarami LSV, które dla tych próbek wskazały najwyższe gęstości prądów anodowych, co świadczy o intensywnym przebiegu procesów korozyjnych. Podobną zależność zaobserwowano w przypadku stopu 7075, który charakteryzował się najniższą odpornością na korozję w środowisku 3,5-procentowego roztworu NaCl. Spośród analizowanych złączy najwyższe wartości R_1 osiągnęły złącza 7075-5083 wykonane narzędziami z trzpieniem Whorl i Triflute, odpowiednio 5,36 kΩ i 5,59 kΩ. Obserwacje te są spójne z wynikami badań LSV: w przypadku złącza wykonanego narzędziem z trzpieniem Triflute odnotowano najniższe gęstości prądów anodowych zarówno w zakresie pierwotnej pasywacji, jak i w obszarze transpasywnym, natomiast złącze wykonane narzędziem z trzpieniem Whorl wykazało najszerszy zakres pasywacji pierwotnej oraz najniższy i najwęższy pik odpowiadający obszarowi transpasywnemu.

Tabela 14

Wartości wielkości charakteryzujących elementy obwodów zastępczych dla stopów wyjściowych oraz próbek ze złączami zgrzewanymi

Element obwodu	Stop 5083	Stop 7075	Trzpień stożkowy		Trzpień Whorl		Trzpień Triflute	
			5083-7075	7075-5083	5083-7075	7075-5083	5083-7075	7075-5083
R_s, Ω	11,81 ± 0,81	9,88 ± 0,07	14,67 ± 0,42	11,46 ± 0,22	10,99 ± 0,34	10,34 ± 0,33	12,71 ± 0,20	10,66 ± 0,26
$R_l, \times 10^3 \Omega$	9,61 ± 0,59	9,88 ± 0,07	4,75 ± 0,09	4,08 ± 0,53	4,99 ± 0,12	5,59 ± 0,11	4,45 ± 0,05	5,36 ± 0,07
$CPE_1: Y, \times 10^{-6} Ss^n$	17,22 ± 1,75	54,37 ± 0,68	65,96 ± 2,39	49,93 ± 1,23	58,11 ± 2,22	41,10 ± 1,49	69,02 ± 1,41	51,43 ± 1,25
$CPE_1: n$	0,92 ± 0,02	0,93 ± 0,01	0,84 ± 0,01	0,88 ± 0,01	0,88 ± 0,01	0,86 ± 0,01	0,87 ± 0,01	0,83 ± 0,01
$R_l, \times 10^3 \Omega$	1,33 ± 0,17	–	2,61 ± 0,19	0,71 ± 0,41	2,09 ± 0,14	2,13 ± 0,27	1,91 ± 0,10	0,52 ± 0,11
$L, \times 10^3 H$	102,41 ± 9,54	–	201,27 ± 12,28	235,96 ± 12,34	136,67 ± 7,49	487,70 ± 29,82	249,19 ± 8,08	106,69 ± 102,75
$CPE_{dl}: Y, \times 10^{-6} Ss^n$	–	773,62 ± 23,38	–	–	–	–	–	–
$CPE_{dl}: n$	–	0,72 ± 0,01	–	–	–	–	–	–
$R_{ct}, \times 10^3 \Omega$	–	22,99 ± 0,48	–	–	–	–	–	–
χ^2	5,488	0,046	1,501	0,601	1,791	1,585	0,519	0,695

Powierzchnia próbek po przeprowadzonych pomiarach elektrochemicznych wyraźnie ujawniła zjawisko wymieszania materiałów zgrzewanych w obszarze złącza (rys. 103). Obserwowane powierzchnie charakteryzowały się dużym podobieństwem, co uniemożliwiało jednoznaczne określenie wpływu parametrów procesu zgrzewania na odporność korozyjną wyłącznie na podstawie ich wyglądu. Należy podkreślić, że próbki nie wykazywały zachowania typowego dla klasycznego makroogniwa korozyjnego. Poszczególne stopy ulegały zjawisku korozji w odmienny sposób: w stopie 5083 dominował mechanizm korozji wżerowej, natomiast w stopie 7075 zidentyfikowano korozję międzykrystaliczną. W strefie złącza zaobserwowano zróżnicowany charakter korozji, zależny od fragmentów materiału pochodzących z danego stopu, przy czym zachowanie korozyjne poszczególnych obszarów było zbliżone do właściwości materiałów zgrzewanych.



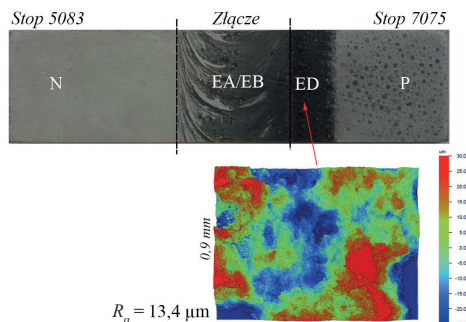
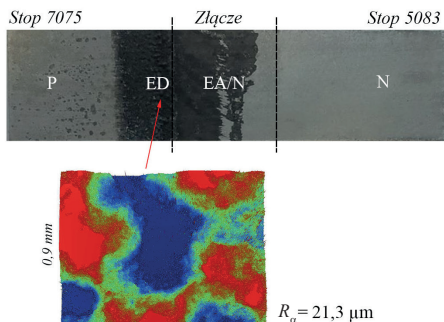
Rys. 103. Powierzchnia próbek ze złączami po pomiarach elektrochemicznych:

- a) narzędzie z trzpieniem stożkowym; b) narzędzie z trzpieniem Whorl;
 c) narzędzie z trzpieniem Triflute; d) w powiększeniu dla stopu 5083, złącza i stopu 7075; SEM

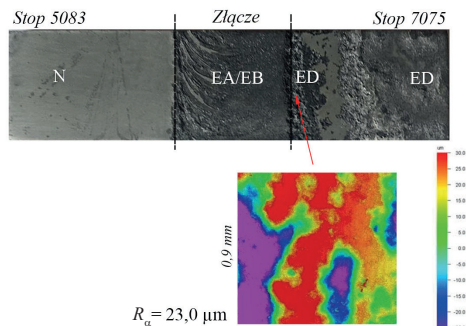
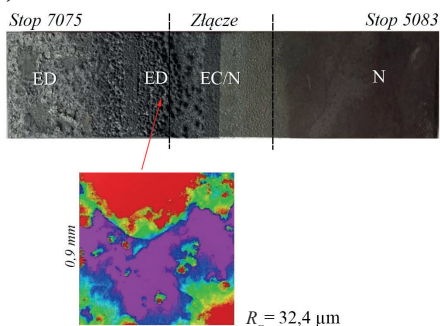
Natomiast testy zanurzeniowe wykazały zróżnicowaną odporność na korozję poszczególnych stref złączy. Jednym z zastosowanych badań był test na korozję warstwową (test EXCO, ang. *exfoliation corrosion test*). Stanowi ona szczególną odmianę korozji międzykrystalicznej, charakterystyczną dla odkształconych stopów, przede wszystkim stopów aluminium. Proces ten przebiega wzdłuż granic ziaren ułożonych równolegle do kierunku walcowania lub wyłaczania i prowadzi do stopniowego rozdzielania się warstw metalu (Ahmad, 2006). Badania odporności złączy na korozję warstwową przeprowadzono z wykorzystaniem dwóch metod. Ze względu na fakt, że złącza obejmują stopy 7075 i 5083, zastosowano odpowiednio: test zgodny z normą ASTM G34 dla stopów serii 7xxx oraz test zgodny z normą ASTM G66 dla stopów serii 5xxx, zgodnie z zaleceniami normowymi do oceny odporności na korozję warstwową w tych grupach stopów. Powierzchnię próbek po testach przedstawiono na rysunku 104. Niezależnie od zastosowanego testu wyniki uzyskane dla poszczególnych obszarów były porównywalne. Odstępstwo zaobserwowano jedynie w teście korozji warstwowej przeznaczonym dla stopów serii 5xxx, w którym – ze względu na bardziej agresywne środowisko – stop 7075 wykazał znaczną podatność na korozję. Stop 7075 charakteryzuje się bowiem niższą odpornością korozyjną w porównaniu ze stopem 5083, co potwierdziły również przeprowadzone badania. Podatność na korozję poszczególnych obszarów złącza jest podobna, lecz zależy od rozmieszczenia stopów po stronach złącza. Złącza stopów 5083 i 7075 wykazują wyraźną asymetrię odporności korozyjnej – podatne na nią są głównie obszary po stronie stopu 7075, a najwyższą

podatność na korozję (kategoria ED zgodnie z normą) obserwuje się w granicy strefy ciepło-plastycznej i strefy wpływu ciepła po stronie stopu 7075, przy czym intensywność korozji jest większa, gdy stop 7075 znajduje się po stronie natarcia. Świadczy o tym wyższa o około $10\ \mu\text{m}$ średnia wartość parametru R_a (średniej arytmetycznej wartości bezwzględnych odchyłek profilu od linii średniej na danym odcinku pomiarowym) dla tych obszarów. Granica strefy ciepło-plastycznej i strefy wpływu ciepła była wielokrotnie wskazywana w literaturze jako najmniej odporny na korozję obszar złączy obrabialnych ciepłnie stopów aluminium.

a)

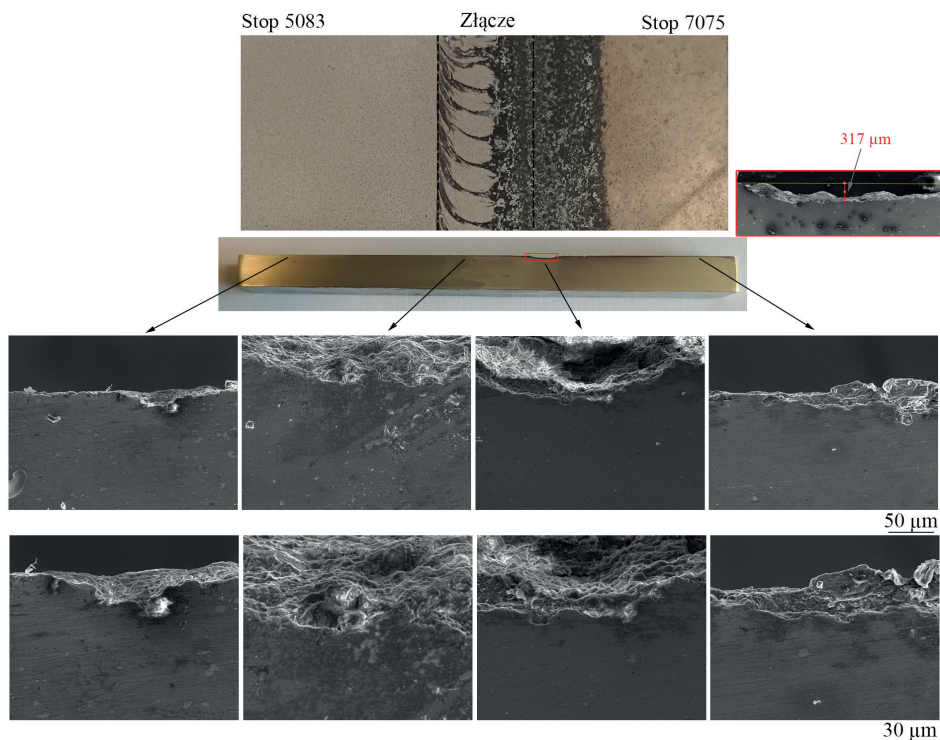


b)



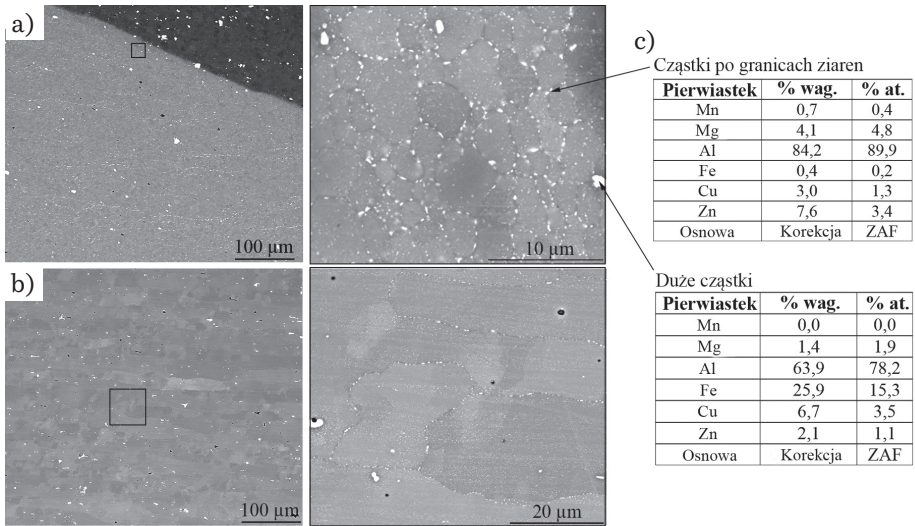
Rys. 104. Powierzchnia próbek po testach na korozję warstwową przeprowadzonych według normy: a) ASTM G34 (test dla stopów z serii 7xxx); b) ASTM G66 (test dla stopów z serii 5xxx)

Badania na przekroju poprzecznym złączy wykazały, że w najbardziej skorodowanych obszarach dochodzi do roztwarzania granic ziaren (rys. 105). W obszarze strefy zmieszania, zawierającym pasma stopu 7075, korozja międzykrystaliczna sięga głębokości do około $80\ \mu\text{m}$. Natomiast na granicy strefy ciepło-plastycznej i strefy wpływu ciepła ubytek grubości połączonych blach w wyniku korozji wynosi około $0,3\ \text{mm}$. W stopie 7075 mechanizm degradacji ma również charakter międzykrystaliczny, lecz przebiega wolniej. W przypadku stopu 5083 obserwowana jest natomiast korozja wżerowa.

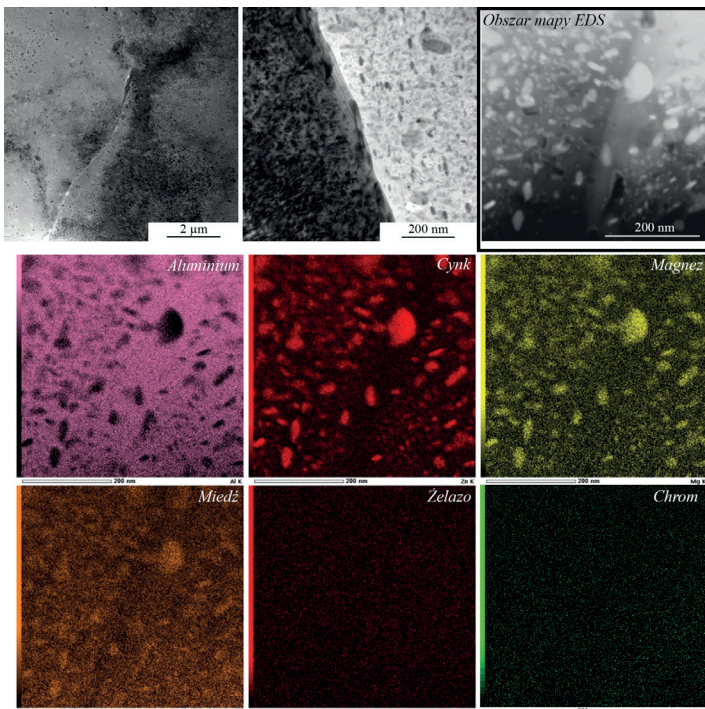


Rys. 105. Szczegółowa analiza przekroju poprzecznego próbki po teście na korozję warstwową; SEM

Obecność korozji międzykrystalicznej w środkowej części złącza oraz na granicy strefy cieplno-plastycznej i strefy wpływu ciepła wynika z wydzielen zlokalizowanych na granicach ziaren w stopie 7075, co potwierdzili również inni autorzy (Bocchi i in., 2018; Elatharasan i Kumar, 2014; Lumsden; i in., 1999; Paglia i Buchheit, 2008; Wadeson i in., 2006). W strefie zmieszania (w pasmach stopu 7075) oraz na granicy stref cieplno-plastycznej i wpływu ciepła, od strony stopu 7075, widoczne są wydzielenia fazy $MgZn_2$ zarówno na granicach ziaren, jak i wewnątrz ich objętości (rys. 106), które mogły powstać już po procesie zgrzewania w wyniku starzenia naturalnego. Analiza EDS w transmisyjnym mikroskopie elektronowym wykazała, że fazy te zawierają także miedź (rys. 107). Ze względu na anodowy charakter potencjału korozyjnego tej fazy względem osnowy (Ramgopal i in., 2002) to właśnie ona najprawdopodobniej inicjuje i przyspiesza procesy korozyjne. Koagulacja wydzielen i rozwój stref wolnych od wydzielen (ang. *precipitate free zones*, PFZ), powstałych w wyniku działania temperatury podczas procesu FSW, mają istotny wpływ na korozję międzykrystaliczną. Strefy wolne od wydzielen charakteryzują się brakiem lub niewielką liczbą wydzielen w pobliżu granic ziaren, co wynika z rozpuszczania lub koagulacji wydzielen międzykrystalicznych w trakcie procesu FSW.



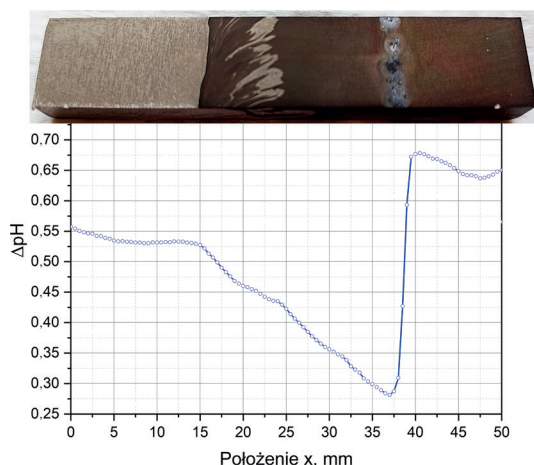
Rys. 106. Mikrostruktura: a) strefy zmieszania; b) granicy strefy ciepło-plastycznej i strefy wpływu ciepła w złączu 5083-7075, trzpień Triflute; c) analiza ilościowa EDS cząstek; SEM



Rys. 107. Mikrostruktura strefy ciepło-plastycznej przy granicy ze strefą wpływu ciepła po stronie sływu (stop 7075), złącze wykonane narzędziem z trzpieniem Triflute; EDS TEM

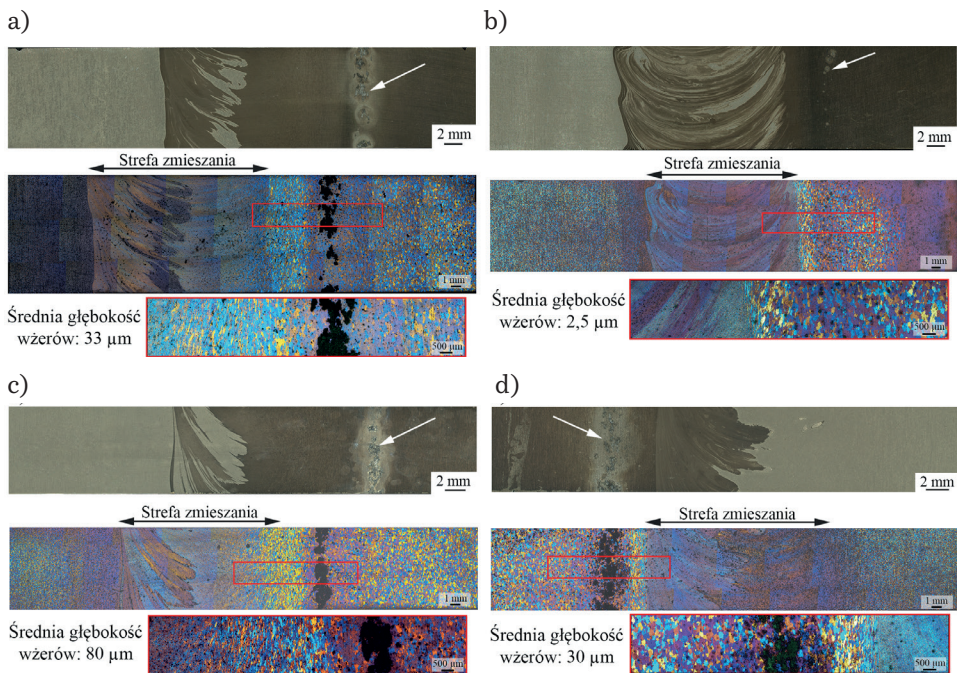
Obecność tych stref przyspiesza zjawisko korozji. Ponadto znaczna różnica potencjału korozyjnego pomiędzy strefami wolnymi od wydzielenia a otaczającymi je wydzieleniami prowadzi do powstania ogniw galwanicznych, w których wydzielenia wykazują bardziej ujemny potencjał elektrochemiczny w porównaniu z osnową i ulegają rozpuszczaniu.

Testy zanurzeniowe przeprowadzone w roztworze wody morskiej (3,5-procentowy roztwór NaCl) wykazały również nasilone procesy korozji lokalnej poza obrębem strefy mieszania. Odmienną odporność na korozję poszczególnych stref złączy potwierdziły również pomiary zmiany pH roztworu w pobliżu badanych powierzchni złączy (rys. 108). Największe wartości zmiany pH odnotowano w obszarach inicjacji i rozwoju wżerów, gdzie jednocześnie obserwowano intensywne wydzielanie gazu. Znaczna lokalna zmiana pH w połączeniu z wydzielaniem gazu (wodoru) wskazuje na zachodzenie anodowego utleniania aluminium oraz towarzyszące temu wytrącanie wodorotlenku aluminium $\text{Al}(\text{OH})_3$ w obszarze otaczającym wżer.



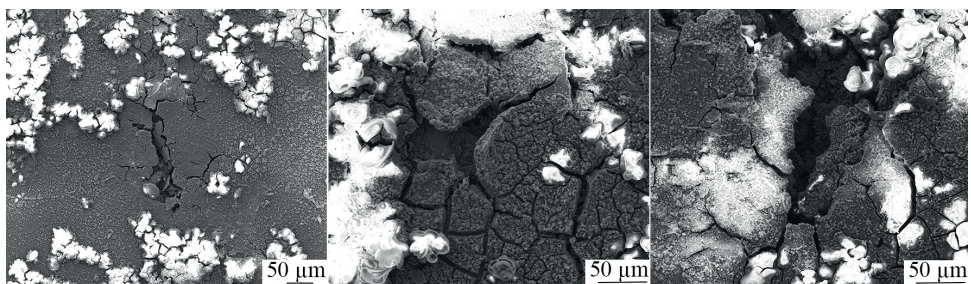
Rys. 108. Wykres zmian pH roztworu w pobliżu powierzchni złącza 5083-7075 (narzędzie z trzpieniem stożkowym) w funkcji położenia

Miejszem inicjacji i formowania się wżerów była linia przebiegająca równoległe do kierunku zgrzewania (rys. 109). Linia ta odpowiada granicy pomiędzy strefą cieplno-plastyczną a strefą wpływu ciepła, jak w cieście na korozję warstwową. Głębokość wżerów zależała zarówno od kształtu trzpienia, jak i od ułożenia stopów w złączu. Największą intensywność korozji (głębokość wżerów około 80 μm) odnotowano w przypadku złącza wykonanego narzędziem z trzpieniem Triflute, w którym stop 5083 znajdował się po stronie natarcia. W przypadku odwrotnej konfiguracji (tj. 7075-5083) głębokość wżerów była mniejsza i wynosiła około 30 μm , podobnie jak dla złącza 5083-7075 zgrzewanego narzędziem z trzpieniem stożkowym. Obserwacje powierzchni opisywanych wżerów (rys. 110) wykazują zachodzenie procesów korozyjnych w wyniku roztwarzania granic ziaren (korozji międzykryształicznej), a nie w wyniku typowej korozji wżerowej.



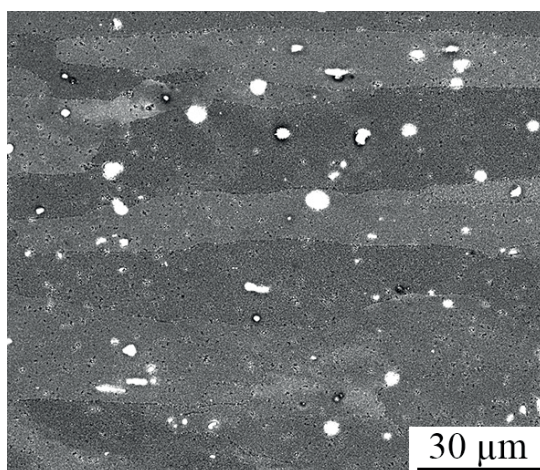
Rys. 109. Makro- i mikrostruktura powierzchni złączy po teście zanurzeniowym w 3,5-procentowym roztworze NaCl: a) 5083-7075, narzędzie z trzpieniem stożkowym; b) 5083-7075, narzędzie z trzpieniem Whorl; c) 5083-7075, narzędzie z trzpieniem Triflute; d) 7075-5083; narzędzie z trzpieniem Triflute

Interesujące jest, że w złączy wykonanym narzędziem z trzpieniem Whorl występowały jedynie niewielkie wżery o głębokości około 2,5 μm wzdłuż wskazanej linii, natomiast w pozostałych obszarach nie zaobserwowano śladów korozji wżerowej. Wyniki te sugerują, że złącze zgrzewane narzędziem z trzpieniem Whorl charakteryzuje się bardzo dobrą odpornością korozyjną, a intensywność korozji lokalnej została w tym przypadku znacząco ograniczona.



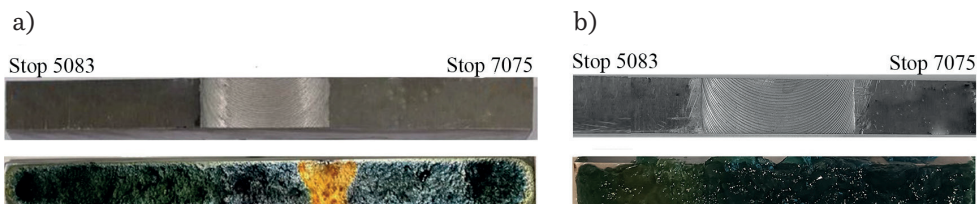
Rys. 110. Charakter korozji międzykrystalicznej w złączy 5083-7075 wykonanym narzędziem z trzpieniem stożkowym; SEM

Analizując mikrostrukturę granicy strefy cieplno-plastycznej ze strefą wpływu ciepła w złączy wykonanym narzędziem z trzpieniem Whorl, nie zaobserwowano wydzielen na granicach ziaren (rys. 111), które występowały w mikrostrukturze analogicznego obszaru w złączy wykonanym narzędziem z trzpieniem Triflute (rys. 106). Brak wydzielen na granicach ziaren oraz ich mniejsza liczba mogą wynikać z intensywniejszej koagulacji faz podczas zgrzewania FSW. Mniejsze rozpuszczenie faz spowodowało, że po zgrzewaniu, w trakcie starzenia naturalnego, wydzieliła się mniejsza ilość fazy $MgZn_2$ na granicach ziaren.



Rys. 111. Mikrostruktura strefy cieplno-plastycznej przy granicy ze strefą wpływu ciepła w złączy wykonanym narzędziem z trzpieniem Whorl; SEM

Korozję złączy zwizualizowano również przez identyfikację obszarów anodowych i katodowych w teście korozyjnym z zastosowaniem żelowego elektrolitu (tzw. agar test), który umożliwia prowadzenie lokalnej obserwacji procesów korozyjnych na powierzchni badanych złączy. W tym teście, który został przeprowadzony przez Isaacs i współautorów (2000), obszary o niskim pH są związane z aktywnością anodową spowodowaną wytwarzaniem jonów H^+ w wyniku procesu hydrolyzy Al^{3+} . Natomiast obszary o wysokim pH są związane z aktywnością katodową, obejmującą redukcję rozpuszczonego tlenu, która prowadzi do powstawania jonów hydroksylowych. Test ten daje ogólny obraz najbardziej podatnego, czyli anodowego, obszaru w złączy. Z obrazów tych (rys. 112) wynika, że w złączy wykonanym narzędziem z trzpieniem Triflute obszar granicy strefy cieplno-plastycznej ze strefą wpływu ciepła po stronie umiejscowienia stopu 7075 staje się obszarem anodowym. Natomiast w przypadku złączy uzyskanych narzędziem z trzpieniem Whorl obszar anodowy nie został zobrazowany. Wyniki testu wykazały, że w złączy tym nie tworzy się ogniwo korozyjne. Wyniki te są zgodne z wynikami wcześniejszych testów.



Rys. 112. Zabarwienie żeluzłaczach wykonanych narzędziem z trzpieniem:
a) Triflute; b) Whorl

Analizując odmienną podatność na korozję złączy wykonanych różnymi narzędziami, warto dodatkowo zwrócić uwagę na wpływ naprężeń resztkowych, które pozostają w złączach po procesie zgrzewania. Naprężenia resztkowe są istotnym zagadnieniem w procesach spajania, szczególnie w spawaniu konwencjonalnym (Blicharski i Sieniawski, 2025). Na wczesnych etapach rozwoju technologii FSW uważano, że naprężenia resztkowe są pomijalne w porównaniu z tymi występującymi w technikach spawania. Jednak naprężenia resztkowe w złączach FSW mogą być znaczące (Kumar i in., 2014). W badanych złączach naprężenia te nie były jednak bezpośrednio analizowane. W dostępnej literaturze wykazano, że rozkład naprężeń resztkowych w złączach FSW przypomina kształtem literę „M”, czyli naprężenia rozciągające osiągają maksimum w strefie wpływu ciepła po obu stronach złącza, podczas gdy w materiale rodzimym oraz w strefie mieszania i strefie cieplno-plastycznej są niższe (ściskające lub neutralne) (Deplus i in., 2011; Prime i in., 2006; Staron i in., 2004). Kształt narzędzia wpływa na przepływ materiału oraz stopień ścinania, co przekłada się na wielkość wprowadzanych naprężeń. Dodatkowo ilość wytwarzanego podczas zgrzewania ciepła, zależna również od kształtu narzędzia, wpływa na powstawanie naprężeń resztkowych. Jak podają Fratini i współautorzy (2009) w procesie FSW aspekt cieplny odgrywa kluczową rolę w kształtowaniu naprężeń resztkowych. W przypadku zastosowania narzędzia z trzpieniem Whorl przepływ materiału i rozkład temperatury są bardziej jednorodne niż przy użyciu narzędzia z trzpieniem stożkowym lub Triflute (rys. 74 i 75). Może to prowadzić do korzystnego rozłożenia naprężeń resztkowych po ochłodzeniu złącza, co z kolei może zwiększać jego odporność korozyjną.

W przypadku wielu zastosowań technologii FSW, oprócz właściwości wytrzymałościowych, kluczowe znaczenie ma również odporność korozyjna. W związku z tym odporność korozyjna złączy stopów 5083 i 7075 została oceniona pod różnym kątem, przy użyciu badań elektrochemicznych oraz testów zanurzeniowych. Badania elektrochemiczne wykazały zróżnicowaną odporność korozyjną złączy. Najlepszą odpornością charakteryzowały się złącza 7075-5083 wykonane narzędziami z trzpieniem Whorl i Triflute, natomiast najmniejszą stwierdzono w przypadku złączy wykonanych narzędziem z trzpieniem stożkowym. Należy jednak podkreślić, że badania elektrochemiczne nie ujawniły korozji lokalnej, która z praktycznego punktu widzenia może stanowić poważny problem. Testy zanurzeniowe wykazały,

że najmniej odporną na korozję częścią złącza jest granica strefy cieplno-plastycznej i strefy wpływu ciepła po stronie stopu 7075. Wynika to z obecności w tym obszarze wydzielen na granicach ziaren oraz stref wolnych od wydzielen (PFZ). Fazy międzymetaliczne mają inny potencjał korozyjny niż osnowa, co prowadzi do tworzenia mikroogniw korozyjnych i sprzyja korozji międzykrystalicznej.

Jednocześnie wyniki badań wskazują, że zjawisko korozji lokalnej w złączach stopów 5083 i 7075 można ograniczyć. Zastosowanie odpowiedniego narzędzia, w tym przypadku z trzpieniem Whorl, pozwala na uzyskanie takiego rozkładu temperatury i odkształcenia podczas procesu FSW, aby finalna mikrostruktura złącza nie sprzyjała powstawaniu mikroogniw korozyjnych.

10. Podsumowanie

Coraz szersze zastosowanie technologii zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału w przemyśle powoduje zwiększone zapotrzebowanie na nowe konfiguracje materiałowe. Do takich należą zgrzewane wysokowytrzymałe obrabialne ciepłnie stopy aluminium serii 7xxx ze stopami aluminium nieobrabialnymi ciepłnie serii 5xxx. Zróżnicowane właściwości użytkowe tych stopów, takie jak wysoka wytrzymałość na rozciąganie czy odporność korozyjna, stwarzają szerokie możliwości ich zastosowania w konstrukcjach. Jednocześnie różnice w ich właściwościach fizycznych i metalurgicznych mogą utrudniać proces ich łączenia. Pomimo różnic w składzie chemicznym, właściwościach fizycznych oraz mechanizmach umocnienia (podatności na obróbkę cieplną) przeprowadzone badania potwierdziły, że możliwe jest uzyskanie trwałych złączy zgrzewanych FSW ze stopów 7075 i 5083, o wytrzymałości na rozciąganie przekraczającej wytrzymałość stopu 5083. W wykonanych złączach przy zastosowaniu wybranych parametrów technologicznych zgrzewania nie wykazano niezgodności.

Zaprezentowane w niniejszej monografii wyniki badań wykazały, że zgrzewanie FSW charakteryzuje się różnymi złożonymi zależnościami pomiędzy wieloma parametrami technologicznymi, takimi jak prędkość obrotowa narzędzia, konfiguracja złącza (w znaczeniu umiejscowienia łączonych stopów po odpowiedniej stronie złącza) czy kształt narzędzia a mieszaniem materiału, mikrostrukturą i właściwościami otrzymanego złącza. Z tego względu w przeprowadzonych badaniach podjęto próbę zrozumienia i wyjaśnienia mechanizmów fizycznych i ciepłno-mechanicznych zachodzących podczas zgrzewania FSW, które są istotne w aspekcie zarówno inżynierii materiałowej, jak i efektywniejszej optymalizacji parametrów technologicznych na podstawie modeli numerycznych.

Przeprowadzone badania wykazały, że wzrost prędkości obrotowej narzędzia zwiększa intensywność mieszania stopów, jednak zbyt krótki czas uplastycznienia oraz straty ciepła (w wyniku przewodzenia do narzędzia i konwekcji) prowadzą do powstawania niezgodności w postaci pustek i obniżenia właściwości mechanicznych złączy. Wyniki zaprzeczają często przyjmowanemu w literaturze założeniu, że intensywniejsze mieszanie jednoznacznie poprawia jakość złącza. W przypadku złączy stopów 5083 i 7075, mimo teoretycznego wzrostu ilości wytwarzanego ciepła przy

wyższej prędkości obrotowej, efektywnie doprowadzona energia cieplna była mniejsza z powodu zwiększonych strat cieplnych. Niedostateczna energia prowadziła do tworzenia pustek wynikających z niepełnego lokalnego uplastycznienia materiału, co potwierdza istotną rolę zarówno ilości wytwarzanego ciepła podczas procesu (temperatury w strefie mieszania), jak i odkształcenia wokół narzędzia w kształtowaniu złącza.

Wykazano również, że konfiguracja złącza istotnie wpływa na przebieg przepływu materiału, rozkład temperatury oraz kształtowanie mikrostruktury, co wynika z niesymetrycznego charakteru tego procesu. Przegląd literatury wskazuje jednak na brak jednoznacznych zaleceń dotyczących optymalnej konfiguracji materiałów. W większości prac dotyczących złączy stopów serii 5xxx i 7xxx przyjmuje się, że korzystniejsze właściwości złączy uzyskuje się, gdy stop o wyższej wytrzymałości (w tym przypadku stop serii 7xxx) umieszczony jest po stronie natarcia.

W niniejszej pracy wykazano, że dobór konfiguracji rozmieszczenia stopów po stronach złącza powinien opierać się nie na ich właściwościach mechanicznych w temperaturze pokojowej, lecz na wartościach naprężenia płynięcia oraz warunkach cieplno-mechanicznych procesu FSW. Analiza naprężenia płynięcia wykazała, że mimo wyższej wytrzymałości stopu 7075 w temperaturze otoczenia, stop 5083 charakteryzuje się wyższym naprężeniem płynięcia w warunkach procesu FSW. Z tego względu za bardziej korzystne uznano umieszczenie stopu 5083 po stronie natarcia, co zostało potwierdzone doświadczalnie przez uzyskanie złączy o wyższej jakości i wytrzymałości. W konfiguracji 5083-7075 mieszanie stopów było intensywniejsze niż w konfiguracji odwrotnej. Ponadto konfiguracja złącza nie wpływała istotnie na wytrzymałość złączy, w których nie wykazano niezgodności. Zerwanie w próbach rozciągania zawsze następowało w bardziej plastycznym stopie (5083).

W złączach różnoimiennych szczególnie interesującym obszarem pod względem mikrostruktury jest obszar strefy mieszania, która ma charakter pasmowy, odzwierciedlający wirowy przepływ materiału wokół narzędzia. Jej mikrostruktura zależy od kształtu narzędzia, prędkości obrotowej oraz konfiguracji materiałów, które wpływają na ilość wytwarzanego ciepła i charakter mieszania. W złączach stopów 5083 i 7075 zaobserwowano naprzemienne pasma zgrzewanych stopów z drobnoziarnistą mikrostrukturą powstałą w wyniku dynamicznej rekrytalizacji, a przy zastosowaniu narzędzi z trzpieniem Whorl i Triflute wykazano, że możliwy jest także proces rekrytalizacji statycznej po zakończeniu zgrzewania.

Niezależnie od kształtu narzędzia pasma zgrzewanych stopów w strefie mieszania różnią się mikrostrukturą, a dokładnie wielkością ziarna, obecnością dyslokacji i cząstek faz. Różnice te wynikają z odmiennej podatności stopów na odkształcenie i temperaturę oraz z różnych mechanizmów umocnienia. Mikrostruktura stopu 5083 podczas procesu FSW jest kształtowana przede wszystkim przez odkształcenie plastyczne, co prowadzi do intensywnej akumulacji dyslokacji i niepełnej rekrytalizacji (częściowo mogło wystąpić tylko zdrowienie dynamiczne). Natomiast w stopie 7075 dominującą rolę odgrywa wpływ temperatury, który sprzyja intensywniejszej rekrytalizacji oraz rozpuszczaniu faz umacniających. Ponadto

obszary złącza ze stopu 7075 ulegają starzeniu naturalnemu po procesie zgrzewania, o czym świadczy wzrost twardości.

Wyniki badań własnych podkreśliły kluczowe znaczenie kształtu narzędzia w procesie FSW, który wpływa na uplastycznienie materiałów, ich przepływ oraz stopień wymieszania, a tym samym na mikrostrukturę i właściwości złącza. Badania złączy stopów 5083 i 7075 pokazują, że odpowiednio dobrany kształt trzpienia poprawia jakość złącza zgrzewanego, ogranicza niezgodności i korzystnie wpływa na właściwości mechaniczne. Zastosowanie w badaniach narzędzi z trzpieniami o różnym kształcie: trzpieniem stożkowym gwintowanym, Whorl czy Triflute, spowodowało odmienny przepływ materiału w pobliżu narzędzia, a w konsekwencji różną intensywność mieszania i uplastycznienie stopów. Narzędzia o bardziej złożonym kształcie (np. z rowkami lub spiralnymi wyłobieniami) powodują bardziej dynamiczny przepływ materiału z lokalnymi wirami, co sprzyja jednorodnemu mieszaninowi oraz efektywnemu transportowi materiału w strefie zmieszania. O ile uzyskana drobnoziarnista mikrostruktura w strefie zmieszania nie zależała od kształtu trzpienia, o tyle wielkość ziarna była już od niego zależna. Spośród analizowanych kształtów trzpieni trzpień Triflute zapewniał najintensywniejsze mieszanie i największe rozdrobnienie ziarna, co skutkowało najwyższą wytrzymałością, przewyższającą wytrzymałość stopu 5083. Narzędzia z trzpieniem stożkowym i Whorl umożliwiły uzyskanie złączy wysokiej jakości, lecz o niższej wytrzymałości.

Kształt trzpienia ma istotny wpływ także na rozpuszczanie i koagulację faz w strefie zmieszania. Podczas zgrzewania narzędziem z trzpieniem stożkowym ilość wytwarzanego ciepła jest mniejsza niż w przypadku zgrzewania narzędziem z innymi trzpieniami, co powoduje obecność w złączu nierozpuszczonych oraz skoagulowanych faz. Zgrzewanie narzędziem z trzpieniem Whorl skutkuje wzrostem temperatury, co intensyfikuje zarówno rozpuszczanie, jak i koagulację, przy czym proces koagulacji lub wtórnego wydzielania dominuje. Natomiast zgrzewanie narzędziem z trzpieniem Triflute sprzyja głównie rozpuszczaniu faz, prawdopodobnie wskutek także intensywnego mechanicznego rozpuszczania.

Warto nadmienić, że w złączach wykonanych narzędziem z trzpieniem Triflute, w których stop 5083 znajdował się po stronie natarcia, zaobserwowano dodatkowe pasma o mieszanym składzie chemicznym i innej wielkości ziarna niż w pasmach materiałów rodzimych. Mimo zmieszania stopów w tych pasmach nie stwierdzono powstania nowych faz, obecne były wyłącznie fazy charakterystyczne dla zgrzewanych stopów.

W pracy przeanalizowano również zjawisko korozji, mogącej stanowić poważny problem w użytkowaniu konstrukcji, w której zastosowano złącza FSW. Wykazano, że odporność korozyjna złączy FSW stopów 5083 i 7075 w dużym stopniu zależy od rodzaju zastosowanego narzędzia. Badania elektrochemiczne wskazały, że najwyższą odpornością na korozję charakteryzują się złącza wykonane przy użyciu narzędzi z trzpieniem Whorl i Triflute, natomiast najniższą – złącza wykonane narzędziem z trzpieniem stożkowym. Należy jednak zaznaczyć, że metody elektrochemiczne nie pozwoliły na identyfikację korozji lokalnej, która ujawniła się dopiero

w testach zanurzeniowych. Najbardziej podatnym na korozję obszarem była granica strefy ciepło-plastycznej i strefy wpływu ciepła po stronie stopu 7075. Jest to związane z obecnością wydzielen na granicach ziaren oraz tworzeniem się stref wolnych od wydzielen, co sprzyja tworzeniu się mikroogniw i prowadzi do korozji międzykryształicznej. Obszar ten jest często wskazywany w literaturze jako szczególnie narażony na zwiększoną podatność na korozję w złączach stopów obrabialnych cieplnie. Dodatkowo wyniki badań wskazują, że odpowiedni dobór narzędzia (w przypadku przeprowadzonych badań zastosowanie trzpienia typu Whorl) pozwala ograniczyć korozję lokalną dzięki uzyskaniu korzystnej mikrostruktury złącza.

Podsumowując, należy podkreślić, że skuteczne wykorzystanie technologii FSW do zgrzewania różnoimiennych stopów aluminium, podlegających odmiennym mechanizmom umocnienia, wymaga pełnego zrozumienia mechaniki procesu, właściwości termomechanicznych materiałów oraz zjawisk mikrostrukturalnych zachodzących podczas zgrzewania. Uzyskanie złączy o wysokiej jakości i pożądanej mikrostrukturze jest możliwe jedynie przez optymalizację parametrów technologicznych na podstawie analizy mikrostruktury, właściwości mechanicznych oraz warunków ciepłno-odkształceniowych procesu.

Bibliografia

- Abd Elnabi, M. M., Elshalakany, A. B., Abdel-Mottaleb, M. M., Osman, T. A., El Mokadem, A. (2019). Influence of friction stir welding parameters on metallurgical and mechanical properties of dissimilar AA5454-AA7075 aluminum alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, 8(2), 1684–1693. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2018.10.015>
- Abd Elnabi, M. M., El Mokadem, A., Osman, T. (2022). Optimization of process parameters for friction stir welding of dissimilar aluminum alloys using different Taguchi arrays. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 121(5–6), 3935–3964. <https://doi.org/10.1007/s00170-022-09531-3>
- Abnar, B., Gashtiazar, S., Javidani, M. (2023). Friction stir welding of non-heat treatable Al alloys: Challenges and improvements opportunities. *Crystals*, 13(4), 576. <https://doi.org/10.3390/cryst13040576>
- Ahmad, Z. (2006). *Principles of Corrosion Engineering and Corrosion Control*. Butterworth-Heinemann. <https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-5924-6.X5000-4>
- Ahmed, M. M. Z., Ataya, S., El-Sayed Seleman, M. M., Ammar, H. R., Ahmed, E. (2017). Friction stir welding of similar and dissimilar AA7075 and AA5083. *Journal of Materials Processing Technology*, 242, 77–91. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.11.024>
- Ahmed, M. M. Z., Wynne, B. P., Rainforth, W. M., Addison, A., Martin, J. P., Threadgill, P. L. (2019). Effect of tool geometry and heat input on the hardness, grain structure, and crystallographic texture of thick-section friction stir-welded aluminium. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 50(1), 271–284. <https://doi.org/10.1007/s11661-018-4996-2>
- Ahmed, M. M. Z., Ataya, S., Seleman, M. M. E., Mahdy, A. M. A., Alsaleh, N. A., Ahmed, E. (2021). Heat input and mechanical properties investigation of friction stir welded AA5083/AA5754 and AA5083/AA7020. *Metals*, 11(1), 68. <https://doi.org/10.3390/met11010068>
- Akbari, M., Esfandiari, M., Abdollahzadeh, A. (2025). The role of force and torque in friction stir welding: A detailed review. *Journal of Advanced Joining Processes*, 11, 100289. <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2025.100289>
- Albannai, A. I. (2020). Review the common defects in friction stir welding. *International Journal of Scientific & Technology Research*, 9(11), 318–329
- Amancio-Filho, S. T., Sheikhi, S., dos Santos, J. F., Bolfarini, C. (2008). Preliminary study on the microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welds in aircraft aluminium alloys 2024-T351 and 6056-T4. *Journal of Materials Processing Technology*, 206(1–3), 132–142. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.12.008>

- Amatullah, M., Jan, M., Farooq, M., Zargar, A. S., Maqbool, A., Khan, N. Z. (2022). Effect of tool rotational speed on the friction stir welded aluminum alloys: A review. *Materials Today: Proceedings*, 62(1), 245–250. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.03.220>
- Ambrosio, D., Wagner, V., Dessein, G., Paris, J., Jlaiel, K., Cahuc, O. (2021). Plastic behavior-dependent weldability of heat-treatable aluminum alloys in friction stir welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 117(1–2), 635–652. <https://doi.org/10.1007/s00170-021-07754-4>
- Ambrosio, D., Morisada, Y., Ushioda, K., Fujii, H. (2023). Material flow in friction stir welding: A review. *Journal of Materials Processing Technology*, 320, 118116. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.118116>
- Andrade, D. G., Leitão, C., Dialami, N., Chiumenti, M., Rodrigues, D. M. (2020). Modelling torque and temperature in friction stir welding of aluminium alloys. *International Journal of Mechanical Sciences*, 182. <https://doi.org/10.1016/j.ijmecsci.2020.105725>
- Arbegas, W. J. (2008). A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding. *Scripta Materialia*, 58(5), 372–376. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.10.031>
- Arif, W., Iman, M. N., Iswanto, P. T., Kusmono, Akhyar. (2021). The effect of tool rotation speed on hardness, tensile strength, and microstructure of dissimilar friction stir welding of dissimilar AA5083 and AA6061-T6 alloys. *Key Engineering Materials*, 892, 159–168. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.892.159>
- Arora, A., Nandan, R., Reynolds, A. P., DebRoy, T. (2009). Torque, power requirement and stir zone geometry in friction stir welding through modeling and experiments. *Scripta Materialia*, 60(1), 13–16. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2008.08.015>
- Arya, P. K., Jain, N. K., Murugesan, J., Patel, V. K. (2022). Developments in friction stir welding of aluminium to magnesium alloy. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 36(13), 1365–1402. <https://doi.org/10.1080/01694243.2021.1975614>
- Ashby, M., Shercliff, H., Cebon, D. (2010). *Materials Engineering, Science, Processing and Design* (2nd ed.). Elsevier
- Aval, H. J. (2015). Influences of pin profile on the mechanical and microstructural behaviors in dissimilar friction stir welded AA6082-AA7075 butt joint. *Materials and Design*, 67, 413–421. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.11.055>
- Azeez, S. T., Akinlabi, E. T., Kailas, S. V., Brandi, S. D. (2018). Microstructural properties of a dissimilar friction stir welded thick aluminum AA6082-T6 and AA7075-T6 alloy. *Materials Today: Proceedings*, 5(9), 18297–18306. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.06.168>
- Azmi, M. H., Hasnol, M. Z., Zaharuddin, M. F. A., Sharif, S., Rhee, S. (2022). Effect of tool pin profile on friction stir welding of dissimilar materials AA5083 and AA7075 aluminium alloy. *Archives of Metallurgy and Materials*, 67(2), 465–470. <https://doi.org/10.24425/amm.2022.137778>

- Babu, K. T., Muthukumaran, S., Kumar, C. H. B. (2019). The role of material location on the first mode of metal transfer and weld formation in dissimilar friction stir welded thin sheets. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 72(6), 1589–1592. <https://doi.org/10.1007/s12666-019-01716-x>
- Baratzadeh, F., Handyside, A., Boldsaikhan, E., Lankarani, H., Carlson, B., Burford, D. (2011). Microstructural and mechanical properties of friction stir welding joints of 6082-T6 with 6063-T6. W. R. Mishra, R. Mahoney, M. W. Sato, Y. Hovanski, Y. Verma (Eds.), *Friction Stir Welding and Processing VI* (s. 159–169). Wiley. <https://doi.org/10.1002/9781118062302.ch28>
- Beygi, R., Galvão, I., Akhavan-Safar, A., Pouraliakbar, H., Fallah, V., da Silva, L. F. M. (2023). Effect of alloying elements on intermetallic formation during friction stir welding of dissimilar metals: A critical review on aluminum/steel. *Metals*, 13(4), 768. <https://doi.org/10.3390/met13040768>
- Blicharski, M. (2002). *Odkształcanie i pękanie*. Wydawnictwa AGH
- Blicharski, M., Sieniawski, J. (2025). *Inżynieria materiałowa połączeń spawanych*. Wydawnictwo Naukowe PWN
- Blum, W., Zhu, Q., Merkep, R., McQueen, H. J. (1996). Geometric dynamic recrystallization in hot torsion of Al-5Mg-0.6Mn (AA5083). *Materials Science and Engineering A*, 205(1–2), 23–30. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(95\)09990-5](https://doi.org/10.1016/0921-5093(95)09990-5)
- Bocchi, S., Cabrini, M., D'Urso, G., Giardini, C., Lorenzi, S., Pastore, T. (2018). The influence of process parameters on mechanical properties and corrosion behavior of friction stir welded aluminum joints. *Journal of Manufacturing Processes*, 35, 1–15. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.07.012>
- Brandstetter, S., Derlet, P. M., Van Petegem, S., Van Swygenhoven, H. (2008). Williamson–Hall anisotropy in nanocrystalline metals: X-ray diffraction experiments and atomistic simulations. *Acta Materialia*, 56(2), 165–176. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.09.007>
- Çam, G., İpekoğlu, G. (2017). Recent developments in joining of aluminum alloys. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 91(5–8), 1851–1866. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9861-0>
- Cavaliere, P., De Santis, A., Panella, F., Squillace, A. (2009). Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of dissimilar AA6082–AA2024 joints produced by friction stir welding. *Materials & Design*, 30(3), 609–616. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.05.044>
- Cetkin, E., Çelik, Y. H., Temiz, S. (2019). Microstructure and mechanical properties of AA7075/AA5182 jointed by FSW. *Journal of Materials Processing Technology*, 268, 107–116. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.01.005>
- Chandana, R., Saraswathamma, K. (2023). Impact of tool pin profiles in friction stir welding process-A review. *Materials Today: Proceedings*, 76(3), 602–606. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.12.097>
- Chen, Y., Ding, H., Cai, Z., Zhao, J., Li, J. (2017). Microstructural and mechanical characterization of a dissimilar friction stir-welded AA5083-AA7B04 butt joint. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(2), 530–539. <https://doi.org/10.1007/s11665-016-2482-9>

- Cina, B. (1974). *Reducing the susceptibility of alloys, particularly aluminium alloys, to stress corrosion cracking* (U.S. Patent No. 3 856 584)
- Cole, E. G., Fehrenbacher, A., Duffie, N. A., Zinn, M. R., Pfefferkorn, F. E., Ferrer, N. J. (2014). Weld temperature effects during friction stir welding of dissimilar aluminum alloys 6061-T6 and 7075-T6. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 71(1–4), 643–652. <https://doi.org/10.1007/s00170-013-5485-9>
- Colegrove, P. A., Shercliff, H. R., Zettler, R. (2007). Model for predicting heat generation and temperature in friction stir welding from the material properties. *Science and Technology of Welding and Joining*, 12(4), 284–297. <https://doi.org/10.1179/174329307X197539>
- Corral, J., Trillo, E. A., Li, Y., Murr, L. E. (2000). Corrosion of friction-stir welded aluminum alloys 2024 and 2195. *Journal of Materials Science Letters*, 19(23), 2117–2122. <https://doi.org/10.1023/A:1026710422951>
- D’Urso, G., Giardini, C., Lorenzi, S., Cabrini, M., Pastore, T. (2017). The effects of process parameters on mechanical properties and corrosion behavior in friction stir welding of aluminum alloys. *Procedia Engineering*, 183, 270–276. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.04.038>
- Das, D., Bag, S., Pal, S., De, A. (2024). A review on phenomenological model subtleties for defect assessment in friction stir welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 120, 641–679. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.04.063>
- Davenport, A. J., Jariyaboon, M., Padovani, C., Tareelap, N., Connolly, B. J., Williams, S. W., Siggs, E. (2006). Corrosion and protection of friction stir welds. *Materials Science Forum*, 519–521, 699–704. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.519-521.699>
- Davoodi, A., Esfahani, Z., Sarvghad, M. (2016). Microstructure and corrosion characterization of the interfacial region in dissimilar friction stir welded AA5083 to AA7023. *Corrosion Science*, 107, 133–144. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.02.027>
- DebRoy, T., Bhadeshia, H. K. D. H. (2010). Friction stir welding of dissimilar alloys – A perspective. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(4), 266–270. <https://doi.org/10.1179/174329310X12726496072400>
- Defalco, J. (2006). Friction stir welding vs. fusion welding. *Welding Journal*, 85(3), 42–43
- Deplus, K., Simar, A., Haver, W. V., Meester, B. D. (2011). Residual stresses in aluminium alloy friction stir welds. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 56(5–8), 493–504. <https://doi.org/10.1007/s00170-011-3210-0>
- Dewangan, S. K., Tripathi, M. K., Manoj, M. K. (2019). Effect of welding speeds on microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welding of AA7075 and AA5083 alloy. *Materials Today: Proceedings*, 27(3), 2713–2717. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.12.190>
- Di Bella, G. Di, Alderucci, T., Favaloro, F., Borsellino, C. (2023a). Effect of tool tilt angle on mechanical resistance of AA6082/AA5083 friction stir

- welded joints for marine applications. *Procedia CIRP*, 118, 879–884. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2023.06.151>
- Di Bella, G., Favaloro, F., Borsellino, C. (2023b). Effect of process parameters on friction stir welded joints between dissimilar aluminum alloys: A review. *Metals*, 13(7), 1176. <https://doi.org/10.3390/met13071176>
- Dong, C., Zhang, K., Luan, G., Meng, Q., Fu, R. (2014). Effect of natural aging on mechanical properties of 7050 aluminum alloy friction stir welding. *Transactions of the China Welding Institution*, 35(4), 15–18
- Dymek, S. (2004). *Mechaniczne wytwarzanie stopów na podstawie faz międzymetalicznych z układów równowagi fazowej Ni-Al, Nb-Al oraz Nb-Al-V, ich charakterystyka i właściwości*. Uczelniane Wydawnictwa Naukowo-Dydaktyczne AGH
- Dymek, S. (2012). *Nowoczesne stopy aluminium do przeróbki plastycznej*. Wydawnictwa AGH
- Elatharasan, G., Senthil Kumar, V. S. (2014). Corrosion analysis of friction stir-welded AA 7075 aluminium alloy. *Strojníški vestnik – Journal of Mechanical Engineering*, 60(1), 29–34. <https://doi.org/10.5545/sv-jme.2012.711>
- Elsheikh, A. H. (2023). Applications of machine learning in friction stir welding: Prediction of joint properties, real-time control and tool failure diagnosis. *Engineering Applications of Artificial Intelligence*, 121, 105961. <https://doi.org/10.1016/j.engappai.2023.105961>
- Esfahani, Z., Rahimi, E., Sarvghad, M., Rafsanjani-Abbasi, A., Davoodi, A. (2018). Correlation between the histogram and power spectral density analysis of AFM and SKPFM images in an AA7023/AA5083 FSW joint. *Journal of Alloys and Compounds*, 744, 174–181. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.02.106>
- Etter, A. L., Baudin, T., Fredj, N., Penelle, R. (2007). Recrystallization mechanisms in 5251 H14 and 5251 O aluminum friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, 445–446, 94–99. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.09.036>
- Feddal, I., Chairi, M., Di Bella, G. (2025). Analysis of friction stir welding of aluminum alloys. *Metals*, 15(5), 532. <https://doi.org/10.3390/met15050532>
- Feliu Jr., S. (2020). Electrochemical impedance spectroscopy for the measurement of the corrosion rate of magnesium alloys: Brief review and challenges. *Metals*, 10(6), 775. <https://doi.org/10.3390/met10060775>
- Fratini, L., Macaluso, G., Pasta, S. (2009). Residual stresses and FCP prediction in FSW through a continuous FE model. *Journal of Materials Processing Technology*, 209(15–16), 5465–5474. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.05.001>
- Freepik. (2025). *Transformacja kreatywności*. Narzędzia AI do kreowania obrazów. <https://pl.freepik.com>.
- Frigaard, Ø., Grong, Ø., Midling, O. T. (2001). A process model for friction stir welding of age hardening aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 32(5), 1189–1200. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0128-4>
- Fujii, H., Cui, L., Maeda, M., Sato, Y. S., Nogi, K. (2006). Effect of threads on tool in friction stir welding of aluminum alloys. *Materials Science Forum*, 512, 389–394. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.512.389>

- Fuller, C. B., Mahoney, M. W., Calabrese, M., Micono, L. (2010). Evolution of microstructure and mechanical properties in naturally aged 7050 and 7075 Al friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, 527(9), 2233–2240. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.11.057>
- Fuse, K., Badheka, V. (2019). Bobbin tool friction stir welding: A review. *Science and Technology of Welding and Joining*, 24(4), 277–304. <https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1553655>
- Gachi, S., Aissani, M., Baudin, T., Helbert, A. L., Brisset, F., Gautrot, S., Mathon, M. H., Bradai, D., Boubenider, F. (2020). The microstructure, texture and mechanical properties of friction stir welded aluminum alloy. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*, 61(5), 523–533. <https://doi.org/10.3103/S1067821220050041>
- Gebreamlak, G., Palani, S., Sirhabizu, B., Atnaw, S. M., Gebremichael, E. (2022). Dissimilar friction stir welding process—a review. *Advances in Materials and Processing Technologies*, 8(4), 3900–3922. <https://doi.org/10.1080/2374068X.2022.2036446>
- Gibson, B. T., Lammlein, D. H., Prater, T. J., Longhurst, W. R., Cox, C. D., Ballun, M. C., Dharmaraj, K. J., Cook, G. E., Strauss, A. M. (2014). Friction stir welding: Process, automation, and control. *Journal of Manufacturing Processes*, 16(1), 56–73. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2013.04.002>
- Gite, R. A., Loharkar, P. K., Shimpi, R. (2019). Friction stir welding parameters and application: A review. *Materials Today: Proceedings*, 19(2), 361–365. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.613>
- Gunasekaran, P., Thilagham, K. T., Noorullah, D. (2020). Studies on friction stir welding of AA2014, AA6082 and AA7075 similar and dissimilar joints. *Advanced Engineering Forum*, 37, 15–24. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/aef.37.15>
- Gunda, V. R., Yelamasetti, B., Vishnu Vardhan, T. (2021). Effect of FSW process parameters and tool profile on mechanical properties of AA 5082 and AA 6061 welds. *Materials Today: Proceedings*, 46(1), 826–830. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.801>
- Guo, J. F., Chen, H. C., Sun, C. N., Bi, G., Sun, Z., Wei, J. (2014). Friction stir welding of dissimilar materials between AA6061 and AA7075 Al alloys effects of process parameters. *Materials & Design (1980-2015)*, 56, 185–192. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2013.10.082>
- Hamilton, C., Dymek, S., Blicharski, M., Kalemba, I. (2008). A thermal model of friction stir welding applied to aluminum 7136-T76511 extrusions. *TMS Annual Meeting*, 3, 33–40
- Hamilton, C., Kopyściański, M., Senkov, O., Dymek, S. (2013). A coupled thermal/material flow model of friction stir welding applied to Sc-modified aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 44(4), 1730–1740. <https://doi.org/10.1007/s11661-012-1512-y>

- Hamilton, C., Kopyściański, M., Węglowska, A., Dymek, S., Pietras, A. (2016). A numerical simulation for dissimilar aluminum alloys joined by friction stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47(9), 4519–4529. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3617-1>
- Hamilton, C., Dymek, S., Dryzek, E., Kopyściański, M., Pietras, A., Węglowska, A., Wróbel, M. (2017). Application of positron lifetime annihilation spectroscopy for characterization of friction stir welded dissimilar aluminum alloys. *Materials Characterization*, 132, 431–436. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2017.09.017>
- Hasan, M. M., Ishak, M., Rejab, M. R. M. (2017). Influence of machine variables and tool profile on the tensile strength of dissimilar AA7075-AA6061 friction stir welds. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 90(9–12), 2605–2615. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9583-3>
- Hasani, B. M., Hedaiatmofidi, H., Zarebidaki, A. (2021). Effect of friction stir process on the microstructure and corrosion behavior of AZ91 Mg alloy. *Materials Chemistry and Physics*, 267, 124672. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2021.124672>
- Hasieber, M., Wenz, F., Grätzel, M., Lenard, J. A., Matthes, S., Bergmann, J. P. (2023). A systematic analysis of maximum tolerable tool wear in friction stir welding. *Welding in the World*, 67(2), 325–339. <https://doi.org/10.1007/s40194-022-01407-0>
- Hassan, K. A. A., Norman, A. F., Price, D. A., Prangnell, P. B. (2003). Stability of nugget zone grain structures in high strength Al-alloy friction stir welds during solution treatment. *Acta Materialia*, 51(7), 1923–1936. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00598-0](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00598-0)
- Hatch, J. E. (Ed.). (1984). *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. American Society for Metals.
- Heidarzadeh, A., Mironov, S., Kaibyshev, R., Çam, G., Simar, A., Gerlich, A., Khodabakhshi, F., Mostafaei, A., Field, D. P., Robson, J. D., Deschamps, A., Withers, P. J. (2021). Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution. *Progress in Materials Science*, 117, 100752. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100752>
- Hoyos, E., Serna, M. C. (2021). Basic tool design guidelines for friction stir welding of aluminum alloys. *Metals*, 11(12), 2042. <https://doi.org/10.3390/met11122042>
- Humphreys, F. J., Hatherly, M. (2002). *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Pergamon. <https://doi.org/10.1016/C2009-0-07986-0>
- Ilangovan, M., Boopathy, S. R., Balasubramanian, V. (2015). Effect of tool pin profile on microstructure and tensile properties of friction stir welded dissimilar AA 6061–AA 5086 aluminium alloy joints. *Defence Technology*, 11(2), 174–184. <https://doi.org/10.1016/j.dt.2015.01.004>
- Imam, M., Racherla, V., Biswas, K. (2014). Effect of post-weld natural aging on mechanical and microstructural properties of friction stir welded 6063-T4 aluminium alloy. *Materials and Design*, 64, 675–686. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.08.037>

- Isaacs, H. S., Adzic, G., Jeffcoate, C. S. (2000). 2000 W.R. Whitney Award Lecture: Visualizing corrosion. *Corrosion*, 56(10), 971–978. <https://doi.org/10.5006/1.3294386>
- Jannet, S., Koshy Mathews, P. (2014). Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of dissimilar aluminum alloy joints produced by friction stir welding. *Applied Mechanics and Materials*, 592–594, 250–254. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amm.592-594.250>
- Jarzębski, Z. M. (1975). *Dyfuzja w metalach: podstawy teoretyczne i metody doświadczalne*. „Śląsk”
- Jata, K. V., Semiatin, S. L. (2000). Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys. *Scripta Materialia*, 43(8), 743–749. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(00\)00480-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(00)00480-2)
- Kah, P., Rajan, R., Martikainen, J., Suoranta, R. (2015). Investigation of weld defects in friction-stir welding and fusion welding of aluminium alloys. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, 10(1), 26. <https://doi.org/10.1186/s40712-015-0053-8>
- Kalemba, I., Dymek, S., Hamilton, C., Blicharski, M. (2011). Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 7136-T76 aluminium alloy. *Materials Science and Technology*, 27(5), 903–908. <https://doi.org/10.1179/026708309X12584564052175>
- Kalemba, I., Hamilton, C., Dymek, S. (2014a). Natural aging in friction stir welded 7136-T76 aluminum alloy. *Materials and Design*, 60, 295–301. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2014.04.009>
- Kalemba, I., Kopyściański, M., Miara, D., Krasowski, K. (2014b). Charakterystyka złączy stopów aluminium serii 5xxx i 7xxx wykonanych metodą zgrzewania tarcowego z mieszaniami materiału. *Przegląd Spawalnictwa – Welding Technology Review*, 87(2), 30–36. <https://doi.org/10.26628/ps.v87i2.127>
- Kalemba, I., Kopyscianski, M., Hamilton, C., Dymek, S. (2015). Natural aging behavior of friction stir welded Al-Zn-Mg-Cu aluminum alloys. *Archives of Metallurgy and Materials*, 60(2A), 875–879. <https://doi.org/10.1515/amm-2015-0222>
- Kalemba-Rec, I. (2015). Wpływ kształtu narzędzia w procesie zgrzewania FSW na właściwości złączy stopów aluminium 5083 i 7075. *Inżynieria Materiałowa*, 36(5), 338–342. <https://doi.org/10.15199/28.2015.5.29>
- Kalemba-Rec, I., Wróbel, M., Kopyściański, M. (2016). Investigations of friction stir welds between 5083 and 7075 aluminum alloys using EBSD and X-ray techniques. *Acta Physica Polonica A*, 130(4), 996–999. <https://doi.org/10.12693/APhysPolA.130.996>
- Kalemba-Rec, I., Hamilton, C., Kopyściański, M., Miara, D., Krasnowski, K. (2017). Microstructure and mechanical properties of friction stir welded 5083 and 7075 aluminum alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 26(3), 1032–1043. <https://doi.org/10.1007/s11665-017-2543-8>
- Kang, M., Kim, C. (2017). A review of joining processes for high strength 7xxx series aluminum alloys. *Journal of Welding and Joining*, 35(6), 79–88. <https://doi.org/10.5781/jwj.2017.35.6.12>

- Kasman, Ş., Yenier, Z. (2014). Analyzing dissimilar friction stir welding of AA5754/AA7075. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 70(1–4), 145–156. <https://doi.org/10.1007/s00170-013-5256-7>
- Ke, L., Xing, L., Indacochea, J. E. (2004). Material flow patterns and cavity model in friction-stir welding of aluminum alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 35(1), 153–160. <https://doi.org/10.1007/s11663-004-0105-6>
- Khan, N. Z., Siddiquee, A. N., Khan, Z. A., Shihab, S. K. (2015). Investigations on tunneling and kissing bond defects in FSW joints for dissimilar aluminum alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 648, 360–367. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.06.246>
- Khan, N. Z., Khan, Z. A., Siddiquee, A. N., Al-Ahmari, A. M. A., Abidi, M. H. (2017). Analysis of defects in clean fabrication process of friction stir welding. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 27(7), 1507–1516. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(17\)60171-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(17)60171-7)
- Khodir, S. A., Shibayanagi, T. (2007). Microstructure and mechanical properties of friction stir welded dissimilar aluminum joints of AA2024-T3 and AA7075-T6. *Materials Transactions*, 48(7), 1928–1937. <https://doi.org/10.2320/matertrans.mra2007042>
- Khodir, S. A., Shibayanagi, T., Naka, M. (2006). Microstructure and mechanical properties of friction stir welded AA2024-T3 aluminum alloy. *Materials Transactions*, 47(1), 185–193. <https://doi.org/10.2320/matertrans.47.185>
- Koilraj, M., Sundareswaran, V., Vijayan, S., Koteswara Rao, S. R. (2012). Friction stir welding of dissimilar aluminum alloys AA2219 to AA5083 – Optimization of process parameters using Taguchi technique. *Materials & Design*, 42, 1–7. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.02.016>
- Kou, S. (2003). Welding solidification and liquation cracking issues in welding. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 55(6), 37–42. <https://doi.org/10.1007/s11837-003-0137-4>
- Krasnowski, K., Hamilton, C., Dymek, S. (2015). Influence of the tool shape and weld configuration on microstructure and mechanical properties of the Al 6082 alloy FSW joints. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 15(1), 133–141. <https://doi.org/10.1016/j.acme.2014.02.001>
- Krishnan, K. N. (2002). On the formation of onion rings in friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*, 327(2), 246–251. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01474-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01474-5)
- Krishnan, M. M. (2013). Overview of the effect of post welded heat treatment on friction stir welding of aluminum alloys. *International Journal of Engineering and Innovative Technology (IJEIT)*, 2(9), 76–80
- Kumar, A., Jadoun, R. S. (2014). Friction stir welding of dissimilar materials / alloys: A review. *International Journal of Mechanical Engineering and Robotics research*, 1(1), 106–113
- Kumar, K., Kailas, S. V. (2008). The role of friction stir welding tool on material flow and weld formation. *Materials Science and Engineering: A*, 485(1–2), 367–374. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.08.013>

- Kumar, N., Miashra, R., Baumann, J. (2014). *Residual Stresses in Friction Stir Welding*. Elsevier.
- Kumar, N., Yuan, W., Mishra, R. S. (2015). *Friction Stir Welding of Dissimilar Alloys and Materials*. Elsevier. <https://doi.org/10.1016/C2014-0-01707-8>
- Kumar, S., Mahajan, A., Kumar, S., Singh, H. (2022). Friction stir welding: Types, merits & demerits, applications, process variables & effect of tool pin profile. *Materials Today: Proceedings*, 56(5), 3051–3057. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.12.097>
- Kundu, J., Singh, H. (2016). Friction stir welding of AA5083 aluminium alloy: Multi-response optimization using Taguchi-based grey relational analysis. *Advances in Mechanical Engineering*, 8(11), 1–10. <https://doi.org/10.1177/1687814016679277>
- Lee, K., Song, Y., Kim, S., Kim, M., Seol, J., Cho, K., Choi, H. (2023). Genetic design of new aluminum alloys to overcome strength-ductility trade-off dilemma. *Journal of Alloys and Compounds*, 947, 169546. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.169546>
- Lee, W. B., Yeon, Y. M., Jung, S. B. (2003). The joint properties of dissimilar formed Al alloys by friction stir welding according to the fixed location of materials. *Scripta Materialia*, 49(5), 423–428. [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(03\)00301-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(03)00301-4)
- Lee, W. B., Lee, C. Y., Yeon, Y. M., Lee, J. B., Chae, S. C., Jung, S. B. (2007). Grain growth behavior and mechanical properties of the friction stir welded zone of 7055 Al alloy followed by post weld heat treatment. *Materials Science Forum*, 539–543(4), 4087–4092. <https://doi.org/10.4028/0-87849-428-6.4087>
- Lenderink, H. J. W., Linden, M. V. D., De Wit, J. H. W. (1993). Corrosion of aluminum in acidic and neutral solutions. *Electrochimica Acta*, 38(14), 1989–1992. [https://doi.org/10.1016/0013-4686\(93\)80329-X](https://doi.org/10.1016/0013-4686(93)80329-X)
- Li, Q., Xue, S., Wang, J., Shao, S., Kwong, A., Giwa, A., Fan, Z., Liu, Y., Qi, Z., Ding, J., Wang, H., Greer, J., Wang, H., Zhang, X. (2018). High-strength nanotwinned Al alloys with 9R phase. *Advanced Materials*, 30(11), 1704629. <https://doi.org/10.1002/adma.201704629>
- Lin, C. K., Yang, S. T. (1998). Corrosion fatigue behavior of 7050 aluminum alloys in different tempers. *Engineering Fracture Mechanics*, 59(6), 779–795. [https://doi.org/10.1016/S0013-7944\(97\)00173-2](https://doi.org/10.1016/S0013-7944(97)00173-2)
- Liu, H., Morisada, Y., Fujii, H. (2023). Friction stir welding: process, temperature, microstructure and properties. *Science and Technology of Welding and Joining*, 28(8), 619–632. <https://doi.org/10.1080/13621718.2023.2229025>
- Liu, Q., Li, W., Zhu, L., Gao, Y., Xing, L., Duan, Y., Ke, L. (2022). Temperature-dependent friction coefficient and its effect on modeling friction stir welding for aluminum alloys. *Journal of Manufacturing Processes*, 84, 1054–1063. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2022.10.068>
- Lloyd, D. J., Chaturvedi, M. C. (1982). A calorimetric study of aluminium alloy AA-7075. *Journal of Materials Science*, 17(6), 1819–1824. <https://doi.org/10.1007/BF00540811>

- Lohwasser, D., Chen, Z. (2010). *Friction Stir Welding: From Basics to Applications*. Woodhead Publishing.
- Long, T., Tang, W., Reynolds, A. P. (2007). Process response parameter relationships in aluminium alloy friction stir welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 12(4), 311–317. <https://doi.org/10.1179/174329307X197566>
- Lorrain, O., Favier, V., Zahrouni, H., Lawrjaniec, D. (2010). Understanding the material flow path of friction stir welding process using unthreaded tools. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(4), 603–609. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2009.11.005>
- Lu, H., Xu, W., Wang, H., Wang, X. Z. (2023). Microstructure evolution and its effect on the corrosion of dissimilar aluminum alloys friction stir welding joint. *Corrosion Science*, 220, 111249. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2023.111249>
- Lü, L., Lai, M. O. (1998). *Mechanical alloying*. Springer New York. <https://doi.org/10.1007/978-1-4615-5509-4>
- Luijendijk, T. (2000). Welding of dissimilar aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 103(1), 29–35. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(00\)00415-5](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(00)00415-5)
- Lumsden, J. B., Mahoney, M. W., Pollock, G., Rhodes, C. G. (1999). Intergranular corrosion following friction stir welding of aluminum alloy 7075-T651. *Corrosion*, 55(12), 1127–1135. <https://doi.org/10.5006/1.3283950>
- Lv, J., Zheng, J. H., Yardley, V. A., Shi, Z., Lin, J. (2020). A review of microstructural evolution and modelling of aluminium alloys under hot forming conditions. *Metals*, 10(11), 1516. <https://doi.org/10.3390/met10111516>
- Ma, Z. Y., Feng, A. H., Chen, D. L., Shen, J. (2018). Recent advances in friction stir welding/processing of aluminum alloys: Microstructural evolution and mechanical properties. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*, 43(4), 269–333. <https://doi.org/10.1080/10408436.2017.1358145>
- Magalhães, V. M., Leitão, C., Rodrigues, D. M. (2018). Friction stir welding industrialisation and research status. *Science and Technology of Welding and Joining*, 23(5), 400–409. <https://doi.org/10.1080/13621718.2017.1403110>
- Majeed, T., Mehta, Y., Siddiquee, A. N. (2021). Precipitation-dependent corrosion analysis of heat treatable aluminum alloys via friction stir welding: A review. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 235(24), 7600–7626. <https://doi.org/10.1177/09544062211003609>
- Maji, P., Karmakar, R., Nath, R.K., Paul, P. (2022). An overview on friction stir welding/processing tools. *Materials Today: Proceedings*, 58(1), 57–64. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.01.009>
- Malik, V., Kailas, S. V. (2018). Plasticine modeling of material mixing in friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 258, 80–88. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.03.008>
- Mastanaiah, P., Sharma, A., Reddy, G. M. (2016). Dissimilar friction stir welds in AA2219-AA5083 aluminium alloys: Effect of process parameters on material inter-mixing, defect formation, and mechanical properties. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 69(7), 1397–1415. <https://doi.org/10.1007/s12666-015-0694-6>

- MatWeb. *MatWeb Material Property Data*. Pobrano 4 marca 2025, z <https://www.matweb.com/index.aspx>
- McKenzie, J. K. (1958). Second paper on statistics associated with the random disorientation of cubes. *Biometrika*, 45(1/2), 229–240. <https://doi.org/10.2307/2333059>
- McNalley, T. R., Swaminathan, S., Su, J. Q. (2008). Recrystallization mechanisms during friction stir welding/processing of aluminum alloys. *Scripta Materialia*, 58(5), 349–354. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.09.064>
- Mehta, K. P., Badheka, V. J. (2016). A review on dissimilar friction stir welding of copper to aluminum: Process, properties, and variants. *Materials and Manufacturing Processes*, 31(3), 233–254. <https://doi.org/10.1080/10426914.2015.1025971>
- Mehta, M., Arora, A., De, A., Debroy, T. (2011). Tool geometry for friction stir welding – Optimum shoulder diameter. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 42(9), 2716–2722. <https://doi.org/10.1007/s11661-011-0672-5>
- Mironov, S., Masaki, K., Sato, Y. S., Kokawa, H. (2012). Relationship between material flow and abnormal grain growth in friction-stir welds. *Scripta Materialia*, 67(12), 983–986. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.09.002>
- Mishra, A., Tiwari, A., Shukla, M. K., Rose, A. R. (2018). Analysis of tools used in friction stir welding process. *International Journal of Current Engineering and Technology*, 8(6), 1519–1524. <https://doi.org/10.14741/ijcet/v.8.6.2>
- Mishra, R. S., Komarasamy, M. (2016). *Friction stir welding of high strength 7xxx aluminum alloys*. Butterworth-Heinemann.
- Mishra, R. S., Ma, Z. Y. (2005). Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering R: Reports*, 50(1–2), 1–78. <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
- Monaco da Silva, A. A., Arruti, E., Janeiro, G., Aldanondo, E., Alvarez, P., Echeverria, A. (2011). Material flow and mechanical behaviour of dissimilar AA2024-T3 and AA7075-T6 aluminium alloys friction stir welds. *Materials and Design*, 32(4), 2021–2027. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.11.059>
- Mothilal, M., Kumar, A. (2024). Optimization of friction stir welding process parameter in the joining of AA7075-T6/AA5083-O dissimilar aluminum alloy using response surface methodology. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 211, 105282. <https://doi.org/10.1016/j.ijpvp.2024.105282>
- Mothilal, M., Kumar, A. (2025). Supervised machine learning models for predicting mechanical properties of dissimilar friction stir welded AA7075-AA5083 aluminum alloys. *Measurement*, 246, 116653. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2025.116653>
- Mrocza, K., Wójcicka, A., Pietras, A. (2013). Characteristics of dissimilar FSW welds of aluminum alloys 2017A and 7075 on the basis of multiple layer research. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22(9), 2698–2705. <https://doi.org/10.1007/s11665-013-0570-7>

- Mugada, K. K., Adepu, K. (2018). Influence of tool shoulder end features on friction stir weld characteristics of Al-Mg-Si alloy. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 99(5–8), 1553–1566. <https://doi.org/10.1007/s00170-018-2602-9>
- Mugada, K. K., Adepu, K. (2019). Role of tool shoulder end features on friction stir weld characteristics of 6082 aluminum alloy. *Journal of The Institution of Engineers (India): Series C*, 100(2), 343–350. <https://doi.org/10.1007/s40032-018-0451-9>
- Mugada, K. K., Adepu, K. (2021). Role of scroll shoulder and pin designs on axial force, material flow and mechanical properties of friction stir welded Al–Mg–Si alloy. *Metals and Materials International*, 27(8), 2809–2820. <https://doi.org/10.1007/s12540-020-00623-x>
- Murr, L. E. (2010). A review of FSW research on dissimilar metal and alloy systems. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 19(8), 1071–1089. <https://doi.org/10.1007/s11665-010-9598-0>
- Muruganandam, D., Raguraman, D., Kumaraswamidhas, L. A. (2015). Effect of post-welding heat treatment on mechanical properties of butt FSW joints in high strength aluminium alloys. *Indian Journal of Engineering and Materials Sciences*, 22(4), 381–388.
- Nandan, R., DebRoy, T., Bhadeshia, H. K. D. H. (2008). Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. *Progress in Materials Science*, 53(6), 980–1023. <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2008.05.001>
- Neto, D. M., Neto, P. (2013). Numerical modeling of friction stir welding process: A literature review. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 65(1–4), 115–126. <https://doi.org/10.1007/s00170-012-4154-8>
- Niu, P. L., Li, W. Y., Li, N., Xu, Y. X., Chen, D. L. (2019). Exfoliation corrosion of friction stir welded dissimilar 2024-to-7075 aluminum alloys. *Materials Characterization*, 147, 93–100. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2018.11.002>
- Niu, P. L., Li, W., Chen, Y., Liu, Q., Chen, D. I. (2022). Base material location dependence of corrosion response in friction-stir-welded dissimilar 2024-to-5083 aluminum alloy joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 32(7), 2164–2176. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(22\)65938-7](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(22)65938-7)
- Oosterkamp, A., Oosterkamp, L., Nordeide, A. (2004). ‘Kissing bond’ phenomena in solid-state welds of aluminum alloys. *Welding Journal*, 83(8), 225–231.
- Ouyang, J. H., Kovacevic, R. (2002). Material flow and microstructure in the friction stir butt welds of the same and dissimilar aluminum alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 11(1), 51–63. <https://doi.org/10.1007/s11665-002-0008-0>
- Padmanaban, G., Balasubramanian, V. (2009). Selection of FSW tool pin profile, shoulder diameter and material for joining AZ31B magnesium alloy – An experimental approach. *Materials and Design*, 30(7), 2647–2656. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.10.021>

- Padmanaban, R., Balusamy, V., Vignesh, R. V. (2020). Effect of friction stir welding process parameters on the tensile strength of dissimilar aluminum alloy AA2024-T3 and AA7075-T6 joints. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 51(1), 17–27. <https://doi.org/10.1002/mawe.201800184>
- Paglia, C. S., Buchheit, R. G. (2008). A look in the corrosion of aluminum alloy friction stir welds. *Scripta Materialia*, 58(5), 383–387. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.10.043>
- Palanivel, R., Koshy Mathews., P., Balakrishnan, M., Dinakaran, I., Murugan, N. (2012a). Effect of tool pin profile and axial force on tensile behavior in friction stir welding of dissimilar aluminum alloys. *Advanced Materials Research*, 415–417, 1140–1146. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.415-417.1140>
- Palanivel, R., Koshy Mathews, P., Murugan, N., Dinaharan, I. (2012b). Effect of tool rotational speed and pin profile on microstructure and tensile strength of dissimilar friction stir welded AA5083-H111 and AA6351-T6 aluminum alloys. *Materials & Design*, 40, 7–16. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.03.027>
- Palanivel, R., Koshy Mathews, P., Dinaharan, I., Murugan, N. (2014). Mechanical and metallurgical properties of dissimilar friction stir welded AA5083-H111 and AA6351-T6 aluminum alloys. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)*, 24(1), 58–65. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(14\)63028-4](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(14)63028-4)
- Palanivel, S., Arora, A., Doherty, K. J., Mishra, R. S. (2016). A framework for shear driven dissolution of thermally stable particles during friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: A*, 678, 308–314. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.015>
- Pandya, S. N., Menghani, J. V. (2013). Friction stir welding of dissimilar 5xxx to 6xxx Al alloys: A review. *Applied Mechanics and Materials*, 376, 42–48. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amm.376.42>
- Park, S.-K., Hong, S.-T., Park, J.-H., Park, K.-Y., Kwon, Y.-J., Son, H.-J. (2010). Effect of material locations on properties of friction stir welding joints of dissimilar aluminium alloys. *Science and Technology of Welding & Joining*, 15(4), 331–336. <https://doi.org/10.1179/136217110X12714217309696>
- Patel, V., Li, W., Wang, G., Wang, F., Vairis, A., Niu, P. (2019). Friction stir welding of dissimilar aluminum alloy combinations: State-of-the-art. *Metals*, 9(3), 270. <https://doi.org/10.3390/met9030270>
- Peel, M. J., Steuwer, A., Withers, P. J., Dickerson, T., Shi, Q., Shercliff, H. (2006). Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082. Part I: Process parameter effects on thermal history and weld properties. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 37(7), 2183–2193. <https://doi.org/10.1007/BF02586138>
- Perianu, I. A., Botila, L. N., Cojocar, R. (2022). Aspects regarding the operating behavior of FSW welding tools. *Advanced Materials Research*, 1172, 25–33. <https://doi.org/10.4028/p-oa1hpu>
- Periyasamy, Y. K., Perumal, A. V., Periyasamy, B. K. (2019). Influence of tool shoulder concave angle and pin profile on mechanical properties and microstructural

- behaviour of friction stir welded AA7075-T651 and AA6061 dissimilar joint. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 72(4), 1087–1109. <https://doi.org/10.1007/s12666-019-01584-5>
- Pietras, A., Rams, B. (2016). FSW welding of aluminium casting alloys. *Archives of Foundry Engineering*, 16(2), 119–124. <https://doi.org/10.1515/afe-2016-0038>
- Pietras, A., Węglowski, M. S. (2014). Imperfections in FSW joints and NDT methods of their detection. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, 58(2), 23–32.
- Pietras, A., Zadroga, L. (2003). Rozwój metody zgrzewania tarcowego z mieszanym materiału zgrzeiny (FSW) i możliwości jej zastosowania. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, 47(5), 148–154.
- Podrżaj, P., Jerman, B., Klobčar, D. (2015). Welding defects at friction stir welding. *Metalurgija*, 54(2), 387–389.
- Polmear, I. (2006). *Light Alloys: From Traditional Alloys to Nanocrystals* (4th ed.). Elsevier.
- Prangnell, P. B., Heason, C. P. (2005). Grain structure formation during friction stir welding observed by the ‘stop action technique’. *Acta Materialia*, 53(11), 3179–3192. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.03.044>
- Prime, M. B., Gnäupel-Herold, T., Baumann, J. A., Lederich, R. J., Bowden, D. M., Sebring, R. J. (2006). Residual stress measurements in a thick, dissimilar aluminum alloy friction stir weld. *Acta Materialia*, 54(15), 4013–4021. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2006.04.034>
- Ragu Nathan, S., Balasubramanian, V., Malarvizhi, S., Rao, A. G. (2016). Effect of tool shoulder diameter on stir zone characteristics of friction stir welded HSLA steel joints. *Transactions of the Indian Institute of Metals*, 69(10), 1861–1869. <https://doi.org/10.1007/s12666-016-0846-3>
- Rai, R., De, A., Bhadeshia, H. K. D. H., DebRoy, T. (2011). Review: Friction stir welding tools. *Science and Technology of Welding and Joining*, 16(4), 325–342. <https://doi.org/10.1179/1362171811Y.0000000023>
- Ramachandran, K. K., Murugan, N., Shashi, K. S. (2014). An assessment on friction stir welding of high melting temperature materials. *Applied Mechanics and Materials*, 592–594, 43–47. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amm.592-594.43>
- Ramgopal, T., Gouma, P. I., Frankel, G. S. (2002). Role of grain-boundary precipitates and solute-depleted zone on the intergranular corrosion of aluminum alloy 7150. *Corrosion*, 58(8), 687–697. <https://doi.org/10.5006/1.3287699>
- Raturi, M., Bhattacharya, A. (2023). Attributes of intergranular corrosion in AA6061-AA7075 double sided friction stir weld. *Materials Chemistry and Physics*, 298, 127429. <https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2023.127429>
- Reshad Seighalani, K., Besharati Givi, M.K., Nasiri, A.M., Bahemmat, P. (2010). Investigations on the effects of the tool material, geometry, and tilt angle on friction stir welding of pure titanium. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 19(7), 955–962. <https://doi.org/10.1007/s11665-009-9582-8>

- Reynolds, A. P. (2008). Flow visualization and simulation in FSW. *Scripta Materialia*, 58(5), 338–342. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.10.048>
- Reynolds, A. P., Lockwood, W. D., Seidel, T. U. (2000). Processing-property correlation in friction stir welds. *Materials Science Forum*, 331–337, 1719–1724. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.331-337.1719>
- Reza-E-Rabby, Md., Tang, W., Reynolds, A. P. (2015). Effect of tool pin features on process response variables during friction stir welding of dissimilar aluminum alloys. *Science and Technology of Welding & Joining*, 20(5), 425–432. <https://doi.org/10.1179/1362171815Y.00000000036>
- Richard, D. I., Adler, P. N. (1977). Calorimetric studies of 7000 series aluminum alloys: I. Matrix precipitate characterization of 7075. *Metallurgical Transactions A*, 8(7), 1177–1183. <https://doi.org/10.1007/BF0266740>
- Riswanda, Akhyar, Sugianto, Harlian, K., Samsul, R. (2020). Numerical simulation of the effect of shoulder rotation on the tensile strength of fsw dissimilar joints of aluminum alloy. *Defect and Diffusion Forum*, 402 DDF, 90–99. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/DDF.402.90>
- Robson, J. D., Campbell, L. (2010). Model for grain evolution during friction stir welding of aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(2), 171–176. <https://doi.org/10.1179/136217109X12590746472616>
- Rodriguez, R. I., Jordon, J. B., Allison, P. G., Rushing, T., Garcia, L. (2015). Microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welding of 6061-to-7050 aluminum alloys. *Materials and Design*, 83, 60–65. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.05.074>
- Rozmus, M., Blicharski, M., Dymek, S. (2006). Scanning and transmission electron microscopy microstructure characterization of mechanically alloyed Nb-Ti-Al alloys. *Journal of Microscopy*, 224(1), 58–61. <https://doi.org/10.1111/j.1365-2818.2006.01663.x>
- Russell, M. J., Blignault, C., Horrex, N. L., Wiesner, C. S. (2008). Recent developments in the stationary shoulder FSW of titanium alloys. *Welding in the World*, 52(9/10), *Proceedings of Seventh International Symposium on Friction Stir Welding*. https://link.springer.com/content/pdf/10.1007/BF03266662?utm_source=mendeley&getft_integrator=mendeley
- Saeidi, M., Manafi, B., Givi, M. B., Faraji, G. (2016). Mathematical modeling and optimization of friction stir welding process parameters in AA5083 and AA7075 aluminum alloy joints. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 230(7), 1284–1294. <https://doi.org/10.1177/0954405415573697>
- Sambasivam, S., Gupta, N., Jassim, A., Pratap Singh, D., Kumar, S., Giri, J. M., Gupta, M. (2023). A review paper of FSW on dissimilar materials using aluminum. *Materials Today: Proceedings*. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2023.03.304>
- dos Santos, J. F., Staron, P., Fischer, T., Robson, J. D., Kostka, A., Colegrove, P., Wang, H., Hilgert, J., Bergmann, L., Hütsch, L. L., Huber, N., Schreyer, A. (2018). Understanding precipitate evolution during friction stir welding of Al-Zn-Mg-Cu alloy through in-situ measurement coupled with simulation. *Acta Materialia*, 148, 163–172. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.01.020>

- Saravanan, V., Banerjee, N., Amuthakkannan, R., Rajakumar, S. (2015). Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Welded Joints of Dissimilar AA6061-T6 and AA7075-T6 Aluminium Alloys. *Applied Mechanics and Materials*, 787, 350–354. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amm.787.350>
- Saravanan, V., Rajakumar, S., Banerjee, N., Amuthakkannan, R. (2016). Effect of shoulder diameter to pin diameter ratio on microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welded AA2024-T6 and AA7075-T6 aluminium alloy joints. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 87(9–12), 3637–3645. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-8695-0>
- Sarsilmaza, F., Çaydaş, U., Hasçalıkb, A., Tanrioverb, L. (2010). The joint properties of dissimilar aluminum plates joined by friction stir welding. *International Journal of Materials Research*, 101(5), 692–699. <https://doi.org/10.3139/146.110329>
- Satish Kumar, P., Chander, M. S. (2021). Effect of tool pin geometry on FSW dissimilar aluminum alloys – (AA5083 & AA6061). *Materials Today: Proceedings*, 39(1), 472–477. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.08.204>
- Sato, Y. S., Kokawa, H., Enomoto, M., Jogan, S. (1999). Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 30(9), 2429–2437. <https://doi.org/10.1007/s11661-999-0251-1>
- Sato, Y. S., Kurihara, Y., Kokawa, H. (2006). Microstructural characteristics of dissimilar butt friction stir welds of AA7075 and AA2024. *6th International Symposium on Friction Stir Welding 2006: October 10–13, 2006, Saint Sauveur, Canada* (Vol. 1, s. 557–564). The Welding Institute
- Schmidt, H., Hattel, J., Wert, J. (2004). An analytical model for the heat generation in friction stir welding. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 12(1), 143–157. <https://doi.org/10.1088/0965-0393/12/1/013>
- Schneider, J. A., Nunes, A. C. (2004). Characterization of plastic flow and resulting microtextures in a friction stir weld. *Metallurgical and Materials Transactions B: Process Metallurgy and Materials Processing Science*, 35(4), 777–783. <https://doi.org/10.1007/s11663-004-0018-4>
- Sen, M., Shankar, S., Chattopadhyaya, S. (2019). Investigations into FSW joints of dissimilar aluminum alloys. *Materials Today: Proceedings*, 27, 2455–2462. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.09.218>
- Shankar, S., Vilaça, P., Dash, P., Chattopadhyaya, S., Hloch, S. (2019). Joint strength evaluation of friction stir welded Al-Cu dissimilar alloys. *Measurement*, 146, 892–902. <https://doi.org/10.1016/j.measurement.2019.07.019>
- Shanmuga Sundaram, N., Murugan, N. (2010). Tensile behavior of dissimilar friction stir welded joints of aluminium alloys. *Materials and Design*, 31(9), 4184–4193. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.04.035>
- Sharma, A., Khan, Z. A., Siddiquee, A. N. (2022). Review of various methods of key-hole removal in friction stir welding sheets and pipes. *Materials Today: Proceedings*, 62, 404–409. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.04.883>

- Sheppard, T., Wright, D. (1979). Determination of flow-stress. Part 1: Constitutive equation for aluminum-alloys at elevated temperatures. *Metals Technology*, 6(1), 215–223. <https://doi.org/10.1179/030716979803276264>
- Shiva Kumar, G., Rajamurugan, G. (2022). Friction stir welding of dissimilar alloy combinations – A review. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 236(12), 6688–6705. <https://doi.org/10.1177/09544062211069292>
- Shojaeefard, M. H., Abdi Behnagh, R., Akbari, M., Besharati Givi M. K., Farhani, F. (2013). Modelling and Pareto optimization of mechanical properties of friction stir welded AA7075/AA5083 butt joints using neural network and particle swarm algorithm. *Materials & Design*, 44, 190–198. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.07.025>
- Siddesh Kumar, N. M., Dhruithi, Pramod, G. K., Samrat, P., Sadashiva, M. (2022). A critical review on heat treatment of aluminium alloys. *Materials Today: Proceedings*, 58(1), 71–79. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.12.586>
- Silva, A. C. F., Braga, D. F. O., de Figueiredo, M. A. V., Moreira, P. M. G. P. (2015). Ultimate tensile strength optimization of different FSW aluminium alloy joints. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 79(5–8), 805–814. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-6871-2>
- Simar, A., Avettand-Fènoël, M. N. (2017). State of the art about dissimilar metal friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 22(5), 389–403. <https://doi.org/10.1080/13621718.2016.1251712>
- Singh, A., Upadhyay, V. (2021). A study on optimization of welding parameters and their effect on joint properties of dissimilar AA6082-T6 and AA7050-T7 friction stir welds. *Journal of the Institution of Engineers (India): Series D*, 102(2), 249–269. <https://doi.org/10.1007/s40033-021-00287-w>
- Singh, R. K. R., Sharma, C., Dwivedi, D. K., Mehta, N. K., Kumar, P. (2011). The microstructure and mechanical properties of friction stir welded Al-Zn-Mg alloy in as welded and heat treated conditions. *Materials and Design*, 32(2), 682–687. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.08.001>
- Singh, V. P., Patel, S. K., Kumar, N., Kuriachen, B. (2019). Parametric effect on dissimilar friction stir welded steel-magnesium alloys joints: a review. *Science and Technology of Welding and Joining*, 24(8), 653–684. <https://doi.org/10.1080/13621718.2019.1567031>
- Singh, V. P., Patel, S. K., Ranjan, A., Kuriachen, B. (2020). Recent research progress in solid state friction-stir welding of aluminium–magnesium alloys: A critical review. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(3), 6217–6256. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.01.008>
- Sivachidambaram, S., Rajamurugan, G., Amirtharaj, D. (2015). Optimizing the parameters for friction stir welding of dissimilar aluminium alloys AA 5383/AA 7075. *ARPN Journal of Engineering and Applied Sciences*, 10(12), 5434–5437
- Sorensen, C. D. (2018). Friction stir welding tool designs. *Welding Fundamentals and Processes*, 6, 664–677. <https://doi.org/10.31399/asm.hb.v06a.a0005629>

- Staron, P., Koçak, M., Williams, S., Wescott, A. (2004). Residual stress in friction stir-welded Al sheets. *Physica B: Condensed Matter*, 350(1–3, Suppl.), E491–E493. <https://doi.org/10.1016/j.physb.2004.03.128>
- Stephen Leon, J., Bharathiraja, G., Jayakumar, V. (2020). A review on friction stir welding in aluminium alloys. *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 954(1), 012007. <https://doi.org/10.1088/1757-899X/954/1/012007>
- Steuwer, A., Peel, M. J., Withers, P. J. (2006). Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082: The effect of process parameters on residual stress. *Materials Science and Engineering: A*, 441(1–2), 187–196. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.012>
- Stirweld.com. *Common Friction Stir Welding defects and their causes*. Pobrano 12 lutego 2025, z <https://stirweld.com/en/common-defects-in-friction-stir-welding>
- Su, H., Wu, C. S., Pittner, A., Rethmeier, M. (2013). Simultaneous measurement of tool torque, traverse force and axial force in friction stir welding. *Journal of Manufacturing Processes*, 15(4), 495–500. <https://doi.org/10.1016/j.jmpro.2013.09.001>
- Su, J. Q., Nelson, T. W., Sterling, C. J. (2005). Microstructure evolution during FSW/FSP of high strength aluminum alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 405(1–2), 277–286. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.06.009>
- Subrahmanian, K., Rajeev, V. R., Renjith, V. B., Ramachandran, K. K. (2024). Influence of material position and tool axis offset on the stir zone material flow and joint integrity of friction stir welded dissimilar AA5083 and AA7050 alloys. *Materials Today Communications*, 40, 109956. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.109956>
- Sun, Z., Wu, C. S. (2020). Influence of tool thread pitch on material flow and thermal process in friction stir welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 275, 116281. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116281>
- Sutton, M. A., Yang, B., Reynolds, A. P., Taylor, R. (2002). Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum. *Materials Science and Engineering: A*, 323(1–2), 160–166. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01358-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01358-2)
- Svensson, L.-E., Karlsson, L., Larsson, H., Karlsson, B., Fazzini, M., Karlsson, J. (2000). Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA 6082. *Science and Technology of Welding and Joining*, 5(5), 285–296. <https://doi.org/10.1179/136217100101538335>
- Tanaka, T., Nezu, M., Uchida, S., Hirata, T. (2020). Mechanism of intermetallic compound formation during the dissimilar friction stir welding of aluminum and steel. *Journal of Materials Science*, 55(7), 3064–3072. <https://doi.org/10.1007/s10853-019-04106-2>
- Tello, K. E., Gerlich, A. P., Mendez, P. F. (2010). Constants for hot deformation constitutive models for recent experimental data. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15(3), 260–266. <https://doi.org/10.1179/136217110X12665778348380>

- Thomas, W. M., Nicholas, E. D., Needham, J. C., Murch, M. G., Temple-Smith, P., Dawes, C. J. (1991). *Friction stir butt welding* (International Patent Application No. PCT/GB92/02203 and GB Patent Application No. 9125978.8)
- Thomas, W. M., Staines, D. G., Norris, I. M., de Frias, R. (2003). Friction stir welding tools and developments. *Welding in the World*, 47(11–12), 10–17. <https://doi.org/10.1007/BF03266403>
- Threadgill, P. L. (1997). Friction stir welds in aluminium alloys: Preliminary microstructural assessment. *TWI Bulletin*, 38, 30–33, Pobrano 15 stycznia 2015, z <http://www.twi.co.uk/news-events/bulletin/archive/pre-1998-articles/1997-articles/friction-stir-welds-in-aluminium-alloys-preliminary-microstructural-assessment>
- Threadgill, P. L., Leonard, A. J., Shercliff, H. R., Withers, P. J. (2009). Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, 54(2), 49–93. <https://doi.org/10.1179/174328009X411136>
- Threadgill, P. L., Ahmed, M. M. Z., Martin, J. P., Perrett, J. G., Wynne, B. P. (2010). The use of bobbin tools for friction stir welding of aluminium alloys. *Materials Science Forum*, 638–642, 1179–1184. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.1179>
- Tongne, A., Jahazi, M., Feulvarch, E., Desrayaud, C. (2015). Banded structures in friction stir welded Al alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 221, 269–278. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.02.020>
- Torzewski, J., Łazińska, M., Grzelak, K., Szachogłuchowicz, I., Mierzyński, J. (2022). Microstructure and mechanical properties of dissimilar friction stir welded joint AA7020/AA5083 with different joining parameters. *Materials*, 15(5). <https://doi.org/10.3390/ma15051910>
- Trueba, L., Heredia, G., Rybicki, D., Johannes, L. B. (2015). Effect of tool shoulder features on defects and tensile properties of friction stir welded aluminum 6061-T6. *Journal of Materials Processing Technology*, 219, 271–277. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.12.027>
- Ugiansky, G. M., Agarwala, V. (Eds.). (1992). *New Methods for Corrosion Testing of Aluminium Alloys*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/stp1134-eb>
- Upadhyay, P., Reynolds, A. P. (2010). Effects of thermal boundary conditions in friction stir welded AA7050-T7 sheets. *Materials Science and Engineering: A*, 527(6), 1537–1543. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.10.039>
- Våland, T., Heusler, K. E. (1983). Reactions at the oxide-electrolyte interface of anodic oxide films on aluminum. *Journal of Electroanalytical Chemistry*, 149(1–2), 71–82. [https://doi.org/10.1016/S0022-0728\(83\)80559-2](https://doi.org/10.1016/S0022-0728(83)80559-2)
- Valiev, R. Z., Kazykhanov, V. U., Mavlyutov, A. M., Yudakhina, A. A., Chinh, N. Q., Murashkin, M. Y. (2019). Superplasticity and high strength in Al-Zn-Mg-Zr alloy with ultrafine grains. *Advanced Engineering Materials*, 22(1), 1900555. <https://doi.org/10.1002/adem.201900555>
- Verma, S., Misra, J. P. (2021). Experimental investigation on friction stir welding of dissimilar aluminium alloys. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering*, 235(5), 1545–1554. <https://doi.org/10.1177/09544089211008694>

- Verma, R., Ghosh, A. K., Kim, S., Kim, C. (1995). Grain refinement and superplasticity in 5083 Al. *Materials Science and Engineering: A*, 191(1–2), 143–150. [https://doi.org/10.1016/0921-5093\(94\)09644-9](https://doi.org/10.1016/0921-5093(94)09644-9)
- de Viveiros, B. V. G., da Silva, R. M. P., Donatus, U., Costa, I. (2023). Welding and galvanic coupling effects on the electrochemical activity of dissimilar AA2050 and AA7050 aluminum alloys welded by Friction Stir Welding (FSW). *Electrochimica Acta*, 449, 142196. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2023.142196>
- Wadeson, D. A., Zhou, X., Thompson, G. E., Skeldon, P., Djapic Oosterkamp, L., Scamans, G. (2006). Corrosion behaviour of friction stir welded AA7108 T79 aluminium alloy. *Corrosion Science*, 48(4), 887–897. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2005.02.020>
- Wells, M. A., Maijer, D. M., Jupp, S., Lockhart, G., van der Winden, M. R. (2003). Mathematical model of deformation and microstructural evolution during hot rolling of aluminium alloy 5083. *Materials Science and Technology*, 19(4), 467–476. <https://doi.org/10.1179/026708303225010713>
- Węglowski, M.S. (2013). *Relationship between parameters of the FSP process and torque acting on a tool*. *Advances in Manufacturing Science and Technology*, 37(3), 45–55. <https://doi.org/10.2478/amst-2013-0023>
- Węglowski, M.S. (2023). *Teoretyczno-doświadczalne podstawy procesu tarciowej modyfikacji warstw wierzchnich (FSP)*. Sieć Badawcza Łukasiewicz – Górnośląski Instytut Technologiczny
- Węglowski, M.S., Pietras, A. (2012). Badanie procesu tarciowej modyfikacji warstw wierzchnich z mieszaniami materiału na przykładzie stopu AK64. *Biuletyn Wojskowej Akademii Technicznej*, 61(1), 171–182
- Węglowski, M. S., Kopyściański, M., Dymek, S. (2014). Friction stir processing multi-run modification of cast aluminum alloy. *Key Engineering Materials*, 611–612, 1595–1600. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/kem.611-612.1595>
- de Wit, J. H. W., Lenderink, H. J. W. (1996). Electrochemical impedance spectroscopy as a tool to obtain mechanistic information on the passive behavior of aluminum. *Electrochimica Acta*, 41(7–8), 1111–1119. [https://doi.org/10.1016/0013-4686\(95\)00462-9](https://doi.org/10.1016/0013-4686(95)00462-9)
- Xie, G. M., Ma, Z. Y., Geng, L. (2007). Development of a fine-grained microstructure and the properties of a nugget zone in friction stir welded pure copper. *Scripta Materialia*, 57(2), 73–76. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2007.03.048>
- Xu, W., Liu, J., Zhu, H. (2010). Pitting corrosion of friction stir welded aluminum alloy thick plate in alkaline chloride solution. *Electrochimica Acta*, 55(8), 2918–2923. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2009.12.083>
- Xu, W. F., Liu, J. H., Chen, D. L., Luan, G. H., Yao, J. S. (2012). Improvements of strength and ductility in aluminum alloy joints via rapid cooling during friction stir welding. *Materials Science and Engineering: A*, 548, 89–98. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.03.094>

- Xue, P., Ni, D.R., Wang, D., Xiao, B.L., Ma, Z.Y. (2011). Effect of friction stir welding parameters on the microstructure and mechanical properties of the dissimilar Al–Cu joints. *Materials science and engineering: A*, 528(13–14), 4683–4689. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.02.067>
- Yaknesh, S., Sampathkumar, K., Sevel, P., Solomon, I.J. (2022). Generation of force and torque during joining of AZ91C plates by FSW under distinctive tool tilt angle and their impact on mechanical strength and micro-structure. *Journal of Adhesion Science and Technology*, 37(6), 1071–1090. <https://doi.org/10.1080/01694243.2022.2057763>
- Yang, B., Yan, J., Sutton, M. A., Reynolds, A. P. (2004). Banded microstructure in AA2024-T351 and AA2524-T351 aluminum friction stir welds: Part I. Metallurgical studies. *Materials Science and Engineering: A*, 364(1–2), 55–65. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00532-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00532-X)
- Yang, H., Qian, Z., Sun, P., Yang, H., Zheng, S., Li, M. (2024). Flow behavior and activation energy evolution of 7075-T6 Al alloy during hot deformation. *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 76(7), 3679–3693. <https://doi.org/10.1007/s11837-024-06567-6>
- Yunus, M., Alsoufi, M. S. (2018). Mathematical modelling of a friction stir welding process to predict the joint strength of two dissimilar aluminium alloys using experimental data and genetic programming. *Modelling and Simulation in Engineering*, 2018(1), 4183816. <https://doi.org/10.1155/2018/4183816>
- Zainulabdeen, A. A., Abbass, M. K., Ataiwi, A. H., Khanna, S. K., Jashti, B., Widener, C. (2014). Investigation of fatigue behavior and fractography of dissimilar friction stir welded joints of aluminum alloys 7075-T6 and 5052-H34. *International Journal of Materials Science and Engineering*, 2(2), 115–121. <https://doi.org/10.12720/ijmse.2.2.115-121>
- Zeng, X. H., Xue, P., Wang, D., Ni, D. R., Xiao, B. L., Wang, K. S., Ma, Z. Y. (2018). Material flow and void defect formation in friction stir welding of aluminium alloys. *Science and Technology of Welding and Joining*, 23(8), 677–686. <https://doi.org/10.1080/13621718.2018.1471844>
- Zhang, C., Huang, G., Cao, Y., Zhu, Y., Liu, Q. (2019). On the microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar AA7075 and AA2024 friction stir welding joints: Effect of rotational speed. *Journal of Manufacturing Processes*, 37, 470–487. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2018.12.014>
- Zhang, H., Liu, H. (2012). Characteristics and formation mechanisms of welding defects in underwater friction stir welded aluminum alloy. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 1(6), 269–281. <https://doi.org/10.1007/s13632-012-0038-4>
- Zhang, Y. N., Cao, X., Larose, S., Wanjara, P. (2012). Review of tools for friction stir welding and processing. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 51(3), 250–261. <https://doi.org/10.1179/1879139512Y.0000000015>
- Zhang, Z., Liu, Y. L., Chen, J. T. (2009). Effect of shoulder size on the temperature rise and the material deformation in friction stir welding. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 45(9–10), 889–895. <https://doi.org/10.1007/s00170-009-2034-7>

- Zhao, Y.H., Lin, F.X., Wu, L. (2006). Influence of pin geometry on material flow in friction stir welding process. *Materials Science and Technology*, 22(1), 45–50. <https://doi.org/10.1179/174328406X78424>
- Zhao, Z., Liang, H., Zhao, Y., Yan, K. (2018). Effect of exchanging advancing and retreating side materials on mechanical properties and electrochemical corrosion resistance of dissimilar 6013-T4 and 7003 aluminum alloys FSW joints. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 27(4), 1777–1783. <https://doi.org/10.1007/s11665-018-3253-6>
- Zhu, R., Liu, Q., Li, J., Xiang, S., Chen, Y., Zhang, X. (2015). Dynamic restoration mechanism and physically based constitutive model of 2050 Al-Li alloy during hot compression. *Journal of Alloys and Compounds*, 650, 75–85. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.07.182>
- Zuiko, I. S., Malopheyev, S., Mironov, S., Kaibyshev, R. (2022). Dissimilar friction stir welding of AA2519 and AA5182. *Materials*, 15(24), 8776. <https://doi.org/10.3390/ma15248776>

ISBN 978-83-68728-00-2 (PDF)
ISBN 978-83-68219-99-9 (print)



9 788368 219999