

**ROZPRAWA
DOKTORSKA**



ROZPRAWA DOKTORSKA

Adrian Michał Pietruszka

Analiza wpływu warunków montażu powierzchniowego na parametry termiczne tranzystorów

Dziedzina nauk: Nauki inżynieryjno-techniczne

Dyscyplina naukowa: Automatyka, Elektronika, Elektrotechnika i Technologie
Kosmiczne

Promotor:
dr hab. Agata Skwarek-Illés

Promotor pomocniczy:
dr hab. Paweł Górecki

Gdynia 2026

Podziękowania

Pragnę złożyć serdeczne podziękowania Promotorowi, dr hab. Agacie Skwarek-Illés, za umożliwienie realizacji badań naukowych, życzliwość, wsparcie merytoryczne oraz pomoc w rozwiązywaniu zagadnień związanych z procesem montażu powierzchniowego, właściwościami mikrostruktury połączeń lutowanych oraz analizą ich morfologii. Dzięki Jej zaangażowaniu możliwe było pogłębienie wiedzy oraz uzyskanie cennych wyników stanowiących podstawę niniejszej rozprawy.

Równie serdeczne podziękowania kieruję do Promotora Pomocniczego, dr hab. inż. Pawła Góreckiego, prof. UMG, za nieocenione wsparcie podczas realizacji badań laboratoryjnych, pomoc w analizie zjawisk termicznych w strukturach półprzewodnikowych oraz cenne wskazówki merytoryczne dotyczące interpretacji wyników symulacji i pomiarów eksperymentalnych, które znacząco wpłynęły na jakość niniejszej pracy.

Szczególne podziękowania kieruję również do Sieci Badawczej Łukasiewicz – Instytutu Mikroelektroniki i Fotoniki oraz Budapest University of Technology and Economics za umożliwienie przeprowadzenia specjalistycznych badań stanowiących istotny element niniejszej rozprawy. Pragnę podziękować dr. hab. inż. Pawłowi Michałowskiemu za pomoc i zaangażowanie w realizację badań metodą SIMS oraz prof. dr. hab. inż. Balázsowi Illésowi za umożliwienie i wsparcie w przeprowadzeniu badań zwilżalności. Uzyskane dzięki Ich zaangażowaniu wyniki stanowiły cenne uzupełnienie badań własnych i przyczyniły się do kompleksowej analizy badanych materiałów oraz połączeń lutowanych.

Ponadto pragnę podziękować mojej Rodzinie oraz Bliskim za nieustanne wsparcie, wyrozumiałość i motywację w trakcie całego okresu pracy nad rozprawą. Szczególne podziękowania kieruję do mojego Przyjaciela i Imiennika, Adriana, za wsparcie, towarzyszenie mi podczas dalekich podróży związanych z wyjazdami konferencyjnymi oraz cenne uwagi do przygotowywanych przeze mnie publikacji, których niejednokrotnie był pierwszym czytelnikiem.

Na końcu pragnę skierować szczególne i najserdeczniejsze podziękowania do mojej Mamy za Jej nieustanną cierpliwość, wiarę we mnie, wyrozumiałość oraz bezwarunkowe wsparcie. Jej obecność, dobre słowo i motywacja towarzyszyły mi przez cały okres pracy nad rozprawą i miały dla mnie ogromne znaczenie. Jestem Jej szczególnie wdzięczny za to, że zawsze wierzyła we mnie i wspierała mnie w dążeniu do osiągnięcia wyznaczonych celów.

Streszczenie

Rozprawa doktorska dotyczy analizy wpływu procesu montażu powierzchniowego na parametry termiczne tranzystorów, w szczególności MOSFET oraz IGBT. Celem pracy było określenie zależności pomiędzy właściwościami zastosowanych materiałów lutowniczych, warunkami procesu montażu, rodzajem podłoża oraz parametrami termicznymi przylutowanych struktur. Szczególną uwagę poświęcono rezystancji termicznej oraz efektywności odprowadzania ciepła.

W pracy przedstawiono zagadnienia dotyczące tranzystorów stosowanych we współczesnej elektronice, ze szczególnym uwzględnieniem wpływu temperatury struktury półprzewodnikowej na ich trwałość i niezawodność. Omówiono również technologię montażu powierzchniowego oraz budowę i właściwości połączenia lutowanego. Na podstawie analizy aktualnego stanu wiedzy przedstawiono możliwości modyfikacji stopów lutowniczych z wykorzystaniem dodatków nanoproszków.

W ramach badań opracowano kompozytowe stopy lutownicze zawierające dodatki SiC, TiO₂ oraz Al₂O₃. Określono ich właściwości mechaniczne, zwilżalność oraz temperaturę topnienia. Wykonano połączenia lutowane tranzystorów MOSFET z wykorzystaniem kompozytowych stopów lutowniczych i przeprowadzono analizę ich parametrów termicznych, obecność pustek lutowniczych oraz budowę mikrostruktury. Podczas wykonywania badań wykorzystano m.in. mikroskopię elektronową SEM oraz analizę SIMS. Pozwoliło to określić zależności pomiędzy właściwościami i mikrostrukturą połączeń lutowanych, obecnością pustek a parametrami termicznymi tranzystorów.

Kolejnym etapem była analiza wpływu metody lutowania oraz profilu temperaturowego procesu montażu powierzchniowego na parametry termiczne tranzystorów IGBT. Przeanalizowano również wpływ rezystancji termicznej połączenia lutowanego oraz rodzaju podłoża, w tym FR4 i MCPCB, na efektywność odprowadzania ciepła z tranzystorów MOSFET. Badania uzupełniono o symulacje numeryczne metodą elementów skończonych (MES), których wyniki porównano z rezultatami badań eksperymentalnych.

Uzyskane wyniki pozwoliły określić kluczowe zależności pomiędzy właściwościami kompozytowych stopów lutowniczych, mikrostrukturą i powierzchnią pustek w połączeniach lutowanych, warunkami procesu montażu oraz parametrami termicznymi tranzystorów. Wyniki badań mogą stanowić podstawę do optymalizacji materiałów lutowniczych i procesów montażu powierzchniowego stosowanych w elektronice mocy.

Abstract

This dissertation examines the influence of the surface mount technology (SMT) process on the thermal characteristics of power transistors, specifically MOSFETs and IGBTs. The primary objective of the study was to determine the relationships between the properties of soldering materials, assembly process conditions, substrate type, and the thermal performance of soldered semiconductor devices. Special attention was devoted to thermal resistance and heat dissipation efficiency.

The dissertation presents issues related to transistors used in modern electronic systems, with particular emphasis on the influence of semiconductor junction temperature on device durability and reliability. Surface mount technology, as well as the structure and properties of solder joints, are also discussed. Based on a comprehensive review of the current state of knowledge, the potential for modifying solder alloys through the incorporation of nanoparticle additives is presented.

As part of the experimental work, composite solder alloys containing SiC, TiO₂, and Al₂O₃ nanoparticles were developed. Their mechanical properties, wettability, and melting temperatures were characterized. Subsequently, solder joints for MOSFET transistors were fabricated using the developed composite solder alloys, and their thermal parameters, solder void content, and microstructural features were analyzed. Advanced characterization techniques, including scanning electron microscopy (SEM) and secondary ion mass spectrometry (SIMS), were employed. These investigations made it possible to identify relationships between the properties and microstructure of solder joints, the occurrence of solder voids, and the thermal performance of the transistors.

The next stage of the research focused on analyzing the influence of soldering methods and temperature profiles on the thermal parameters of transistors. The effects of solder-joint thermal resistance and substrate type, including FR4 and MCPCB, on the heat dissipation efficiency of MOSFET devices were also examined. Experimental studies were supplemented with finite element method (FEM) simulations, and the numerical results were compared with the experimental data.

The results allows the identification of key relationships between the properties of composite solder alloys, the microstructure and void area of solder joints, SMT process conditions, and the thermal parameters of power transistors. The findings provide a basis for the optimization of both soldering materials and surface mount assembly processes used in power electronics applications.

Spis treści

Streszczenie	3
Abstract	4
Wykaz istotnych oznaczeń i symboli	7
1. Wstęp	9
1.1. Znaczenie, podział oraz rozwój tranzystorów we współczesnej elektronice	9
1.2. Wpływ temperatury struktury półprzewodnikowej na niezawodność tranzystorów	13
1.3. Zależność temperatury struktury półprzewodnikowej od parametrów termicznych	15
2. Montaż powierzchniowy tranzystorów	21
2.1 Znaczenie oraz rozwój montażu powierzchniowego w przemyśle elektronicznym	21
2.2 Budowa oraz funkcje połączenia lutowanego	24
2.3 Stop lutowniczy – skład, właściwości oraz kierunki rozwoju	27
3. Badania i analiza właściwości kompozytowych stopów lutowniczych	32
3.1 Proces przygotowania kompozytowych stopów lutowniczych.....	32
3.2 Metoda badań wytrzymałości mechanicznej.....	33
3.3 Metoda badań zwilżalności	37
3.4 Metoda badań temperatury topnienia	41
3.5 Wytrzymałość mechaniczna kompozytowych stopów lutowniczych	42
3.6 Zwilżalność kompozytowych stopów lutowniczych.....	53
3.7 Temperatura topnienia kompozytowych stopów lutowniczych	60
4. Badania i analiza właściwości kompozytowych połączeń lutowanych tranzystorów MOSFET	63
4.1 Przygotowanie próbek badawczych	63
4.1.1 Projekt obwodu drukowanego	65
4.1.2 Montaż powierzchniowy tranzystorów MOSFET	66
4.2 Metody badań	68
4.2.1 Pomiar parametrów termicznych	68
4.2.2 Pomiar powierzchni pustek lutowniczych.....	71
4.2.3 Pomiar mikrostruktury połączeń lutowanych – SEM oraz SIMS	73
4.3 Kompozytowe połączenia SAC_SiC(p) oraz SAC_SiC(f)	75
4.3.1 Parametry termiczne SAC_SiC(p) oraz SAC_SiC(f).....	75
4.3.2 Pustki lutownicze SAC_SiC(p) oraz SAC_SiC(f)	79
4.3.3 Mikrostruktura SAC_SiC(p) oraz SAC_SiC(f).....	81
4.4 Kompozytowe połączenia SAC_TiO ₂ (p ₁) oraz SAC_TiO ₂ (p ₂).....	88
4.4.1 Parametry termiczne SAC_TiO ₂ (p ₁) oraz SAC_TiO ₂ (p ₂).....	88
4.4.2 Pustki lutownicze SAC_TiO ₂ (p ₁) oraz SAC_TiO ₂ (p ₂).....	91

4.4.3 Mikrostruktura SAC_TiO ₂ (p ₁) oraz SAC_TiO ₂ (p ₂)	93
4.5 Kompozytowe połączenia SAC_Al ₂ O ₃ (p) oraz SAC_Al ₂ O ₃ (f)	97
4.5.1 Parametry termiczne SAC_Al ₂ O ₃ (p) oraz SAC_Al ₂ O ₃ (f)	97
4.5.2 Pustki lutownicze SAC_Al ₂ O ₃ (p) oraz SAC_Al ₂ O ₃ (f)	103
4.5.3 Mikrostruktura SAC_Al ₂ O ₃ (p) oraz SAC_Al ₂ O ₃ (f)	112
5. Wpływ procesu montażu powierzchniowego, w tym profilu temperaturowego na parametry termiczne tranzystorów IGBT	115
5.1 Przygotowanie próbek badawczych	115
5.1.1 Projekt obwodu drukowanego	116
5.1.2 Proces montażu powierzchniowego – zastosowane metody lutowania	116
5.2 Metody badań	119
5.3 Wyniki i analiza przeprowadzonych badań	120
5.3.1 Parametry termiczne próbek testowych	120
5.3.2 Powierzchnia pustek lutowniczych	123
5.3.3 Mikrostruktura połączeń lutowanych	125
6. Modelowanie wpływu rezystancji termicznej połączenia lutowanego oraz materiału podłoża na parametry termiczne tranzystorów MOSFET	130
6.1 Przygotowanie obiektów badawczych	130
6.1.1 Próbki do badań termicznych	130
6.1.2 Model symulacyjny	130
6.2 Metody badań eksperymentalnych i symulacyjnych	132
6.2.1 Metoda pomiaru parametrów termicznych	132
6.2.2 Metoda symulacji numerycznych MES	132
6.3 Wyniki i analiza zrealizowanych badań	136
6.3.1 Pomiar parametrów termicznych	136
6.3.2 Symulacja numeryczna MES	137
6.3.3 Dyskusja otrzymanych wyników	140
7. Podsumowanie zrealizowanych badań	143
Literatura	146
Sylwetka autora	161

Wykaz istotnych oznaczeń i symboli

Symbole i oznaczenia wielkości fizycznych

A – powierzchnia

A_{Void} – całkowita powierzchnia pustek lutowniczych

I – prąd

I_c – prąd ciągły kolektora

I_G – prąd ciągły bramki

N – wartość siły ścinania

P – moc

P_H – moc grzewcza

R_{th} – rezystancja termiczna

$R_{th(j-a)}$ – rezystancja termiczna złącze-otoczenie

$R_{th(j-c)}$ – rezystancja termiczna złącze-obudowa

$R_{thSolder}$ – rezystancja termiczna połączenia lutowanego

t – czas

T_a – temperatura otoczenia

T_c – temperatura obudowy

T_j – temperatura złącza

U – napięcie

U_{CE} – napięcie kolektor-emiter

U_{GS} – napięcie bramka-źródło

$Z_{th}(t)$ – impedancja termiczna

α_v - współczynnik kierunkowy krzywej termometrycznej

ΔT – różnica temperatur

Skróty i oznaczenia technologiczne

DSC (*ang. differential scanning calorimetry*) – różnicowa kalorymetria skaningowa

FEM (*ang. Finite Element Method*) – metoda elementów skończonych

FR-4 (*ang. Flame Retardant 4*) – podłoże / laminat szklano-epoksydowy

HASL (*ang. Hot Air Solder Leveling*) – Cynowanie metodą gorącego powietrza

IGBT (*ang. Insulated Gate Bipolar Transistor*) – tranzystor bipolarny z izolowaną bramką

IMC (*ang. Intermetallic Compound*) - faza międzymetaliczna

IMS (*ang. Insulated Metal Substrate*) – izolowane podłoże / laminat metalowy

MCPCB (*ang. Metal Core Printed Circuit Board*) – obwód drukowany z metalowym rdzeniem

MOSFET (*ang. Metal-Oxide-Semiconductor Field-Effect Transistor*) tranzystor polowy

PCB (*ang. Printed Circuit Board*) – obwód drukowany

SAC (Sn-Ag-Cu) – stop lutowniczy cyna–srebro–miedź

SAC0307 (Sn99.0Ag0.3Cu0.7) – bezołowiowy stop lutowniczy zawierający 99,0% cyny, 0,3% srebra oraz 0,7% miedzi

SAC305 (Sn96.5Ag3.0Cu0.5) – bezołowiowy stop lutowniczy zawierający 96,5% cyny, 3% srebra oraz 0,5% miedzi

SAC-0.75_Al₂O₃(p) – kompozytowy stop lutowniczy zawierający nanocząstki tlenku glinu w ilości 0,75 wt.%.

SAC_SiC(p) – bezołowiowy, kompozytowy stop lutowniczy zawierający nanocząstki węgla krzemu

SAC_TiO₂(f) – bezołowiowy, kompozytowy stop lutowniczy zawierający nanowłókna tlenku tytanu

SEM (*ang. Scanning Electron Microscopy*) – skaningowa mikroskopia elektronowa

SIMS (*ang. Secondary Ion Mass Spectrometry*) – spektrometria mas jonów wtórnych

SMD (*ang. Surface Mount Device*) – element montowany powierzchniowo

SMT (*ang. Surface Mount Technology*) – technologia montażu powierzchniowego

TAL (*ang. Time Above Liquidus*) – czas powyżej temperatury likwidusu

THT (*ang. Through-Hole Technology*) – technologia montażu przewlekanego

TIM (*ang. Thermal Interfae Material*) – materiał termoprzewodzący

VR (*ang. Voids Ratio*) – udział pustek w połączeniu lutowanym

wt.% – procent wagowy

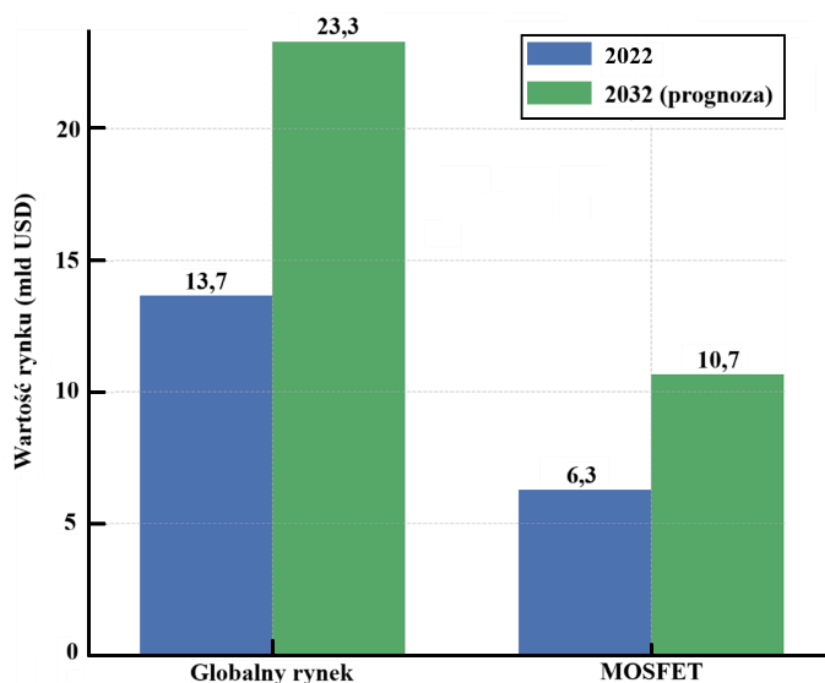
1. Wstęp

1.1. Znaczenie, podział oraz rozwój tranzystorów we współczesnej elektronice

Elementy półprzewodnikowe jakimi są tranzystory stanowią podstawę funkcjonowania współczesnych układów elektronicznych. Jak zauważyli Riordan i Hoddeson (2007) oraz Ross (1998), od momentu wynalezienia tranzystora w 1947 roku przez amerykańskich fizyków Williama Shockleya, Johna Bardeena oraz Waltera Brattaina, element ten poddany został technologicznej ewolucji, stając się nieodzownym komponentem stosowanym w niemal każdej dziedzinie elektroniki. Tranzystory znajdują zastosowanie zarówno w układach cyfrowych, układach analogowych, ale również w zaawansowanych systemach energoelektronicznych oraz mikroelektronicznych układach wysokiej częstotliwości. Podstawowymi funkcjami tranzystorów są wzmacnianie oraz przełączanie sygnałów elektrycznych. Parametry pracy tranzystora, w tym jego właściwości dynamiczne i wzmacniające, są uzależnione od konstrukcji przyrządu, technologii wykonania oraz warunków pracy układu. Dzięki temu, tranzystory umożliwiają realizowanie operacji logicznych w przypadku układów cyfrowych, natomiast dla układów analogowych stanowią fundamentalny komponent, który pozwala na sterowanie przepływem prądu w obwodzie. Tranzystory są również istotnym komponentem w przypadku procesu implementacji logiki programowalnej w systemach mikroprocesorowych oraz układach scalonych, które są podstawą funkcjonowania współczesnych komputerów, urządzeń mobilnych oraz pojazdów elektrycznych (Sedra i in., 2020).

Ogromny wpływ na rozwój tranzystorów miała również dynamiczna sytuacja rynkowa, która wymagała od producentów elementów półprzewodnikowych ciągłego rozwoju oraz innowacji w ich produkcji. W połowie lat 90. XX wieku, globalny rynek urządzeń elektronicznych odciągnął wartość równą 851 miliardów dolarów, z czego aż 16,5 %, czyli około 140 miliardów dolarów stanowiły komponenty półprzewodnikowe. Prognozy rynkowe na rok 2000 przewidywały, iż udział elementów półprzewodnikowych w rynku elektroniki będzie uległa ciągłemu wzrostowi do poziomu około 21 %, co odpowiadało wartości około 263 miliardów dolarów. Główną przyczyną tak dynamicznego rozwoju rynku elementów półprzewodnikowych była postępująca cyfryzacja oraz miniaturyzacja komponentów. Dodatkowo popyt na coraz bardziej złożone systemy elektroniczne, takie jak komputery osobiste oraz elektronikę użytkową, niewątpliwie przyczynił się do osiągnięcia takiego poziomu wzrostu (Melliar-Smith i in., 1998).

Dodatkowo ciągły i dynamiczny rozwój rynku tranzystorów znajduje potwierdzenie w danych ekonomicznych, które dotyczą prognoz rynkowych, czyli przewidywań trendów oraz zmian rynku elementów półprzewodnikowych. Według aktualnych danych, które dotyczą raportu opublikowanego przez Allied Market Research pt. "Power Transistors Market by Type, Application: Global Opportunity Analysis and Industry Forecast, 2023–2032", w 2022 roku globalny rynek tranzystorów mocy wyceniany był na wartość równą 13,7 miliardów USD. Według prognoz, wartość tego rynku do roku 2032 może wzrosnąć do 23,3 miliardów USD, co odpowiada skumulowanemu rocznemu wskaźnikowi wzrostu (*ang. Compound Annual Growth Rate, CAGR*) na poziomie 5,5 %. Jak wynika również z przedstawionego raportu, szczególną rolę w globalnym rynku elementów półprzewodnikowych odgrywają tranzystory MOSFET. Związane jest to bezpośrednio z wzrostem zapotrzebowania rynku elektronicznego na komponenty energooszczędne oraz szybko przełączające, które wykorzystywane są w pojazdach elektrycznych oraz układach zarządzania zasilaniem. Z tego właśnie powodu według prognoz przedstawionych w raporcie, wartość rynku tranzystorów MOSFET powinna ulec wzrostowi z 6,3 miliardów USD (2022 rok) do wartości równej 10,7 miliardów USD w roku 2032 (Allied Market Research, 2023). Poniżej zamieszczono wykres (Rys. 1.1), który ilustruje prognozowany wzrost wartości globalnego rynku tranzystorów oraz rynku tranzystorów MOSFET, gdzie przewidywania określone są na rok 2032.



Rys. 1.1. Prognozowany wzrost wartości globalnego rynku tranzystorów oraz segmentu tranzystorów MOSFET w latach 2022–2032 [Allied Market Research, 2023].

Tranzystor jest elementem półprzewodnikowym, którego podstawowa funkcja polega na wzmacnianiu lub przełączaniu sygnałów elektrycznych. Jego działanie bazuje na kontrolowaniu przepływu prądu pomiędzy dwiema elektrodami – emiterem lub źródłem oraz kolektorem lub drenem (w zależności od rodzaju tranzystora), za pomocą sygnału sterującego podłączonego do trzeciej elektrody, czyli bazy lub bramki. Doprowadzony sygnał sterujący powoduje powstawanie zmiany w przewodnictwie wewnętrznej struktury półprzewodnikowej tranzystora, co umożliwia zmianę prądu roboczego przy wykorzystaniu stosunkowo niewielkiej mocy sterującej. W układach energoelektronicznych tranzystory MOSFET są wykorzystywane głównie jako elementy przełączające, pracujące naprzemiennie w stanie przewodzenia oraz odcięcia. Proces przełączania jest kontrolowany napięciem przyłożonym pomiędzy bramką a źródłem tranzystora (Rashid, 2004; Baliga, 2010).

Do podstawowych grup tranzystorów należą bipolarne tranzystory złączowe (*ang. Bipolar Junction Transistor, BJT*) oraz tranzystory polowe (*ang. Field-Effect Transistor, FET*). Współczesne układy scalone są w przeważającej mierze realizowane w technologii CMOS (*ang. Complementary Metal-Oxide-Semiconductor*), wykorzystującej komplementarne tranzystory MOSFET typu NMOS oraz PMOS (Zhang i in., 2024; Radamson i in., 2019). Są to typy elementów półprzewodnikowych, w których przewodnictwo kanału pomiędzy źródłem a drenem kontrolowane jest przy pomocy napięcia podawanego na bramkę, która odseparowana jest od struktury półprzewodnikowej za pomocą cienkiej warstwy izolatora – najczęściej jest to tlenek krzemu. Popularność ich stosowania wynika bezpośrednio z ich właściwości, a dokładniej z wysokiej impedancji wejściowej, niewielkimi stratami mocy oraz możliwością przełączania z dużą częstotliwością. Dzięki tym cechom, tranzystory MOSFET zdominowały obecnie projektowane obwody elektroniczne, a w związku z tym większość urządzeń elektronicznych wyposażona jest w tego typu elementy półprzewodnikowe (Sze oraz Ng, 2007; Baliga, 2010).

Kolejnym popularnym typem tranzystorów, które stanowią swego rodzaju alternatywę dla klasycznych tranzystorów MOSFET, są tranzystory IGBT (*ang. Insulated Gate Bipolar Transistor*). Tranzystory IGBT to elementy półprzewodnikowe, które łączą w sobie zalety tranzystorów MOSFET, czyli łatwością sterowania oraz dużą obciążalnością prądową, która charakteryzuje tranzystory bipolarne. Napięcie sterujące podawane na bramkę umożliwia sterowanie przewodnictwem kanału, co powoduje możliwość „wstrzykiwania” nośników do struktury bipolarnej, jednocześnie zapewniając przy tym niski spadek napięcia w stanie przewodzenia. Ze względu na możliwość pracy przy wysokich wartościach napięcia i prądu

tranzystory te są szeroko stosowane w układach energoelektronicznych dużej mocy, między innymi w falownikach, układach napędów trakcyjnych oraz stacjach przekształtnikowych systemów HVDC (*ang. High Voltage Direct Current, HVDC*). Tranzystory IGBT charakteryzują się wyższą wartością napięcia przebicia w stosunku do tranzystorów MOSFET oraz mniejszymi stratami przewodzenia, w przypadku występowania dużych wartości prądu. Jednak w porównaniu do tranzystorów MOSFET, czas przełączania tranzystorów IGBT jest dłuższy, ze względu na występowanie pojemności dyfuzyjnych, co ogranicza ich stosowanie w aplikacjach wysokoczęstotliwościowych (Rashid, 2004; Baliga, 2010). Ciągłe prace nad konstrukcją tranzystorów IGBT zwiększają poziom ich integracji oraz sprawności, co umożliwia ich pracę w złożonych oraz skomplikowanych systemach konwersji mocy. Obecnie rozwój tych przyrządów koncentruje się na poprawie parametrów dynamicznych oraz ograniczeniu rezystancji termicznej struktury, co przekłada się na możliwość pracy przy wyższych gęstościach mocy, miniaturyzację oraz wzrost niezawodności układów (Mohan i in., 2003; Iannuzzo, 2020).

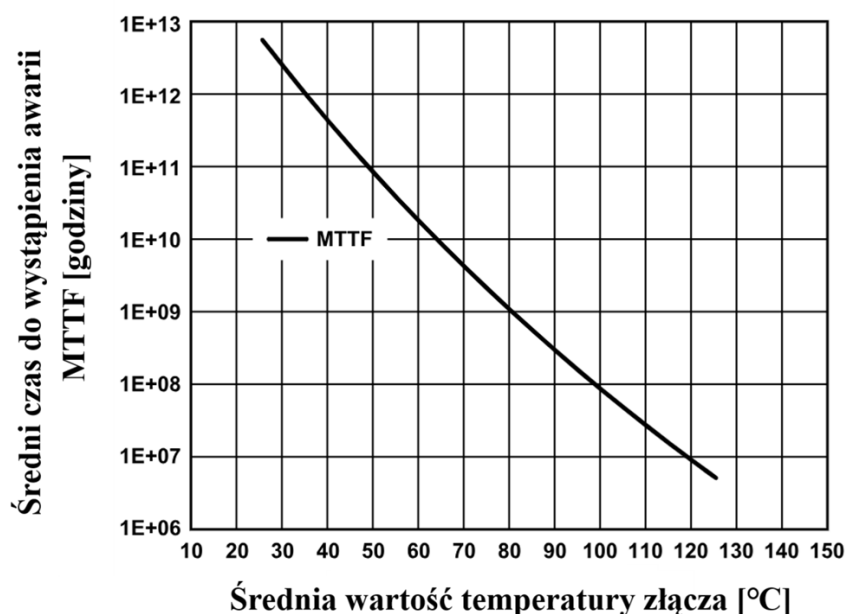
Reasumując, na podstawie przedstawionego opisu można stwierdzić, iż wynalezienie tranzystora bez wątpienia należy do jednych z najważniejszych i najbardziej przełomowych osiągnięć w historii nauki oraz techniki. Tranzystor jako element półprzewodnikowy zrewolucjonizował sposób projektowania oraz działania układów elektronicznych, czego świadkami jesteśmy do dnia dzisiejszego. Tranzystory, od momentu ich wynalezienia w latach 40. XX wieku do dnia dzisiejszego pozostają w ciągłym procesie ewolucji technologicznej – od prostych i nieskomplikowanych struktur, do bardzo złożonych i skomplikowanych układów, które obecnie znajdują zastosowanie w niemal każdym obszarze współczesnej technologii. Aktualnie rynek elementów półprzewodnikowych oferuje wiele typów tranzystorów, gdzie rodzaj oraz typ tranzystora zależy od docelowej aplikacji, w której ma pracować dany komponent. Na dzień dzisiejszy konstruktorzy układów elektronicznych mają do wyboru wiele rodzajów tranzystorów, począwszy od klasycznych tranzystorów polowych, aż do nowoczesnych struktur MOSFET oraz IGBT, czy też tranzystorów wykorzystujących półprzewodniki szerokopasmowe zbudowane z węgla krzemu oraz azotku galu. Każdy z tych typów z powodzeniem wykorzystany może zostać w różnych sektorach elektroniki – od nieskomplikowanych i ogólnie dostępnych urządzeń konsumenckich, aż po zaawansowane urządzenia elektroniczne wykorzystywane w systemach energoelektronicznych, przemyśle militarnym oraz kosmicznym. Współczesne wymagania związane z potrzebą ciągłej miniaturyzacji, wzrostem efektywności energetycznej, odpornością na warunki środowiskowe

oraz atmosferyczne, a dodatkowo długookresowej trwałości powodują, iż rozwój tranzystorów oraz ich technologii produkcji jest nadal dynamiczny i wieloaspektowy. Dlatego w procesie projektowania nowoczesnych urządzeń elektronicznych, charakteryzujących się rosnącą gęstością mocy, miniaturyzacją oraz zwiększaniem częstotliwości przełączania, kluczowym zagadnieniem staje się niezawodność przyrządów półprzewodnikowych, w tym tranzystorów. Pomimo dostępności coraz bardziej zaawansowanych struktur półprzewodnikowych, zagadnienia związane z ich niezawodnością pozostają istotnym wyzwaniem projektowym. Jednym z kluczowych czynników wpływających na niezawodność jest temperatura złącza podczas pracy urządzenia.

1.2. Wpływ temperatury struktury półprzewodnikowej na niezawodność tranzystorów

W przypadku elementów półprzewodnikowych jednym z najważniejszych ograniczeń eksploatacyjnych są dopuszczalne temperatury pracy. Dla tranzystorów parametr ten jest zwykle określany w dokumentacji technicznej jako maksymalna temperatura złącza (*ang. maximum junction temperature, T_{j_max}*). W przypadku tranzystorów MOSFET pojęcie temperatury złącza (T_j) jest wielkością modelową stosowaną w analizie cieplnej i kartach katalogowych, odnoszącą się do obszaru aktywnego struktury półprzewodnikowej. W odróżnieniu od tranzystorów bipolarnych, w których występuje jedno dominujące złącze p-n, w MOSFET-ach struktura półprzewodnikowa zawiera wiele rozproszonych obszarów p-n oraz kanał przewodzący, który sterowany polem elektrycznym. Dlatego podawana w nocie katalogowej wartość maksymalnej temperatury złącza odnosi się do maksymalnej temperatury najbardziej obciążonego termicznie miejsca w strukturze półprzewodnikowej, a nie do pojedynczego klasycznego złącza p-n (Rashid, 2004; Baliga, 2010). Jednak pomimo drobnych różnic w nazewnictwie (temperatura złącza – temperatura wnętrza struktury), w przypadku każdego z typów tranzystorów, praca w temperaturach zbliżonych do temperatury granicznej złącza, która w większości przypadków mieści się w przedziale od 150 °C do 200 °C, jak i również praca w warunkach cyklicznych zmian temperatury, znacząco zwiększa ryzyko występowania uszkodzeń i bezpośrednio wpływa na skrócenie średniego czasu do wystąpienia awarii przyrządu półprzewodnikowego (*ang. Mean Time To Failure, MTTF*). W związku z tym niezwykle istotne jest kontrolowanie warunków pracy tranzystora, w taki sposób aby nie dochodziło do przekroczenia granicznej wartości temperatury złącza, czy też pojawienia się częstych oraz dużych wahań temperatury złącza (Ahmediet i in., 2021; Choi i in., 2017; C.

Morel oraz J-Y Morel, 2024; Vassighi oraz Sachdev, 2006). Poniżej zamieszczono przykładowy wykres średniego czasu do wystąpienia awarii w zależności od temperatury złącza (Rys. 1.2), dla wzmacniacza RF wykonanego w technologii azotku galu.



Rys. 1.2. Zależność średniego czasu do awarii (MTTF) od średniej wartości temperatury złącza dla wzmacniacza RF w technologii GaN [Nash, E. (n.d.), AN-2591, Analog Devices].

Jak wynika z powyższego rysunku (Rys. 1.3), temperatura złącza jest jednym z najbardziej krytycznych parametrów, który determinuje długoterminową niezawodność elementu. Zbliżanie się do granicznej wartości temperatury złącza, czy też długotrwałe oscylacje w pobliżu jej granicy (cykliczne nagrzewanie oraz chłodzenie komponentu) może prowadzić do wielu nieodwracalnych procesów degradacyjnych, takich jak: przyspieszone zjawisko elektromigracji (Lloyd, 2007), uszkodzenia izolacji bramki tranzystorów MOSFET (Delepaut i in., 2013; Górecki i in., 2023) oraz pęknięcia struktury półprzewodnikowej z powodu rozszerzalności cieplnej (Ji i in., 2015). Zależność związana z zmianami temperatury wnętrza struktury (temperatury złącza) a skróceniem średniego czasu do wystąpienia awarii tranzystora opisuje równanie Arrheniusa. Jest to jedno z fundamentalnych równań chemicznych determinujących jak szybkość reakcji, a w tym przypadku szybkość degradacji danego materiału, zależy od jego temperatury (Gooch, 2011). W przypadku analizy niezawodności elementów półprzewodnikowych takich jak tranzystory, równanie Arrheniusa wykorzystywane jest do oceny, w jakim stopniu wzrost temperatury wpływa na czas życia elementu elektronicznego. W tym celu modeluje się przyspieszone testy niezawodnościowe na podstawie równania (Manca i in., 1999; MIL-HDBK-217; IEC 61709). W ujęciu

statystycznym, opisującym średni czas do wystąpienia awarii jako parametr skali θ rozkładu wykładniczego (tożsamy ze wskaźnikiem MTTF), zależność tę wyraża się wzorem:

$$(1.1) \quad \theta = A \cdot \exp\left(\frac{E_a}{k \cdot T_j}\right);$$

gdzie:

- a) θ – średni czas do awarii;
- b) A – stała przedwykładnicza zależna od technologii i mechanizmu uszkodzeń;
- c) E_a – energia aktywacji procesu degradacji;
- d) k – stała Boltzmanna;
- e) T_j – temperatura złącza.

Z powyższego równania (1.1) wynika, iż wzrost temperatury złącza o 8 – 10 °C powoduje dwukrotne skrócenie czasu życia elementu (Rys.1.3). Dla przykładu: wzrost temperatury złącza z 30 °C do 38 °C powoduje skrócenie czasu życia ze 100 000 do 50 000 godzin. Taki efekt degradacji ma kluczowe znaczenie w przypadku urządzeń elektronicznych, które powinny charakteryzować się wydłużonym czasem pracy, np. urządzenia wykorzystywane w przemyśle lotniczym, kosmicznym, czy też telekomunikacyjnym. Dlatego niezwykle istotne jest, aby podczas pracy danego urządzenia elektronicznego zapewnić efektywne odprowadzanie ciepła z wnętrza przylutowanych komponentów, takich jak tranzystory. Zapewnienie odpowiedniego chłodzenia zapobiega przegrzewaniu się elementów, w znacznym stopniu spowolnia procesy degradacyjne, a tym samym wydłuża niezawodność oraz żywotność układów elektronicznych (Górecki i Posobkiewicz, 2022; Wang i in., 2023).

1.3. Zależność temperatury struktury półprzewodnikowej od parametrów termicznych

Dla elementów półprzewodnikowych, takich jak tranzystory MOSFET oraz tranzystory IGBT, wzrost temperatury wnętrza (temperatury złącza) spowodowany jest bezpośrednio przez przewodzenie prądu (I) oraz wydzielanie mocy (P). Iloczyn prądu płynącego przez element i spadku napięcia na nim odpowiada mocy wydzielanej w postaci ciepła, która musi zostać skutecznie odprowadzona z wnętrza struktury półprzewodnikowej. W przypadku, gdy proces odprowadzania ciepła jest nieefektywny, temperatura wnętrza struktury półprzewodnikowej wzrasta co ma bezpośrednie przełożenie na wzrost awaryjności elementu (Chen i in., 2007; Iradukunda i in., 2019).

W celu oceny efektywności odprowadzania ciepła z wnętrza struktury półprzewodnikowej wykorzystuje się parametry termiczne, które określają zdolność rozpraszania ciepła od miejsca jego generowania do otoczenia. Jednym z podstawowych parametrów termicznych jest rezystancja termiczna (R_{th}), która określa stosunek wzrostu temperatury do mocy i wyrażana jest w stopniach Celsjusza na wat ($^{\circ}\text{C}/\text{W}$). Rezystancja termiczna określa przyrost temperatury wnętrza struktury półprzewodnikowej na skutek wydzielania w niej mocy. W związku z tym, parametr ten często wykorzystywany jest do określania maksymalnej temperatury pracy elementu. Rezystancja termiczna może być definiowana dla całego toru przepływu ciepła lub jego części, np. złącze – obudowa ($R_{th(j-c)}$), obudowa – otoczenie ($R_{th(c-a)}$), czy też złącze – otoczenie ($R_{th(j-a)}$). W większości przypadków, wyżej opisane parametry określone są w nocy katalogowej danego komponentu i w zależności od rodzaju elementu oraz jego obudowy, parametr ten może charakteryzować się różnymi wartościami. Dlatego też, w celu opisu właściwości termicznych danego elementu półprzewodnikowego w stanie termicznie ustalonym, stosowane jest równanie (Cioban i in., 2022; Infineon Technologies AN2015, 2021; Filippow i Balandi, 2003):

$$(1.2) \quad R_{th(j-a)} = \lim_{t \rightarrow \infty} Z_{th(j-a)} = \frac{\Delta T}{P_H};$$

gdzie:

- a) $Z_{th(j-a)}$ – przejściowa impedancja termiczna;
- b) ΔT – różnica temperatury pomiędzy wnętrzem tranzystora, a otoczeniem po osiągnięciu stanu ustalonego;
- c) P_H – moc grzewcza wydzielona w układzie.

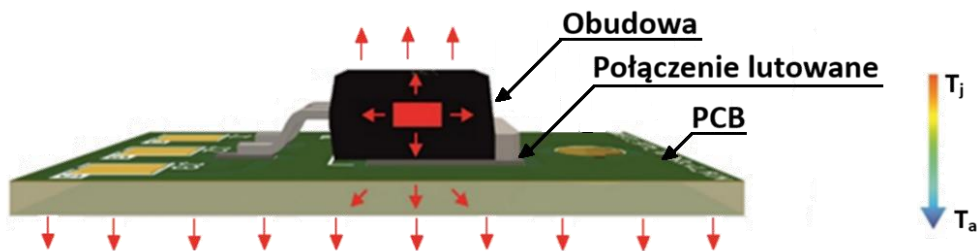
Jak wynika z powyższego równania (1.2), kolejnym istotnym parametrem termicznym, który opisuje zdolność do efektywnego odprowadzania ciepła ze struktury półprzewodnikowej jest przejściowa impedancja termiczna ($Z_{th(j-a)}$). Jest to parametr, który opisuje dynamiczną odpowiedź termiczną elementu na wydzielaną w nim moc. Rozważając tranzystor MOSFET lub tranzystor IGBT, ich przejściową impedancję termiczną od struktury półprzewodnikowej do otoczenia można określić wzorem (Wang i in., 2015; Cutlvet i in., 2017; Smirnov i Gavrikov, 2023):

$$(1.3) \quad Z_{th}(t) = \frac{T_j(t) - T_a}{P_H};$$

gdzie:

- a) $T_j(t)$ – przebieg czasowy temperatury wnętrza struktury w funkcji czasu;
- b) T_a – temperatura otoczenia.

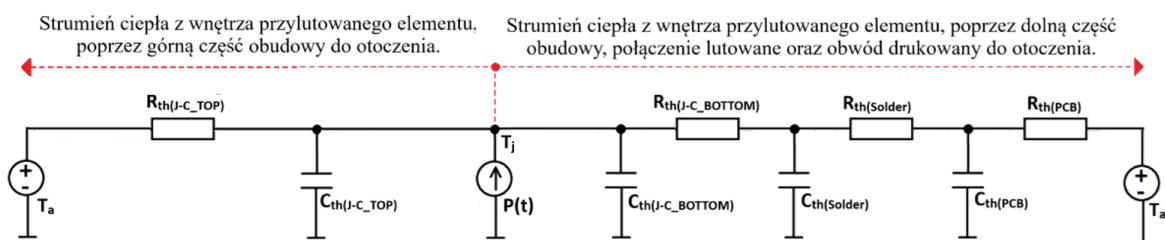
W praktyce, tranzystor w obudowie przylutowany do obwodu drukowanego (*ang. printed circuit board, PCB*), podczas swojej pracy generuje ciepło, które powinno zostać skutecznie odprowadzone w celu zapewnienia długotrwałej i niezawodnej pracy urządzenia. Energia wydzielona w postaci ciepła w strukturze półprzewodnikowej może rozpraszać się w dwóch głównych kierunkach: ku górze – poprzez przewodnictwo cieplne przez obudowę, a następnie poprzez konwekcję (naturalną lub wymuszoną) oraz promieniowanie cieplne do otoczenia; oraz ku dołowi (zazwyczaj dominująca część strumienia cieplnego) – poprzez przewodzenie ciepła przez połączenie lutowane do warstw miedzi oraz warstw dielektrycznych obwodu drukowanego (Langer i in., 2014; Pietruszka i in., 2023). Poniżej zamieszczono ilustrację (Rys. 1.3), na której przedstawiono schematyczny przebieg transferu ciepła z wnętrza przylutowanego tranzystora bezpośrednio do otoczenia (poprzez górną część obudowy) oraz poprzez połączenie lutowane, a następnie podłoże (obwód drukowany) do otoczenia, gdzie czerwone strzałki symbolizują transferowane ciepło.



Rys. 1.3. Tor przepływu ciepła z wnętrza przylutowanego tranzystora, bezpośrednio przez górną część obudowy do otoczenia oraz poprzez połączenie lutowane i podłoże do otoczenia, gdzie czerwone strzałki symbolizują transferowane ciepło.

Na podstawie schematu przepływu ciepła z wnętrza struktury półprzewodnikowej (Rys. 1.3) można stwierdzić, że transfer ciepła z obszaru złącza realizowany jest dwiema głównymi drogami równoległymi. Pierwsza z nich obejmuje ścieżkę złącze–obudowa–połączenie lutowane–płytkę PCB–otoczenie, natomiast druga prowadzi przez obudowę w kierunku jej górnej części i dalej do otoczenia. W rezultacie model termiczny przyrządu można przedstawić jako układ dwóch równoległych gałęzi rezystancji termicznych. W przypadku zastosowania modelu termicznego przepływu ciepła z wnętrza przylutowanego tranzystora (Rys. 1.4) w stanach przejściowych, należy również uwzględnić pojemność cieplną każdego z materiałów. Pojemności cieplne reprezentują zdolność danego materiału, np. połączenia

lutowanego, podłoża itp., do magazynowania energii cieplnej (Cao i in., 2020; Khan i in., 2024). Poniżej przedstawiono schemat (Rys. 1.4) modelu sieci termicznej Cauer'a, który opisuje transfer ciepła z wnętrza struktury przylutowanego tranzystora.



Rys. 1.4. Model sieci termicznej typu Cauer'a opisującej transfer ciepła w przylutowanym tranzystorze.

Na podstawie schematu przedstawionego powyżej (Rys. 1.4), dokonując analizy drogi transferu ciepła można stwierdzić, iż moc wydzielona w strukturze wewnętrznej przylutowanego tranzystora ($P(t)$) w postaci ciepła, jest rozpraszana przez rezystancje termiczne do otoczenia. Na początku poprzez wewnętrzne warstwy tranzystora ($R_{th(J-C_BOTTOM)}$), następnie przez połączenia lutowane ($R_{th(Solder)}$), a finalnie przez obwód drukowany ($R_{th(PCB)}$) do otoczenia (T_a). Zgodnie z dynamicznym modelem sieci termicznej, każda z warstw, przez które transferowane jest ciepło posiada również swoją pojemność cieplną (C_{th}). Pojemność cieplna ma znaczenie tylko i wyłącznie podczas analizy zjawisk przejściowych, takich jak czas nagrzewania oraz czas chłodzenia elementu. Dodatkowo, pojemność cieplna nie wpływa bezpośrednio na wartość maksymalnej temperatury wnętrza struktury – ma znaczenie tylko i wyłącznie w przypadku analizy impulsowych lub zmiennych obciążeń cieplnych. (Cao i in., 2020; Du i in., 2010). W przypadku pomocniczej ścieżki transferu ciepła, gdzie ciepło transferowane jest z wnętrza przylutowanego tranzystora, przez górną część obudowy ($R_{th(J-C_TOP)}$) do otoczenia, odprowadzana jest tylko niewielka część ciepła, głównie na skutek promieniowania oraz naturalnej konwekcji.

Z powodu wysokiej wartości rezystancji termicznej górnej części obudowy przylutowanego elementu, oraz ze względu na stosunkowo niewielką powierzchnię wymiany ciepła, a dodatkowo brak elementów wspomagających odprowadzanie ciepła, takich jak wymienniki ciepła (radiatory), udział ścieżki transferu ciepła przez górną część obudowy elementu w ogólnym bilansie cieplnym jest pomijalny. W związku z tym, analizując główną drogę transferu ciepła, model termiczny może zostać uproszczony do trzejelementowego szeregu rezystancji termicznych (Shen i in., 2020; JESD51-12., 2012):

$$(1.4) \quad R_{th} = R_{th(J-C_BOTTOM)} + R_{th(Solder)} + R_{th(PCB)};$$

gdzie:

- a) R_{th} – rezystancja termiczna analizowanego układu;
- b) $R_{th(J-C_BOTTOM)}$ – rezystancja termiczna tranzystora;
- c) $R_{th(Solder)}$ – rezystancja termiczna połączenia lutowanego;
- d) $R_{th(PCB)}$ – rezystancja termiczna obwodu drukowanego.

Na podstawie powyższego wzoru (1.4), uwzględniając wartości trzech szeregowo połączonych rezystancji termicznych, opisany model sieci termicznej (Rys. 1.4) umożliwia wyznaczenie całkowitej rezystancji termicznej rozważanego elementu – głównej drogi transferu ciepła z wnętrza struktury do otoczenia. Dokonując kolejnej analizy, uwzględniając przy tym temperaturę wnętrza struktury, temperaturę otoczenia oraz moc wydzieloną podczas pracy elementu, wówczas całkowita rezystancja termiczna może zostać wyznaczona ze wzoru 1.2. Jednak w większości praktycznych zastosowań, temperatura złącza przylutowanego elementu jest wartością kluczową do określenia. Dokonując prostego przekształcenia wzoru (1.2) względem zmiennej temperatury wnętrza struktury, możliwe jest wyznaczenie równania określającego wartość temperatury wnętrza struktury:

$$(1.6) \quad T_j = T_a + P \cdot R_{th}.$$

Powuższe równanie umożliwia szacowanie temperatury złącza przyrządu półprzewodnikowego na podstawie znanej wartości wydzielonej mocy oraz parametrów termicznych struktury i układu chłodzenia. Podejście to jest powszechnie stosowane w inżynierii termicznej elektroniki mocy (Ammous i in., 2007; Cao i in., 2020; Górecki, 2022), ponieważ pozwala na analizę ustalonego i przejściowego rozkładu temperatury w strukturze przyrządu oraz ocenę ryzyka przekroczenia dopuszczalnej temperatury złącza. W praktycznych modelach termicznych parametry takie jak rezystancja termiczna złącze–obudowa ($R_{th(J-C)}$) oraz rezystancja termiczna złącze–PCB ($R_{th(J-PCB)}$) są zwykle dostępne w dokumentacji katalogowej. Wpływ połączenia lutowanego nie jest zazwyczaj modelowany jako odrębna, jednoznacznie zdefiniowana rezystancja termiczna, lecz stanowi część złożonej struktury rozpraszania ciepła w obszarze PCB, zgodnie z metodologią JEDEC JESD51.

Podsumowując, całkowita rezystancja termiczna (R_{th}) jest parametrem, który determinuje efektywność odprowadzania ciepła z wnętrza struktury przylutowanego elementu. Częściowa rezystancja termiczna, rozumiana jako opór cieplny pojedynczych składowych układu (np. połączenia lutowanego), może znacząco wpływać na efektywność rozpraszania ciepła. Jej wartość może ulegać zmianie w zależności o wielu czynników, które bezpośrednio związane są

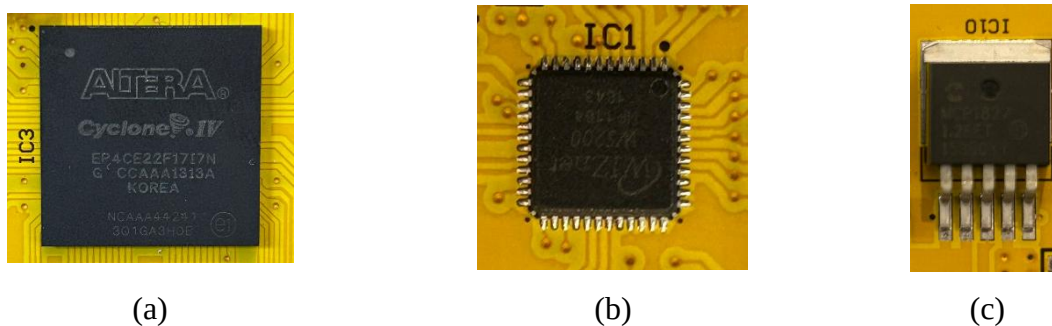
z procesem technologicznym jakim jest montaż powierzchniowy (*ang. Surface Mount Technology, SMT*). Do tych czynników można zaliczyć takie zmienne jak rodzaj zastosowanego stopu lutowniczego, metoda lutowania, temperatura oraz czas procesu lutowania, czy też obecność pustek lutowniczych (*ang. solder voids*) w połączeniu lutowanym (Jo i in., 2024; Dziurdzia i in., 2019; Synkiewicz i in., 2014). W związku z powyższym, technologia montażu powierzchniowego w kontekście zmienności wartości parametrów termicznych tranzystorów może mieć istotne znaczenie. Optymalizacja procesu montażu powierzchniowego pod względem użytej metody lutowania, zastosowanego profilu temperaturowego oraz składu stopu lutowniczego może w znacznym stopniu sposób wpływać na parametry termiczne tranzystorów.

2. Montaż powierzchniowy tranzystorów

2.1 Znaczenie oraz rozwój montażu powierzchniowego w przemyśle elektronicznym

Lutowanie to proces łączenia metali przy użyciu spoiwa (lutowia) o temperaturze topnienia niższej niż temperatura topnienia łączonych materiałów. Dzięki temu możliwe jest trwałe połączenie elementów bez uszkodzania ich. Materiał, który topi się w niższej temperaturze niż łączone metale i wypełnia przestrzeń między nimi, tworząc połączenie. (Selleh i in., 2022; Lee i in., 2015).

W przemyśle elektronicznym początek lat 80 były okresem dynamicznego rozwoju miniaturyzacji — na masową skalę zaczęły pojawiać się komponenty o mniejszych wymiarach i większej gęstości mocy. Zmiany te sprzyjały popularyzacji obudów przeznaczonych do montażu powierzchniowego (*ang. Surface Mount Device, SMD*), które umożliwiały efektywniejsze wykorzystanie przestrzeni na płytkach drukowanych. Niewątpliwie był to jeden z kluczowych etapów rozwoju elektroniki, gdyż umożliwił projektowanie coraz to bardziej skomplikowanych oraz wysoko zintegrowanych układów elektronicznych na potrzeby kluczowych gałęzi przemysłu, takich jak przemysł medyczny, kosmiczny oraz militarny. Montaż powierzchniowy (*ang. Surface Mount Technology, SMT*) jest to metoda mocowania komponentów elektronicznych na powierzchnio obwodu drukowanego, gdzie wyprowadzanie komponentów elektronicznych są lutowane bezpośrednio do tzw. padów (obszary miedzi) na powierzchni obwodu drukowanego. Standardowy proces montażu powierzchniowego można podzielić na trzy etapy: nanoszenie pasty lutowniczej, układanie elementów na powierzchni obwodu drukowanego oraz lutowanie w piecu lutowniczym (Prasad R.P., 1989; Maxfield C.M., 2009; Li i in., 2024). Poniżej zaprezentowano zdjęcia przylutowanych komponentów elektronicznych SMD (Rys. 2.1), które charakteryzują się różnymi typami obudów.



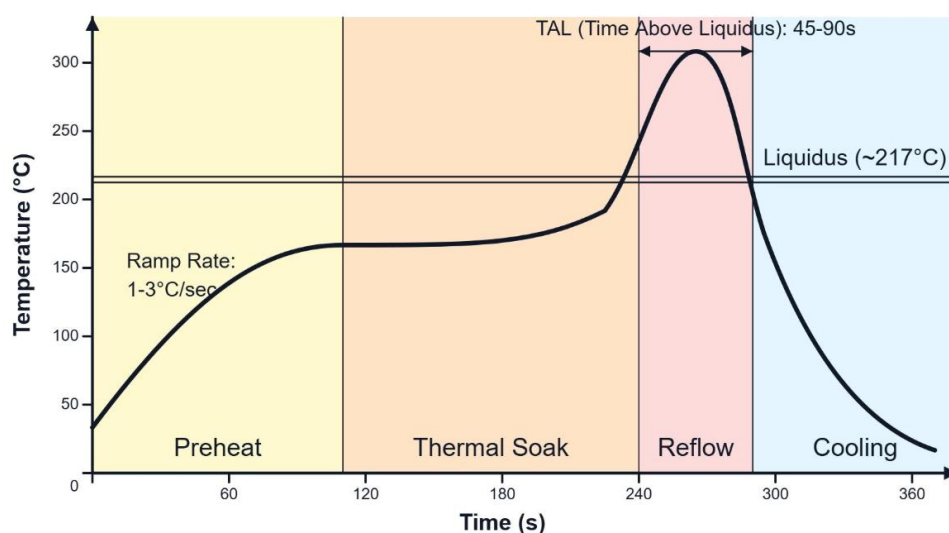
Rys. 2.1. Przylutowane komponenty elektroniczne, które przeznaczone są do montażu powierzchniowego: (a) programowalny układ logiczny w obudowie BGA, (b) układ scalony w obudowie QFN, (c) układ przetwornicy napięć w obudowie TO-263-5.

Technologia montażu powierzchniowego jest technologią, która posiada wiele zalet. Przede wszystkim, montaż powierzchniowy zapewnia wysoką gęstość umiejscowienia komponentów drukowanych na powierzchni obwodu drukowanego, gdyż komponenty elektroniczne mogą być umieszczane bezpośrednio na powierzchni obwodu drukowanego, a nie tak jak w przypadku montażu przewlekane (ang. *Through-Hole Technology, THT*) z wykorzystaniem otworów przelotowych, gdzie wyprowadzenia przechodzą na drugą stronę obwodu drukowanego. Dodatkowo technologia montażu powierzchniowego umożliwia wykorzystanie obu stron obwodu drukowanego – komponenty mogą znajdować się na górnej oraz dolnej powierzchni podłoża. Kolejną istotną zaletą jest automatyzacja oraz wysoka powtarzalność procesu lutowania. Jest to spowodowane faktem, iż w przypadku tego typu technologii proces jest całkowicie zautomatyzowany, gdzie stosowane są maszyny oraz urządzenia, które gwarantują powtarzalność oraz zapewniają szybkość całego procesu, np. wykorzystywanie urządzeń do układania komponentów na powierzchni obwodu drukowanego (ang. *pick and place, P&P*); używanie sitodrukarek do nakładania pasty lutowniczej, które zapewniają równomierną grubość nałożonego stopu lutowniczego; wykorzystywanie zautomatyzowanych pieców lutowniczych gwarantujących zadaną wartość temperatury oraz równomierny jej rozkład (Ioana i in., 2025; Lanin i in., 2024). Równie istotną zaletą procesu montażu powierzchniowego jest jego ekonomia skali. Ze względu na wykorzystanie nowoczesnych linii produkcyjnych, montaż powierzchniowy umożliwia redukcję kosztów produkcji, przy jednoczesnym skróceniu czasu cyklu produkcyjnego w przypadku produkcji wieloseryjnej (Derman G., 1986; Chau i in., 2019).

Wzrost popularności procesu montażu powierzchniowego spowodował pojawienie się nowych wyzwań oraz obszarów badawczych. Jednym z nich jest proces nanoszenia pasty lutowniczej. Zespoły naukowców koncentrują się na badaniach związanych z wpływem zmiennych procesu nanoszenia pasty lutowniczej na jakość procesu montażu oraz pojawianiu się potencjalnych defektów, takich jak pustki lutownicze, czy też redukcji kosztów procesu montażu (Huang i in., 2011; Kozak i in., 2023; Hirman i Steiner, 2017). Równie istotne okazują się takie aspekty jak grubość oraz kształt szablonu do nakładania pasty lutowniczej, czy też kształty miedzianych padów termicznych na powierzchni obwodu drukowanego (Mallik i in., 2008).

Kolejnym ważnym krokiem jest optymalizacja profilu temperaturowego procesu lutowania. Profil temperaturowy jest wykresem czasowo-temperaturowym, który definiuje czas oraz wartości temperatur podczas lutowania. W zależności od użytej metody lutowania (pieca

lutowniczego), profil temperaturowy można podzielić na cztery fazy temperaturowe: nagrzewanie wstępne (*ang. preheating*), wygrzewanie lub wyrównywanie temperatury (*ang. soaking*), wygrzewanie oraz podgrzewanie do temperatury szczytowej (*ang. thermal soak*), lutowanie właściwe (*ang. reflow*) oraz chłodzenie (*ang. cooling*). Poniżej (Rys. 2.2) zamieszczono przykładową ilustrację profilu lutowniczego, gdzie zaznaczone zostały poszczególne fazy temperaturowe procesu lutowania.



Rys. 2.2. Wykres profilu temperaturowego przedstawiający krzywą temperatury w funkcji czasu dla etapów podgrzewania, wygrzewania, rozplywu i chłodzenia w montażu SMT [Whalley D.C., 2004].

Doniesienia literaturowe sugerują, iż czas trwania poszczególnych etapów procesu lutowania, wartości temperatur oraz rodzaj stopu lutowniczego mogą mieć istotne znaczenie na efekty końcowe związane z formowaniem się połączenia lutowanego i jego niezawodnością (Steiner i in., 2018; Veselý i in., 2024; Albrecht i in., 2019). Dodatkowo, parametry procesu chłodzenia (ostatnia faza profilu temperaturowego), czyli czas jego trwania oraz szybkość mogą mieć istotny wpływ na jakość połączenia, np. zbyt szybkie chłodzenie powoduje pojawienie się pęknięć w połączeniu lutowanym (Jattakul i in., 2021; Ochoa i in., 2003; Wu i in., 1998).

Równie istotnym aspektem, który w sposób istotny definiuje jakość połączenia lutowanego jest skład stopu lutowniczego, który wykorzystano w procesie montażu powierzchniowego. Istnieją badania naukowe skupiające się na analizie w jakim stopniu skład pasty lutowniczej, w tym obecność związków organicznych w topniku, wpływają na budowę mikrostruktury połączenia lutowanego (Dušek i in., 2021). Ponadto, w literaturze naukowej pojawia się ciągle coraz więcej badań związanych z analizą składu stopu lutowniczego, w tym ilości dodatku srebra (Ag) na niezawodność połączeń lutowanych w warunkach rzeczywistej eksploatacji, gdzie ocena polega na porównaniu np. właściwości mechanicznych oraz cieplnych różnych

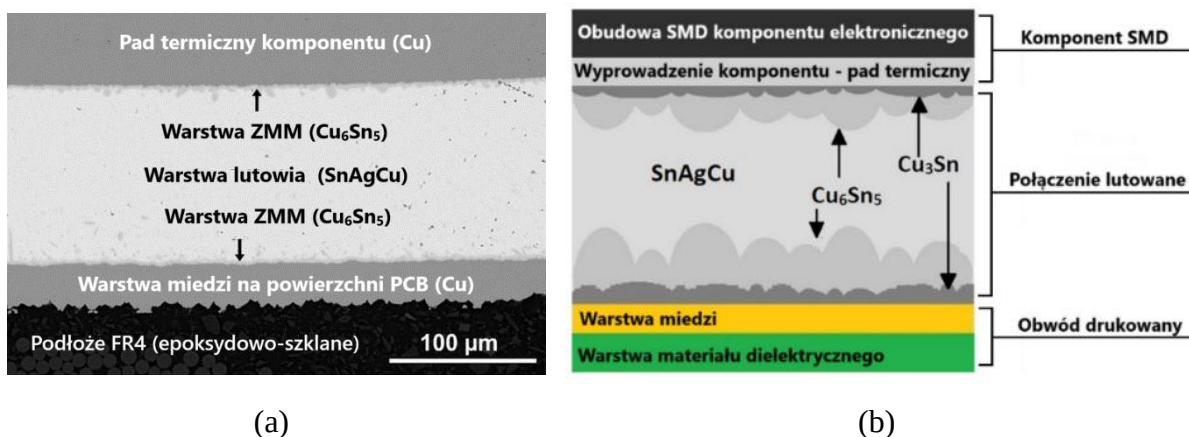
kompozycji stopów lutowniczych (Nurmi i in., 2004). Istnieją również prace badawcze, które porównują składy past lutowniczych w aspekcie ich reologii, podczas procesu nanoszenia pasty lutowniczej na powierzchnię obwodu drukowanego przy użyciu metody sitodruku (Mallik i in., 2008).

Podsumowując, ciągły rozwój komponentów elektronicznych, polegający na zwiększaniu gęstości upakowania oraz gęstości mocy w pojedynczych układach scalonych, implikuje pojawianie się nowych wyzwań technologicznych, a w związku z tym nowych obszarów badawczych. Wraz z rosnącymi wymaganiami niezawodnościowymi układów elektronicznych, proces montażu powierzchniowego wymaga nieustannej optymalizacji, w celu zapewnienia odpowiedniego poziomu jakości oraz niezawodności urządzeń elektronicznych. Pomimo wielu przeprowadzonych badań związanych z niezawodnością oraz jakością połączeń lutowanych nadal widoczny jest istotny brak badań, które ukierunkowane są na analizę wpływu montażu powierzchniowego na parametry termiczne elementów półprzewodnikowych, w szczególności parametry termiczne tranzystorów. Zagadnienia związane z efektywnością transferu ciepła z wnętrza struktury półprzewodnikowej, które bezpośrednio przekładają się na temperaturę wnętrza struktury, a tym samym na niezawodność tranzystorów i układów mocy, pozostają nadal w dużej mierze niezbadane.

2.2 Budowa oraz funkcje połączenia lutowanego

Jednym z kluczowych aspektów montażu powierzchniowego jest proces lutowania. Lutowanie jest nadal jedną z najważniejszych technologii łączenia elementów w mikroelektronice, gdyż większość urządzeń elektronicznych zawiera lutowane elementy. W porównaniu z innymi technologiami łączenia (takimi jak np. klejenie), połączenia lutowane tworzą mocne mechanicznie, dobrze przewodzące elektrycznie i termicznie oraz niezawodne połączenia.

Większość połączeń lutowanych typu SAC (SnAgCu) ma zbliżoną budowę mikrostruktury, jednak możliwe jest rozróżnienie kilku różnych warstw w budowie mikrostruktury połączenia lutowanego. Struktura ta często opisywana jest jako struktura „kanapkowa” (Li i in., 2020). Poniżej zamieszczono ilustrację (Rys. 2.3), na której widoczna jest „kanapkowa” struktura połączenia lutowanego.

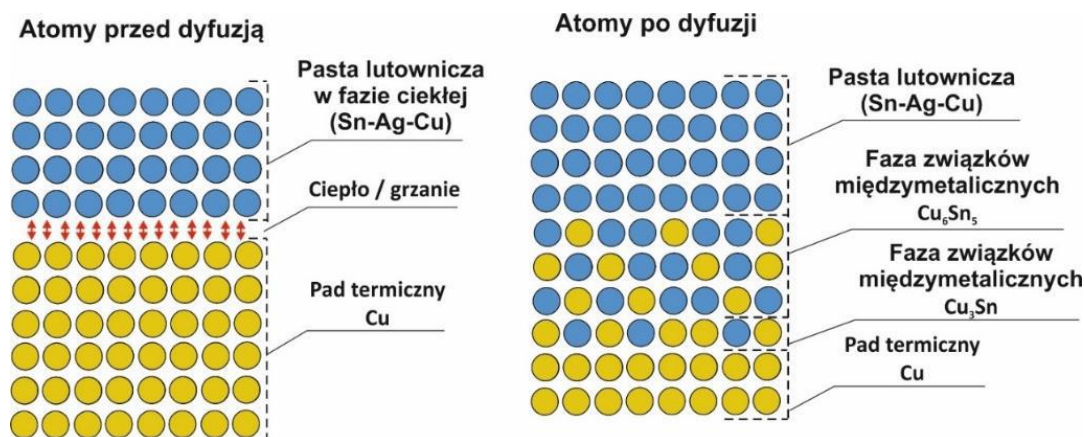


Rys. 2.3. Przekrój poprzeczny przylutowanego komponentu do podłoża: (a) widok struktury „kanapki” połączenia lutowanego – mikrografia SEM, (b) rysunek przekroju poprzecznego przylutowanego komponentu – struktura warstwowa.

Jak wynika z powyższego rysunku (Rys. 2.3a oraz Rys. 2.3b), dolna część połączenia lutowanego łączy się bezpośrednio z warstwą miedzi na powierzchni obwodu drukowanego. Dodatkowo nad warstwą ścieżek miedzianych może znajdować się warstwa ochronna w postaci powłoki Au/Ni, określanej jako ENIG (*ang. Electroless Nickel Immersion Gold*) lub powłoka Ag, czyli (*ang. Immersion Silver, ImmAg*). Powłoka ENIG składa się z warstwy niklu chemicznego pełniącego funkcję bariery dyfuzyjnej oraz cienkiej warstwy złota zanurzeniowego, która chroni nikiel przed utlenianiem i zapewnia wysoką lutowność. Z kolei powłoka ImmAg (*ang. Immersion Silver*) polega na pokryciu miedzi cienką warstwą srebra metodą zanurzeniową, co zabezpiecza powierzchnię przed utlenianiem, również zapewniając dobrą przewodność elektryczną i lutowność.

Kolejnym istotnym obszarem jest warstwa połączenia lutowanego składająca się głównie z matrycy Sn oraz rozproszonych ZMM – związków międzymetalicznych (*ang. intermetallic compounds, IMC*), gdzie z reguły jest to Cu_6Sn_5 (rzadziej Cu_3Sn) oraz Ag_3Sn . Jest to środkowa warstwa połączenia lutowanego, która łączy element elektroniczny z podłożem (obwodem drukowanym). Pomiedzy warstwą lutowia (SnAgCu) a warstwą miedzi (Cu) znajduje się dodatkowa warstwa ZMM (*ang. intermetallic layer, IML*) stanowiąca kluczowy element przy charakterystyce połączeń lutowanych. Następnie, w przekroju poprzecznym zaobserwować można górną warstwę miedzi, która związana jest z metalizacją komponentu SMD. Powstanie warstwy IML spowodowane jest reakcją zachodzącą podczas procesu lutowania, pomiędzy lutowiem i miedzią. Proces formowania się warstw związków międzymetalicznych jest bezpośrednio związany z zjawiskiem dyfuzji, które zachodzi pomiędzy atomami cyny z pasty lutowniczej a atomami miedzi ze ścieżki przewodzącej (Ramli i in., 2022a; Ramli i in., 2022b).

Poniżej zamieszczono ilustrację (Rys. 2.4), która w sposób symboliczny przedstawia proces formowania się związków międzymetalicznych podczas procesu lutowania.



Rys. 2.4. Model formowania faz związków międzymetalicznych w połączeniu lutowanym podczas procesu lutowania.

Warstwa związków międzymetalicznych odpowiada za trwałość połączenia lutowanego i może być traktowana jako jednej ze wskaźników jego jakości. Zbyt gruba warstwa związków międzymetalicznych może prowadzić do obniżenia wytrzymałości mechanicznej i zmęceniowej połączenia lutowanego, ponieważ warstwa ta jest krucha, podatna na inicjację i propagację pęknięć oraz ma ograniczoną zdolność do absorbowania odkształceń. W związku z tym, zbyt duży wzrost tej warstwy powoduje zwiększone ryzyko pojawienia się pęknięć, które w efekcie końcowym mogą przerwać ciągłość połączenia lutowanego (Bakar i in., 2022; Chandra Rao i in., 2010; Li i in., 2005, Skwarek i in., 2021).

Ze względu na charakter oraz budowę, połączeniu lutowanemu można przypisać trzy główne funkcje. Pierwsza z nich to funkcja mechaniczna, która polega na zapewnieniu trwałego i stabilnego zamocowania komponentu elektronicznego na powierzchni podłoża (powierzchni obwodu drukowanego). W związku z tym, połączenie lutowane powinno wytrzymać różnego rodzaju obciążenia mechaniczne, takie jak wibracje, naprężenia termiczne oraz udary mechaniczne, które mogą pojawić się podczas użytkowania urządzenia. Cykle termiczne występujące podczas pracy urządzenia (zarówno wskutek warunków środowiskowych, jak i nagrzewania się elementów mocy w wyniku wydzielania ciepła), powodują naprężenia mechaniczne w połączeniach lutowanych oraz innych obszarach konstrukcji, które spowodowane są przez niedopasowanie współczynników rozszerzalności materiałów α (*ang. coefficient of thermal expansion, CTE*). Zjawisko to wynika z faktu, że niemal każdy materiał zmienia swoje wymiary pod wpływem temperatury – atomy w strukturze krystalicznej zaczynają drgać intensywniej, przez co zwiększają średnie odległości między sobą. Ponieważ

poszczególne materiały stosowane w urządzeniach elektronicznych (np. metale, ceramika, tworzywa sztuczne) mają różne współczynniki rozszerzalności cieplnej, nierównomierne zmiany objętości mogą prowadzić do powstawania naprężeń mechanicznych, co z kolei wpływa na niezawodność połączeń lutowanych (Kang i in., 2002; Che oraz Pang, 2012; Nai i in., 2014; Plumbridge i in., 2003).

Kolejną, istotną funkcją połączenia lutowanego jest funkcja elektryczna. Polega ona na zapewnieniu odpowiedniego przewodnictwa elektrycznego pomiędzy przylutowanym komponentem elektronicznym, a warstwą miedzi na powierzchni obwodu drukowanego. Odpowiednie przewodnictwo elektryczne umożliwia prawidłowy przepływ prądu w układzie elektronicznym, co jest niezbędne w celu zapewnienia prawidłowego działania tego układu. W związku z tym, połączenie lutowane powinno charakteryzować się bardzo niską rezystancją elektryczną. Na jej wartość bezpośredni wpływ ma skład stopu lutowniczego oraz jego parametry, czyli np. grubość czy mikrostruktura (Kang i in., 2002; Varga i in., 2025).

Ostatnią funkcją, którą można przypisać połączeniu lutowanemu jest funkcja termiczna. Funkcja ta jest kluczowa w kontekście niniejszej rozprawy doktorskiej, gdyż w przypadku analizy niezawodności układów elektronicznych może ona pośrednio wpływać na ich sprawność energetyczną poprzez oddziaływanie na warunki cieplne pracy elementów półprzewodnikowych w postaci tranzystorów. Połączenie lutowane stanowi istotny element toru przepływu ciepła (Rys. 1.3.1), z przylutowanego komponentu elektronicznego do podłoża. W związku z tym może mieć istotne znaczenie w przypadku zapobiegania przegrzewaniu się przylutowanych elementów. Efektywność tego procesu ma bezpośredni wpływ na stabilność pracy urządzenia, jego żywotność oraz odporność na awarię na skutek przegrzania – awarie termiczne (Bouarroudj i in., 2008; Xian i in., 2024; Fladischer i in., 2018).

Podsumowując, połączenie lutowane pełni trzy kluczowe funkcje: mechaniczną, elektryczną oraz termiczną. Każda z tych funkcji jest niezwykle istotna w aspekcie poprawnej pracy oraz niezawodności układów elektronicznych, jednak to właśnie zdolność do skutecznego odprowadzania ciepła z wnętrza przylutowanego komponentu elektronicznego decyduje o trwałości i stabilności pracy urządzenia (Abueeda i in., 2020; Ma i in., 2007; Ismail i in., 2024).

2.3 Stop lutowniczy – skład, właściwości oraz kierunki rozwoju

Wraz ze wzrostem postępu technologicznego oraz rozwojem procesu montażu powierzchniowego, rozpoczęły się prace badawcze związane z opracowywaniem coraz to

nowych stopów lutowniczych (Hawng, J.S.; 1991). Badania miały na celu głównie opracowanie past lutowniczych, które poprawią efektywność, precyzję oraz niezawodność procesu lutowania, gdyż to właśnie pasta lutownicza, a dokładniej jej skład, determinuje jakość połączenia lutowanego, która w konsekwencji może wpływać na niezawodność układów elektronicznych. W zależności od składu pasty lutowniczej, zmianie ulega m.in. wytrzymałość mechaniczna połączenia lutowanego, odporność termiczna oraz stabilność elektryczna, a także podatność na powstawanie pustych przestrzeni lutowniczych (Kim i in., 2004; Liu i in., 2018; Li i in., 2020, Skwarek i in., 2021).

Początkowo podczas montażu powierzchniowego stosowano pasty lutownicze z dodatkiem ołowiu (Sn-Pb), np. eutektyczny stop lutowniczy 63Sn37Pb, gdzie temperatura jego topnienia była stała i wynosiła 183°C (Shi i in., 1999; Wu i in., 2007). Jednak wraz z wprowadzeniem dyrektywy RoHS (*ang. Restriction of Hazardous Substances*) w 2006 roku, która dotyczyła zakazu stosowania stopów lutowniczych z dodatkiem ołowiu w produkcji urządzeń konsumenckich, rozpoczęto prace badawcze mające na celu opracowanie stopów lutowniczych, które w swoim składzie nie zawierają ołowiu. Pierwszym ze standardów, które wprowadzono były stopy lutownicze z dodatkiem srebra oznaczone jako SAC305 (Sn96.5Ag3.0Cu0.5), które w składzie zawierały: 96,5 % cyny, 3 % srebra oraz 0,5 % miedzi. Był to jeden z pierwszych srebrowych stopów lutowniczych, który w przeciwieństwie do stopów lutowniczych z dodatkiem ołowiu nie był stopem eutektycznym (Debra A. Horn, 2016; Alam i in., 2016). W związku z tym jego temperatura topnienia znajduje się w określonym przedziale temperatur (*ang. melting range*). Dla standardowej pasty lutowniczej SAC305 wyróżnia się dwie kluczowe temperatury. Pierwsza istotna wartość temperatury to temperatura, w której stop lutowniczy zaczyna się topić (*ang. solidus*) – wynosi ona około 217 °C. Kolejna wartość temperatury to temperatura, która determinuje całkowite przejście w stan ciekły stopu lutowniczego (*ang. liquidus*), gdzie dla stopu lutowniczego SAC305 wynosi ona około 221 °C. Dlatego w przypadku stopów nieeutektycznych, takich jak SAC305, kluczową zmienną procesu montażu powierzchniowego, którą należy poprawnie zdefiniować jest profil temperaturowy pieca lutowniczego – wymagana jest precyzyjna kontrola temperatury oraz czasu przebywania lutowanego elementu w fazie lutowania właściwego (Nguyen i in., 2011; Kozak i in., 2024).

Wraz z upływem czasu, głównie ze względu ograniczenia kosztów produkcji urządzeń elektronicznych oraz w celu dalszej optymalizacji procesu montażu powierzchniowego, zaczęto opracowywać niskosrebrowe stopy lutownicze (*ang. low-Ag solders*). Do stopów

niskosrebrowych zaliczane są głównie stopy lutownicze oznaczone jako SAC105 (Sn98.5Ag1.0Cu0.5) oraz SAC0307 (Sn96.5Ag0.3Cu0.7), które charakteryzują się obniżoną zawartością srebra w porównaniu do pasty lutowniczej typu SAC305 (Gu i in., 2015; Cheng i in., 2011). Jednak wiąże się to również z pewnymi kompromisami technologicznymi oraz eksploatacyjnymi. Przede wszystkim, niskosrebrze stopy lutownicze charakteryzują się wyższą temperaturą topnienia, np. dla SAC105 charakteryzuje się temperaturą likwidusu ok. 227–228 °C. Podwyższona temperatura likwidusu ma bezpośrednie przełożenie na wymagania dotyczące profilu temperaturowego, np. wydłużenie czasu przebywania w strefie lutowania właściwego oraz zwiększenie wartości temperatury szczytowej profilu temperaturowego. Dodatkowo zauważono, że w porównaniu do stopów lutowniczych z dodatkiem ołowiu, niskosrebrze stopy lutownicze charakteryzują się niższą wytrzymałością mechaniczną oraz większą podatnością na powstawanie pustych przestrzeni lutowniczych, a ponadto gorszą zwilżalnością (Kim i in., 2004; Cheng i in., 2011).

Nieustanie rosnące zapotrzebowanie na zwiększoną niezawodność połączeń lutowanych, a dodatkowo koniecznością przystosowania do coraz bardziej wymagających warunków pracy, takich jak rosnąca gęstość układów scalonych, ciągła miniaturyzacja komponentów elektronicznych oraz wymogi pracy w szerokim zakresie temperaturowym. Trend ten spowodował, iż obecnie nadal wielu naukowców intensyfikuje swoje badania nad opracowywaniem nowoczesnych stopów lutowniczych (Li i in., 2020; Liang K., 2025; Tikale i Narayan Prabhu, 2020). Bazując na aktualnych badaniach naukowych z zakresu montażu powierzchniowego można stwierdzić, iż niewątpliwie podstawą dalszych prac badawczych są stopy lutownicze z dodatkiem srebra (SAC), gdzie ich modyfikacja polega głównie na wzbogacaniu ich składu (dodawaniu) o nowe pierwiastki, takie jak bizmut (Bi), nikiel (Ni), antymon (Sb), wanad (V) oraz sporadycznie german (Ge) (Ahmed i in., 2016; Li i in., 2018; Syed i in., 2006; Yand i in., 2022; El-Taher i in., 2024). W przypadku takich dodatków jak bizmut oraz antymon można zauważyć, iż zwilżalność uległa poprawie, a w odniesieniu do właściwości mechanicznych zauważono, że poprawie uległa wytrzymałość na rozciąganie oraz odporność na pełzanie. Może mieć to istotne znaczenie podczas poprawiania się zmiennych warunków pracy urządzeń elektronicznych, takich jak obciążeniowe cykle termiczne (Yang i in., 2022). Kolejnym widocznym i rozwijającym się trendem w przypadku opracowywania nowoczesnych stopów lutowniczych są kompozytowe stopy lutownicze, które w swoim składzie zawierają dodatki w postaci nanoroszków (*ang. nanopowders*) metali lub tlenków. W zależności od struktury nanoproszków, kompozytowe stopy lutownicze wzbogacane są

o nanocząstki (*ang. nanoparticles*) lub nanowłókna (*ang. nanofibers*). Do najpopularniejszych materiałów, które stosowane są do produkcji kompozytowych past lutowniczych można zaliczyć kobalt (Co), tlenek tytanu (TiO_2), tlenek ceru (Ce_2) oraz tlenek aluminium (Al_2O_3) (Li i in., 2021; Illés i in., 2024). Kompozytowe stopy lutownicze mogą stanowić technicznie uzasadnioną alternatywę dla standardowych stopów srebrowych oraz niskosrebrowych, gdyż w efekcie końcowym pozwalają na otrzymanie połączenia lutowanego o wyższej niezawodności (Ye i in., 2024; Liang i in., 2025)

Jak wskazano powyżej, niewątpliwie pasta lutownicza pełni kluczowe znaczenia w przypadku technologii montażu powierzchniowego, gdyż nie tylko jest materiałem spajającym, ale również jedną z głównych składowych (zmiennych) procesu lutowania, która wpływa na jakość, niezawodność oraz parametry eksploatacyjne połączeń lutowanych. Jak opisano w niniejszym podrozdziale, zarówno skład chemiczny pasty lutowniczej, jak i również jej właściwości fizykochemiczne mogą mieć istotny wpływ na proces montażu powierzchniowego oraz finalną jakość połączenia lutowanego. Obecnie nadal trwają prace nad optymalizacją składu stopu lutowniczego oraz rozwój stopów kompozytowych, gdzie następuje modyfikacja u stopów lutowniczych poprzez dodatki nanoproszków takich jak dodatki ceramiczne oraz tlenki. Głównym celem obecnie prowadzonych prac badawczych jest poprawa parametrów mechanicznych, termicznych oraz niezawodnościowych połączeń lutowanych.

Dodatkowo, pomimo zauważalnego trendu związanego z zastosowaniem kompozytowych połączeń lutowanych w procesie montażu powierzchniowego, ich wpływ na parametry termiczne oraz efektywność zarządzania ciepłem (*ang. thermal managment*) nie został dotychczas dostatecznie zbadany i przeanalizowany. Prace badawcze zrealizowane do tej pory koncentrowały się głównie na analizie właściwości mechanicznych kompozytowych połączeń lutowanych oraz budowie ich mikrostruktury. Aspekty związane z przewodnictwem cieplnym oraz jego wpływem na warunki pracy elementów półprzewodnikowych nadal pozostają w dużej mierze pominięte. W szczególności zauważalny jest istotny brak analiz ilościowych opisujących, w jaki sposób modyfikacja składu stopu lutowniczego oraz zmienna mikrostruktura połączenia lutowanego wpływa na przewodnictwo cieplne połączenia i efektywność odprowadzania ciepła z wnętrza struktury półprzewodnikowej, np. takiej jak tranzystor. Zrozumienie tych zależności może okazać bardzo istotne, ponieważ temperatura wnętrza elementu półprzewodnikowego w dużej mierze determinuje nie tylko parametry elektryczne, ale również długoterminową niezawodność elementu, a w skrajnych przypadkach wpływa na jego przedwczesne uszkodzenie.

Reasumując, opisana luka w stanie wiedzy stanowi istotną motywację do przeprowadzenia badań przedstawionych w niniejszej rozprawie doktorskiej, której celem jest powiązanie właściwości cieplnych kompozytowych połączeń lutowanych z realnymi warunkami termicznymi panującymi wewnątrz struktury tranzystora podczas jego pracy. Dlatego też, proces montażu powierzchniowego jest nadal aktywnym i niezwykle istotnym obszarem badań, który niewątpliwie wymaga od badaczy interdyscyplinarnego podejścia, gdyż łączy wiedzę z dziedziny materiałoznawstwa, inżynierii procesowej oraz elektroniki.

3. Badania i analiza właściwości kompozytowych stopów lutowniczych

3.1 Proces przygotowania kompozytowych stopów lutowniczych

W celu przygotowania kompozytowych past lutowniczych, jako podstawę wykorzystano niskosrebrową pastę lutowniczą typu SAC0307 ($\text{Sn}_{96.5}\text{Ag}_{0.3}\text{Cu}_{0.7}$, Alpha Industries). Jest to jeden ze stopów lutowniczych, który obecnie jest szeroko stosowany w przemyśle elektronicznym podczas procesu montażu powierzchniowego. Stopy SAC (SnAgCu) stanowią podstawową grupę bezołowiowych materiałów lutowniczych, które zastąpiły tradycyjne stopy ołowiowe ze względu na wprowadzone przepisy środowiskowe (dyrektywa RoHS I i RoHS II). Pasta lutownicza typu SAC0307 pełni rolę matrycy, do której w kolejnym etapie wprowadzano dodatki umacniające w postaci nanoproszków (Li i in., 2021; Zhong i Gupta, 2008; Skwarek i in., 2024).

Jako dodatki wykorzystano trzy rodzaje nanoproszków firmy Sigma Aldrich, gdzie odpowiednio był to: węgiel krzemu (SiC), tlenek tytanu (TiO_2) oraz tlenek glinu (Al_2O_3). Dobór tych materiałów wynikał głównie z ich unikalnych właściwości mechanicznych, termicznych oraz miksotukturalnych. Ich obecność pozwala na wzmocnienie bazowego stopu lutowniczego (SAC0307), poprawę odporności zmęczeniowej i zmniejszenie podatności na degradację połączeń lutowanych (Skwarek i in., 2020, Muzin i in., 2023, Tan i in., 2015; M.N. Derman, 2024). Umocnienia zastosowane zostały w różnych formach – nanocząstek oraz nanowłókien. Nanocząstki charakteryzują się kulistą lub quasi-kulistą, niemal izotropową geometrią, a nanowłókna z kolei, charakteryzują się wydłużoną strukturą – czyli wysokim stosunek długości do średnicy (Rajendran i in., 2024; Illés i in., 2024). Każdy z dodatków zastosowano w różnych stężeniach wagowych, odpowiednio: 0,125 wt.%, 0,25 wt.%, 0,5 wt.%, 0,75 wt.% oraz 1,0 wt.%. Umożliwiło to uzyskanie różnego stężenia nanoproszków w stopie lutowniczym.

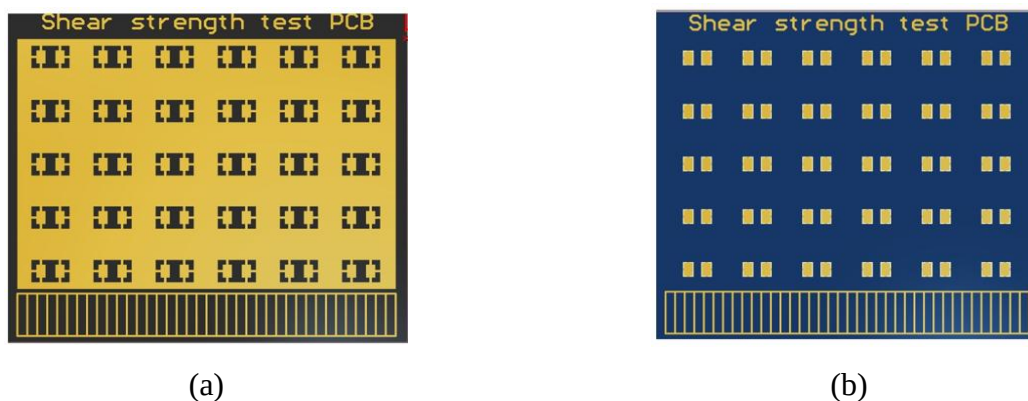
W zależności od etapu prac badawczych (pomiar parametrów termicznych, badania wytrzymałości mechanicznej, analiza mikrostruktury, testy zwilżalności, testy niezawodności oraz pomiar temperatury topnienia), wykorzystano różne rodzaje materiałów wzmacniających, charakteryzujących się inną morfologią. Użyto dwa typy nanocząstek tlenku tytanu (TiO_2): o pierwotnym rozmiarze cząstek wynoszącym ok. 21 nm ($\text{TiO}_2(\text{p}_1)$) oraz o pierwotnym rozmiarze cząstek ok. 200 nm ($\text{TiO}_2(\text{p}_2)$). Dodatkowo w badaniach wykorzystano dwa rodzaje węgla krzemu (SiC): nanoproszku ($\text{SiC}(\text{p})$) o pierwotnym rozmiarze cząstek < 100 nm oraz nanowłókien ($\text{SiC}(\text{f})$) o średnicy $D < 2,5 \mu\text{m}$ i stosunku długości do średnicy $L/D \geq 20$. Ponadto

zastosowano tlenek glinu (Al_2O_3) w dwóch postaciach morfologicznych: ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$) o rozmiarze cząstek pierwotnych < 50 nm oraz nanowłókna ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$) o średniej średnicy 300–900 nm (± 100 nm) i długości w zakresie 2–10 μm (Sigma-Aldrich. (n.d.). *Materiały elektroniczne*, dostęp 19.10.2025).

Proces preparowania kompozytowych past lutowniczych polegał na homogenizacji mieszaniny, czyli ujednoliceniu mieszaniny poprzez równomierne rozproszanie dodawanych nanoproszków w stopie bazowym SAC0307. Proces ten zrealizowany został przy użyciu młynka planetarnego – Pulverisette 5. W tym celu, do komory młynka wprowadzono odpowiednio odmierzony składniki w postaci pasty lutowniczej SAC0307 firmy Henkel (Loctite HF212 97SC AGS) oraz wybrane nanoproszki w różnych stężeniach. Podczas procesu mieszania prędkość obrotowa wynosiła 300 obr/min, a czas mieszania równy był 15 minut. W wyniku procesu otrzymano homogeniczną kompozytową pastę lutowniczą (Zhang i in., 2024; Padmanaban i in., 2020; Wernicki i in., 2023). Łącznie przygotowano 30 wariantów kompozytowych past lutowniczych, które różniły się pomiędzy sobą rodzajem zastosowanego dodatku, jego stężeniem oraz morfologią cząstek. Przygotowane pasty lutownicze następnie wykorzystano w zależności od danego etapu prac badawczych – rodzaju wykonywanych badań.

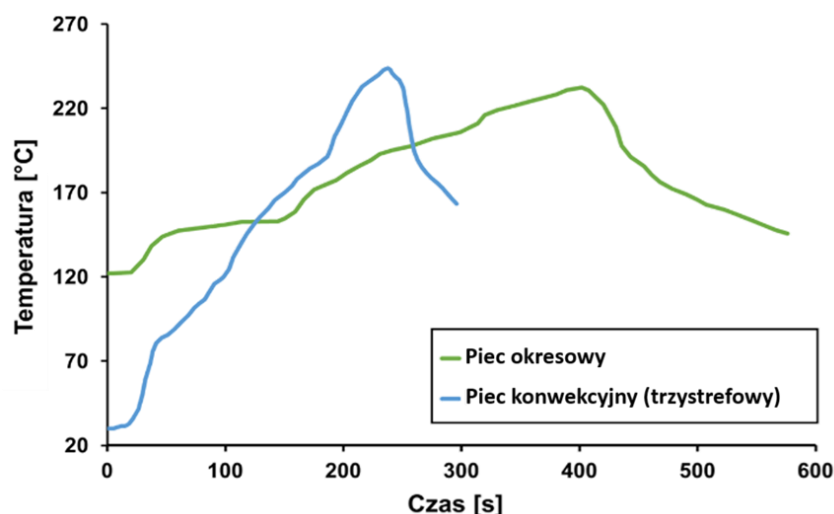
3.2 Metoda badań wytrzymałości mechanicznej

Badania wytrzymałości mechanicznej kompozytowych stopów lutowniczych zrealizowane zostały przy współpracy z Siecią Badawczą Łukasiewicz – Instytutem Mikroelektroniki i Fotoniki (Łukasiewicz-IMiF), oddział w Krakowie. Na potrzeby zaprojektowany został obwód drukowany, który wyprodukowano z wykorzystaniem standardowego podłoża FR4 (*ang. Flame Retardant 4*). Obwód drukowany charakteryzował się tylko jedną warstwą miedzi (górna warstwa) o grubości równej 35 μm , gdzie końcowa grubość PCB wynosiła około 1,6 mm. Dodatkowo pady lutownicze pokryte zostały powłoką HASL (*ang. Hot Air Solder Leveling*). Tak zaprojektowany obwód drukowany umożliwił przylutowanie na górnej powierzchni 30 sztuk rezystorów w obudowie 0805. Poniżej zamieszczono widok projektu podłoża do prób zrywania (Rys. 3.1), gdzie jeden z rysunku przedstawia projekt obwodu drukowanego bez warstwy soldermaski (Rys. 3.1a), natomiast drugi rysunek (Rys. 3.1b) przedstawia widok obwodu drukowanego z warstwą soldermaski.



Rys. 3.1. Projekt obwodu drukowanego użyty podczas testów wytrzymałości połączeń lutowanych: (a) widok obwodu drukowanego bez warstwy soldermaski oraz (b) widok obwodu drukowanego z warstwą soldermaski.

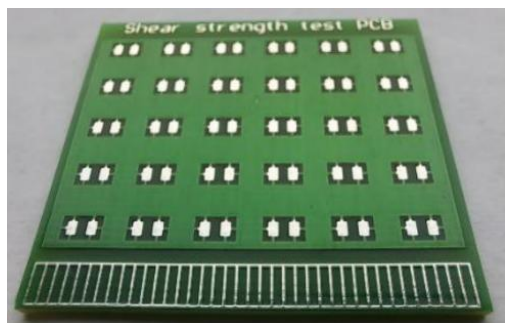
W procesie montażu powierzchniowego wykorzystano kompozytowe stopy z dodatkiem nanocząstek w różnych stężeniach (od 0,125 do 1,0 wt.%), gdzie zastosowano materiały w postaci SiC(p), TiO₂(p₁) oraz Al₂O₃(p). Pasta lutownicza nałożona została za pomocą metody sitodruku z wykorzystaniem szablonu o grubości równej 125µm. W procesie montażu powierzchniowego wykorzystane zostały dwie metody lutowania: metoda lutowania w piecu okresowym (*ang. Batch Oven*) oraz metoda lutowania w trzystrefowym piecu konwekcyjnym (*ang. Three-Zone Reflow Oven*). Na kolejnym rysunku (Rys. 3.2) zamieszczono profile temperaturowe pieców lutowniczych wykorzystanych w procesie montażu powierzchniowego.



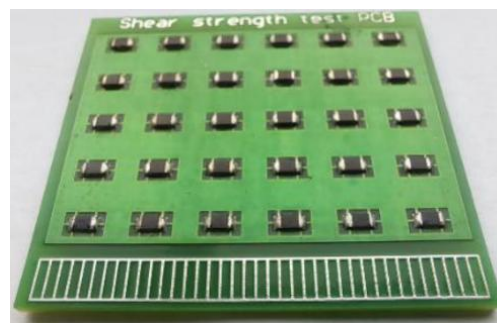
Rys. 3.2. Profile temperaturowe pieców lutowniczych wykorzystanych w procesie montażu powierzchniowego próbek do badań wytrzymałości mechanicznej.

Jak wynika z rysunku (Rys. 3.2) zastosowane profile temperaturowe wykazują istotne różnice w sposobie nagrzewania oraz charakterystyce samego procesu lutowania. Piec okresowy (Rys. 3.2 – zielona linia) przekazuje ciepło głównie przez konwekcję w komorze oraz promieniowanie podczerwone, którego źródłem są grzałki, co w konsekwencji powoduje

wolniejsze i mniej równomierne nagrzewanie lutowanych komponentów. W finalnym rezultacie czas osiągnięcia temperatury topnienia stopu, np. SAC0307 (od około 217 °C do 220 °C) jest dłuższy, a TAL (*ang. Time Above Liquidus*) wydłużony, co wpływa na wydłużenie czasu pozostawiania stopu lutowniczego w fazie powyżej punktu topnienia (Gao i in., 2007). Natomiast trzystrefowy piec konwekcyjny (Rys. 3.2 – niebieska linia) charakteryzuje się kontrolowaną konwekcją powietrza w poszczególnych strefach oraz częściowo promieniowaniem podczerwonym. W konsekwencji umożliwia to szybkie nagrzewanie lutowanego układu oraz precyzyjną kontrolę wartości temperatury w każdej ze stref (*preheating* - grzanie wstępne, *thermal soak* - wygrzewanie, *reflow* - rozplływ), a dodatkowo umożliwia szybkie schładzanie po zakończonym procesie lutowania. Również dzięki wymuszonemu przepływowi gorącego powietrza, proces nagrzewania jest bardziej jednorodny, a wzrost wartości temperatury większy, gdzie TAL jest istotnie krótszy w porównaniu do pieca okresowego. Wpływa to na ograniczenie uszkodzania komponentów wrażliwych na temperaturę oraz na modyfikację faz międzymetalicznych w połączeniu lutowanym (Hirman i in., 2014; Ye i in., 2000; Dušek i in., 2022). Na kolejnym zdjęciu (Rys. 3.3) przedstawiono zdjęcia próbki testowej przed procesem montażu powierzchniowego (Rys. 3.3a) oraz po procesie montażu powierzchniowego (Rys. 3.3b), gdzie widoczne są przylutowane rezystory.



(a)



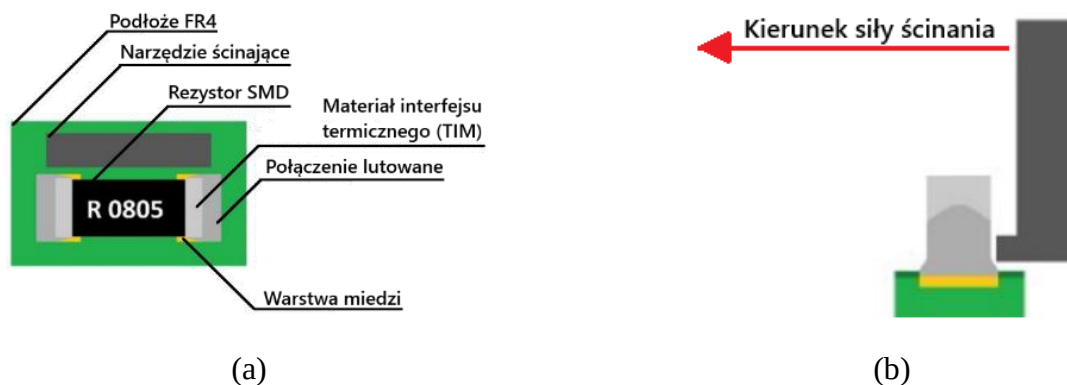
(b)

Rys. 3.3. Próbkę testową do badań wytrzymałości mechanicznej połączeń lutowanych: (a) obwód drukowany przed procesem montażu powierzchniowego, (b) obwód drukowany po zakończeniu montażu, z widocznymi przylutowanymi elementami w postaci rezystorów SMD w obudowie 0805.

Zastosowanie dwóch różnych metod lutowania, tj. lutowania w piecu okresowym oraz w trzystrefowym piecu konwekcyjnym, znacząco zwiększyło różnorodność danych eksperymentalnych. Pozwoliło to nie tylko na dokładną ocenę wpływu rodzaju kompozytowego stopu na właściwości mechaniczne połączeń lutowanych, ale również na wyznaczenie zależności pomiędzy wytrzymałością połączeń a zastosowaną metodą lutowania oraz odpowiadającym jej profilem temperaturowym.

W celu oceny wytrzymałości mechanicznej połączeń lutowanych zostały wykonane testy zrywania poprzez określenie siły ścinającej. Zastosowana metoda umożliwiła bezpośredni pomiar siły niezbędnej do mechanicznego oderwania przylutowanego elementu (rezystory w obudowie 0805) od powierzchni podłoża (FR4), co umożliwiło ocenę ilościową jakości i trwałości samego połączenia lutowanego. Do przeprowadzenia testów ścinania wykorzystano specjalistyczne stanowisko badawcze – tester siły ścinania (*ang. shear strength tester*), który umożliwił precyzyjny pomiar maksymalnej siły ścinającej niezbędnej do mechanicznego oderwania przylutowanego elementu SMD od powierzchni podłoża PCB (Liu i in., 2024).

W trakcie realizacji testu wytrzymałości, każda z przygotowanych próbek testowych (Rys. 3.3b) była mocowana w uchwycie, który zapobiegał samoczynnemu przemieszczaniu próbek testowych podczas działania siły ścinającej. Kolejno, narzędzie ścinające w postaci ostrza pozycjonowano w osi symetrii obudowy przylutowanego rezystora. Taka konfiguracja zapewniła równomierne rozłożenie naprężeń oraz eliminowała ryzyko działania sił bocznych, które mogłyby wpłynąć na wynik pomiaru (Liu i in., 2024; Pietruszka i in., 2024). Poniżej zamieszczono rysunek (Rys. 3.4), gdzie pokazano umieszczenie przylutowanego elementu względem narzędzia ścinającego (Rys. 3.4a) – widok z góry, a na kolejnym rysunku (Rys. 3.4b) pokazano kierunek siły ścinającej – widok z boku.



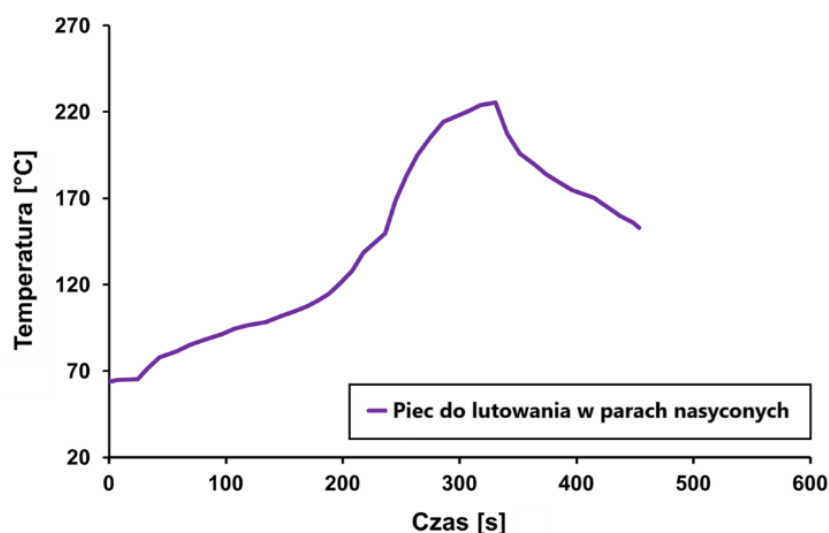
Rys. 3.4. Położenie próbki podczas testu ścinania: (a) widok z góry – pozycja przylutowanego elementu względem narzędzia ścinającego, (b) widok z boku – kierunek działania siły ścinającej [Pietruszka i in., 2024].

Narzędzie ścinające poruszało się zgodnie z ustalonym kierunkiem działania siły ścinającej (Rys. 3.4b), aż do momentu przzerwania ciągłości połączenia lutowanego. W momencie całkowitego ścięcia elementu (oderwanie od podłoża), ruch narzędzia ścinającego zatrzymywał się automatycznie. Siłomierz rejestrował wówczas maksymalną wartość siły, która była potrzebna do przzerwania ciągłości połączenia lutowanego. Powyższą procedurę powtarzano indywidualnie dla każdego rezystora przylutowanego na powierzchni podłoża, co dla jednej grupy testowej oznaczało przeprowadzenie trzydziestu niezależnych prób ścinania.

Powyżej opisana metodologia badawcza umożliwiła uzyskanie reprezentatywnej grupy danych pomiarowych, które były niezbędne do wykonania oceny wpływu warunków montażu powierzchniowego (rodzaj użytego stopu lutowniczego oraz rodzaj metody lutowania), na wytrzymałość mechaniczną połączenia lutowanego. Jednolity sposób mocowania próbek, kontrolowany przebieg procesu ścinania oraz zastosowanie automatycznego pomiaru siły zrywającej pozwoliły wyeliminować wpływ czynników losowych i zminimalizować błędy pomiarowe, co stanowi istotny element w analizie porównawczej różnych materiałów lutowniczych oraz technologii montażu.

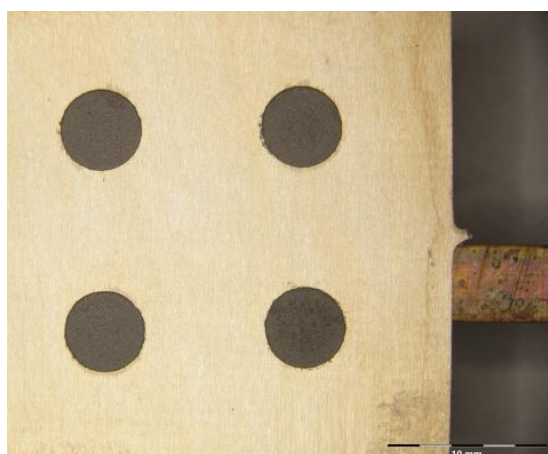
3.3 Metoda badań zwilżalności

Testy zwilżalności zrealizowane zostały przy współpracy z prof. dr hab. Balázsem Illésem z Department of Electronics Technology, Faculty of Electrical Engineering and Informatics, Budapest University of Technology and Economics (BME), Budapeszt, Węgry. Zrealizowane badania miały na celu ocenę przydatności kompozytowych stopów lutowniczych w zastosowaniach montażowych oraz zasadności stosowania w masowej produkcji. W procesie pomiarów zwilżalności, jako stop referencyjny wykorzystano niskosrebrową pastę lutowniczą SAC0307. Dodatkowo wykorzystano kompozytowe stopy lutownicze zawierające umocnienia w postaci nanoproszków: węgliku krzemu (SiC(p) oraz SiC(f)), tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{(p)}$ oraz $\text{Al}_2\text{O}_3\text{(f)}$ oraz nanocząstek tlenku tytanu ($\text{TiO}_2\text{(p}_1\text{)}$ oraz $\text{TiO}_2\text{(p}_2\text{)}$). Każda z próbek badawczych składała się z podłoża, które wykonane zostało z laminatu epoksydowo-szklanego (standardowy laminat FR4), gdzie na powierzchni znajdowała się odkryta warstwa srebra (Ag). Na warstwę srebra nanoszono pasty lutownicze przy użyciu szablonu, gdzie jego grubość wynosiła $125\mu\text{m}$. Kształt szablonu zaprojektowano w taki sposób, aby możliwe było nadrukowanie pasty lutowniczej w postaci okręgów o polu powierzchni równym 20 mm^2 (Skwarek i in., 2021). Na tym etapie zastosowana została metoda lutowania o stałym profilu temperaturowym – w piecu do lutowania w parach nasyconych. Poniżej zamieszczono ilustrację (Rys. 3.5), na której zamieszczono profil temperaturowy wykorzystanej metody lutowania – lutowanie w parach nasyconych.



Rys. 3.5. Profil temperaturowy pieca do lutowania w parach nasyconych.

W celu zapewnienia powtarzalności wyników oraz eliminacji potencjalnych defektów podczas procesu montażu powierzchniowego, przed nanoszeniem pasty lutowniczej wszystkie podłoża zostały dokładnie oczyszczone oraz otluszczone. Proces technologiczny wykonywany w taki sposób umożliwił precyzyjne i powtarzalne nanoszenie past lutowniczych, co w przypadku badań zwilżalności jest istotne podczas analizy otrzymanych wyników. Poniżej przedstawiono zdjęcie (Rys. 3.6), gdzie widoczna jest próbka testowa po naniesieniu pasty lutowniczej przed lutowaniem (Rys. 3.6a) oraz próbka testowa po zakończonym procesie lutowania (Rys. 3.6b).



(a)



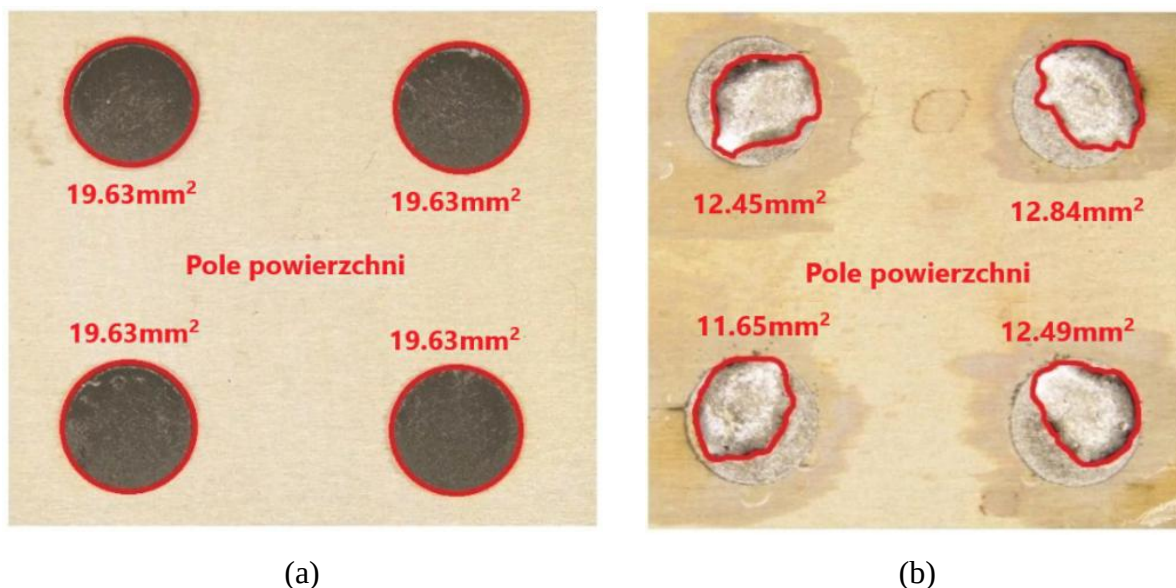
(b)

Rys. 3.6. Próbką testowa wykorzystana podczas badań zwilżalności: (a) próbka z naniesioną pastą lutowniczą przed procesem lutowania, (b) próbka po zakończonym procesie lutowania.

Próbki testowe przygotowane w taki sposób (Rys. 3.6) stanowiły podstawę do dalszej analizy zwilżalności, pozwalając na porównanie wpływu dodatków nanoproszków na

zwilżalność pasty lutowniczej. Dla jednego stopu sumarycznie przeprowadzono osiem testów rozplýwu. Wykonanie próbek testowych dla wszystkich wariantów składu kompozytowych stopów lutowniczych zawierających dodatki nanoproszków, z zachowaniem tożsamyh warunków przygotowania i lutowania próbek, umożliwiło dokonanie obiektywnego porównania wpływu rodzaju i stężeń dodatków na właściwości zwilżające kompozytowych stopów lutowniczych.

Do oceny zwilżalności kompozytowych stopów lutowniczych zastosowano metodę testu rozplýwu (*ang. spread test*) zgodnie z normą IPC-TM-650 2.4.45. Wykorzystana metoda umożliwia wykonanie ilościowej analizy zdolności stopu lutowniczego do pokrywania powierzchni metalicznej podczas procesu lutowania. Po zakończeniu procesu lutowania wykonywana była analiza rzeczywistej powierzchni rozplýwu lutowia. W tym celu, wykorzystano oprogramowanie ImageJ, które umożliwia precyzyjny pomiar powierzchni na podstawie zdjęć próbek testowych. W analizie powierzchni uwzględniano zarówno powierzchnię nadrukowanej pasty lutowniczej (przed procesem lutowania) oraz powierzchnię faktycznego rozplýwu stopu lutowniczego – po zakończonym procesie lutowania (Liu i in., 2018; Skwarek i in., 2021). Na kolejnym rysunku (Rys. 3.7), widoczna jest próbka testowa z zaznaczoną i zmierzoną powierzchnią pasty lutowniczej przed procesem montażu powierzchniowego (Rys. 3.7a) oraz kolejny rysunek (Rys. 3.7b), gdzie zaznaczono oraz zmierzono finalną powierzchnię lutu.



Rys. 3.7. Widok próbki testowej: (a) próbka testowa przed procesem lutowania z zaznaczoną powierzchnią nadrukowanej past lutowniczej (czerwone krawędzie), (b) próbka testowa po zakończonym procesie lutowania z zaznaczoną powierzchnią lutu (czerwone krawędzie).

Kolejno, po wykonaniu pomiarów pól powierzchni przed oraz po procesie lutowania, obliczano procentowy współczynnik właściwej powierzchni rozplýwu korzystając ze wzoru:

$$(3.1) \quad A_{rel} = \left(\frac{A_2}{A_1} \right) \cdot 100\%;$$

gdzie:

- a) A_{rel} – procentowy współczynnik właściwej powierzchni rozplýwu pasty lutowniczej;
- b) A_2 – powierzchnia rozplýwu po lutowaniu;
- c) A_1 – powierzchnia pasty lutowniczej po nadruku.

Jak wynika z powyższego wzoru (3.1), współczynnik właściwej powierzchni rozplýwu pasty lutowniczej to iloraz pola powierzchni rozplýwu po procesie lutowania (A_2) oraz pola powierzchni pasty lutowniczej przed lutowaniem (A_1), który pomnożony jest przez 100%. Otrzymany w ten sposób współczynnik stanowi ilościowy wskaźnik oceny zwilżalności stopu lutowniczego w badaniach rozplýwu. Na podstawie wartości obliczonego procentowego współczynnika właściwej powierzchni rozplýwu (A_{rel}) możliwe jest przypisanie badanego stopu lutowniczego do jednej z trzech klas jakości rozplýwu, gdzie kryteria oceny zostały przyjęte bazując na własnych doświadczeniach oraz badaniach (Skwarek i in., 2021) z uwagi na brak podanych kryteriów ewaluacyjnych w normie IPC-TM-650 2.4.45. W poniższej tabeli (Tab. 3.1) przedstawiono przyjętą klasyfikację jakości rozplýwu na podstawie wartości procentowego współczynnika właściwej powierzchni rozplýwu.

Tab. 3.1 Klasyfikacja jakości rozplýwu na podstawie wartości procentowego współczynnika właściwej powierzchni rozplýwu.

Klasa jakości rozplýwu	Zakres wartości A_{rel} [%]	Ocena zwilżalności	Oznaczenie klasy
Dobra	$\geq 70\%$	Rozplýw satysfakcjonujący	Klasa A
Średnia	50% – 70%	Rozplýw dopuszczalny	Klasa B
Niska	<50%	Rozplýw niesatysfakcjonujący	Klasa C

Podsumowując, zastosowana metodologia badawcza zwilżalności kompozytowych stopów lutowniczych, umożliwia wykonanie ilościowej oceny zdolności poszczególnych past lutowniczych do efektywnego rozplýwu na powierzchni metalicznej. Wykorzystanie metody

testu rozpływu, w połączeniu z cyfrową analizą obrazów w programie ImageJ, umożliwiły dokładne i powtarzalne wyznaczenie procentowego współczynnika względnej powierzchni rozpływu (A_{rel}), co stanowi wiarygodny wskaźnik jakości zwilżalności. Przyjęta klasyfikacja (Tab. 3.1) umożliwia nie tylko prostą ocenę porównawczą badanych materiałów lutowniczych, ale również ułatwia identyfikację potencjalnych ograniczeń technologicznych danego stopu lutowniczego.

3.4 Metoda badań temperatury topnienia

Badania właściwości kompozytowych stopów lutowniczych, obejmujące pomiary temperatury topnienia, wytrzymałości mechanicznej oraz zwilżalności, zrealizowano we współpracy z jednostkami krajowymi i zagranicznymi. Badania temperatury topnienia przeprowadzono we współpracy z Siecią Badawczą Łukasiewicz – Krakowskim Instytutem Technologicznym (Łukasiewicz–KIT), natomiast badania wytrzymałości mechanicznej zrealizowano we współpracy z Siecią Badawczą Łukasiewicz – Instytutem Mikroelektroniki i Fotoniki (Łukasiewicz–IMiF), Oddziałem w Krakowie. Badania zwilżalności wykonano we współpracy z prof. dr. hab. Balázsem Illésem z Department of Electronics Technology, Faculty of Electrical Engineering and Informatics, Budapest University of Technology and Economics (BME), Budapeszt, Węgry. Podczas realizowanych prac badawczych wykorzystane zostały kompozytowe stopy lutownicze: z dodatkiem nanocząstek węgla krzemu ($SiC(p)$), tlenku tytanu ($TiO_2(p_1)$) oraz tlenku glinu ($Al_2O_3(p)$), gdzie każdy z dodatków występował w dwóch stężeniach – 0,5 wt.% oraz 1,0 wt.%. Kompozytowe stopy lutownicze umieszczano w standardowych tygielkach korundowych wraz z pokrywkami, gdzie średnica tygielka wynosiła $\varnothing = 6,8mm$. Pomiary temperatury topnienia kompozytowych stopów lutowniczych przeprowadzono metodą różnicowej kalorymetrii skaningowej (*ang. differential scanning calorimetry, DSC*) w analizatorze STA 449 F3 Jupiter (NETZSCH) z układem podwójnego holdera, gdzie zastosowano termoparę Pt/Rh typu S. Poniżej zamieszczono ilustrację (Rys. 3.8), gdzie pokazano wygląd tygielków wraz z pokrywką korundową przed pomiarem (Rys. 3.8a) oraz po wykonanym pomiarze (Rys. 3.8b).

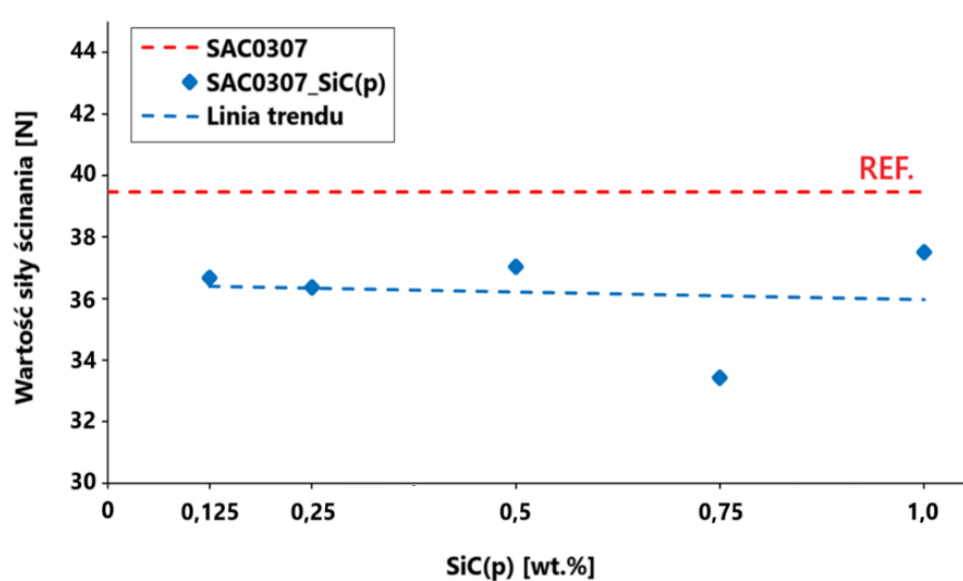


Rys. 3.8. Tygielki z pokrywką korundową: (a) tygielki przed pomiarem , (b) tygielki po wykonanym pomiarze.

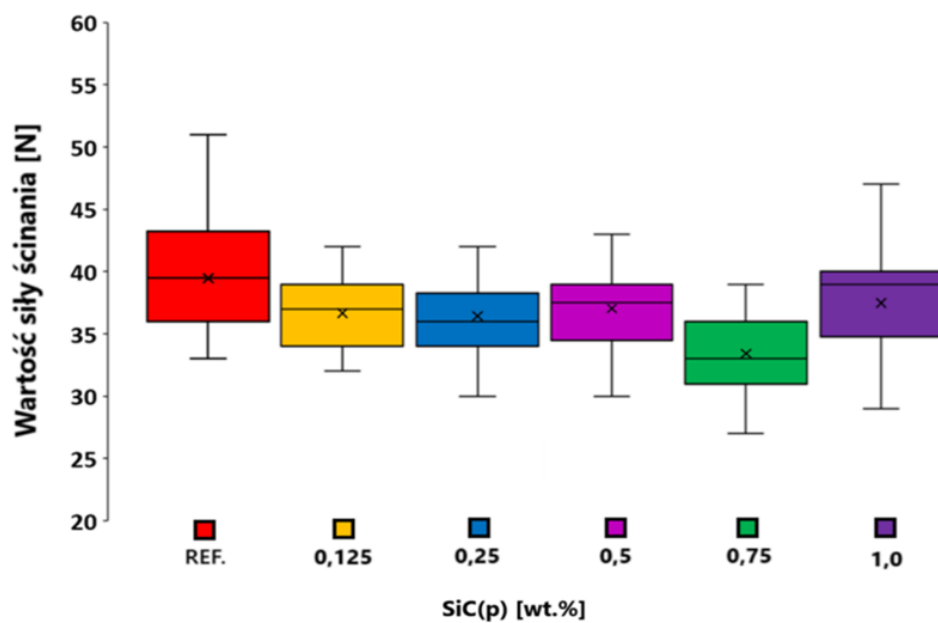
Procedura pomiarowa obejmowała kondycjonowanie przy 60 °C, które trwało 15 min, a następnie liniowy wzrost temperatury w tempie 10 °C/min do 310 °C dla kompozytowych stopów lutowniczych, a dla stopu referencyjnego (SAC0307) do temperatury 270 °C. Wyznaczanie temperatury początku topnienia wykonano metodą stycznych, gdzie punkt przecięcia linii bazowej z prostą styczną do krzywej DSC w punkcie maksymalnego nachylenia piku endotermicznego, zgodnie z przyjętymi zaleceniami metodycznymi (ISO 11358-1) oraz praktyką badawczą w publikacjach dotyczących lutów bezołowiowych (Salam i in., 2004; Abtew i Selvaduray, 2000). Przed wykonaniem pomiarów przeprowadzono kalibrację układu DSC z użyciem wzorców temperaturowo-entalpijnych (In, Zn).

3.5 Wytrzymałość mechaniczna kompozytowych stopów lutowniczych

W niniejszym podrozdziale zaprezentowano wyniki przeprowadzonych prac badawczych, które dotyczy wytrzymałości mechanicznej kompozytowych połączeń lutowanych dla dwóch różnych metod lutowania – piec okresowy oraz trzystrefowy piec konwekcyjny, gdzie kompozytowe stopy lutownicze zawierały dodatki nanocząstek różnych materiałów – SiC (nanocząstki < 100 nm), TiO₂ (nanocząstki o pierwotnym rozmiarze 21 nm) oraz Al₂O₃ (nanocząstki < 100 nm). Poniżej zamieszczono rysunek (Rys. 3.9 oraz Rys. 3.10), który w formie graficznej reprezentuje rezultaty testów wytrzymałości, gdzie pierwszy rysunek przedstawia wyniki dla pieca okresowego (Rys. 3.9a oraz Rys. 3.9b), a drugi rysunek (Rys. 3.10a oraz Rys. 3.10b) związany jest z wynikami uzyskanymi dla procesu montażu powierzchniowego przeprowadzonego w trzystrefowym piecu konwekcyjnym. W celu ułatwienia analizy otrzymanych wyników, grupa referencyjna SAC0307 (Rys. 3.9a oraz Rys. 3.10a) oznaczona została linią przerywaną w kolorze czerwonym (REF.), co pozwala na łatwiejsze porównanie z grupami testowymi zawierającymi umocnienia w postaci SiC(p).

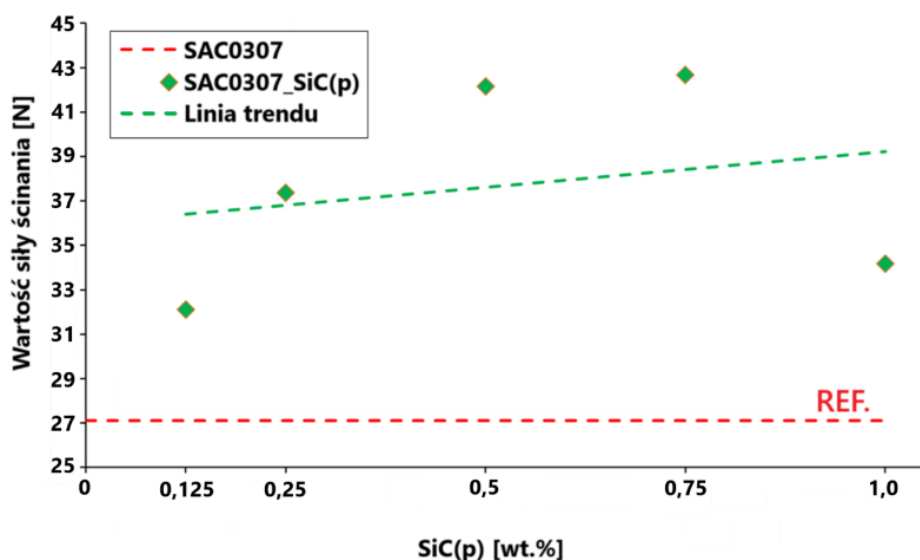


(a)

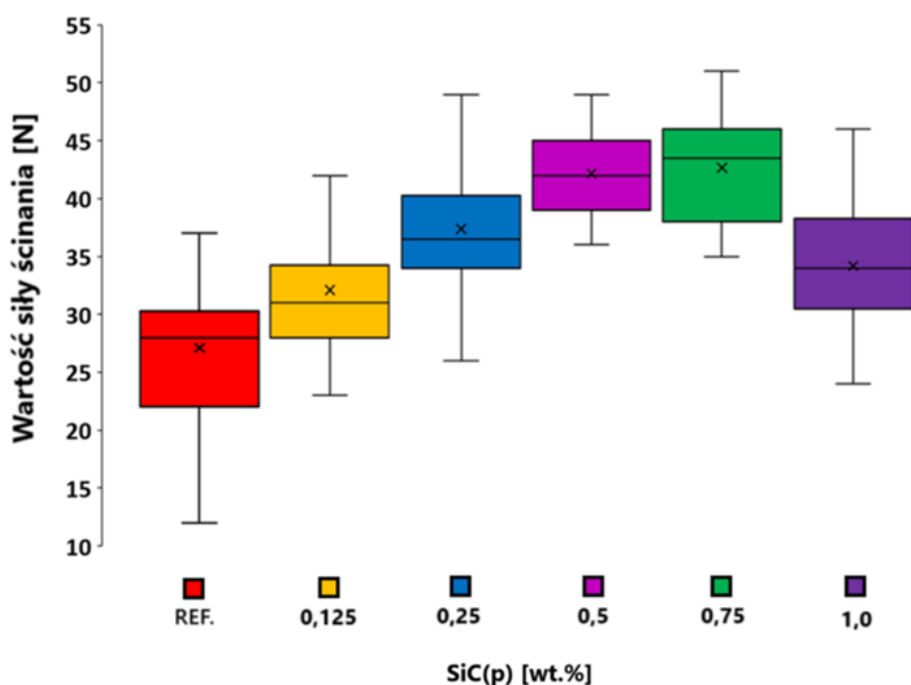


(b)

Rys. 3.9. Wytrzymałość kompozytowych połączeń lutowanych z dodatkiem SiC(p) o różnej zawartości cząstek umacniających, lutowanych w piecu okresowym: (a) średnie wartości siły ścinania, (b) rozkład wartości siły ścinania.



(a)



(b)

Rys. 3.10. Wytrzymałość kompozytowych połączeń lutowanych z dodatkiem SiC(p) o różnej zawartości cząstek umacniających, lutowanych w trzystrefowym piecu konwekcyjnym: (a) średnie wartości siły ścinania, (b) rozkład wartości siły ścinania.

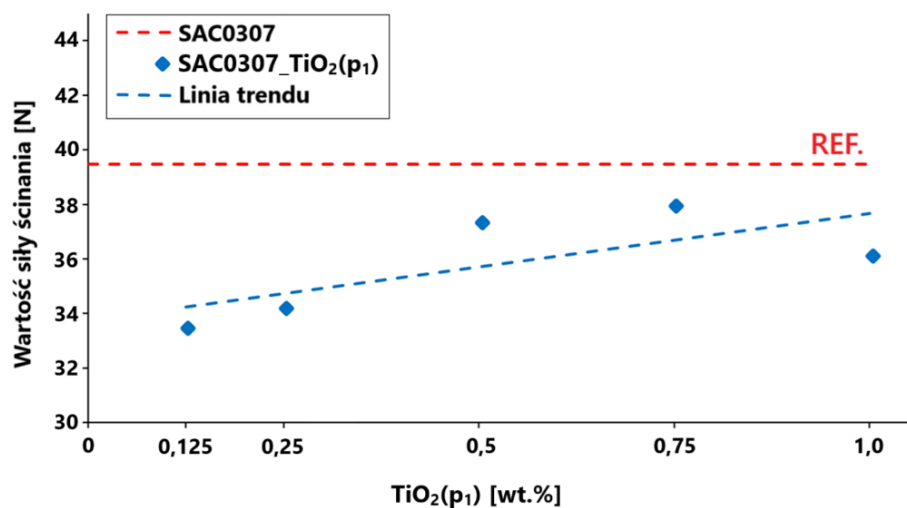
Dokonując analizy połączeń lutowanych wykonanych za pomocą niskosrebrowej pasty lutowniczej typu SAC0307 (Rys. 3.9 oraz Rys. 3.10 – grupa referencyjna oznaczona kolorem czerwonym) można zauważyć, iż najwyższą średnią wartość siły ścinającej uzyskano lutując próbki testowe w piecu okresowym, gdzie średnia wartość siły ścinającej z całej grupy (30 powtórzeń) wynosiła 39,46 N. Połączenia lutowane w piecu konwekcyjnym, wykonane przy

użyciu tego samego stopu lutowniczego charakteryzowały się dużo niższą wartością średniej siły ścinania, która wynosiła 27,1 N (spadek o około 31%). Efekt ten może być spowodowany faktem, iż w przypadku lutowania w piecu konwekcyjnym (szybki przyrost temperatury oraz krótszy czas lutowania) proces krystalizacji fazy β -Sn zachodził szybciej, co z reguły sprzyja formowaniu nadmiernego rozrostu ziaren Sn, co wpływa niekorzystnie na wytrzymałość mechaniczną połączenia lutowanego. Dodatkowo szybszy proces krystalizacji może skutkować pojawieniem się defektów sieciowych oraz powstaniu wyższych naprężeń własnych (naprężeń szczątkowych) w warstwie Sn, które w efekcie końcowym mogą obniżyć wytrzymałość mechaniczną połączenia. Również kształt profilu temperaturowego w istotny sposób mógł wpłynąć na zwilżalność stopu lutowniczego oraz samą kinetykę wzrostu warstwy związków międzymetalicznych ZZM (*ang.* *IMCs*). Ponadto, szybszy proces chłodzenia lutu może negatywnie wpływać na jego wytrzymałość, gdyż sprzyja występowaniu mikropęknięć w strukturze połączenia (Pan i in., 2026; Dušek i in., 2022).

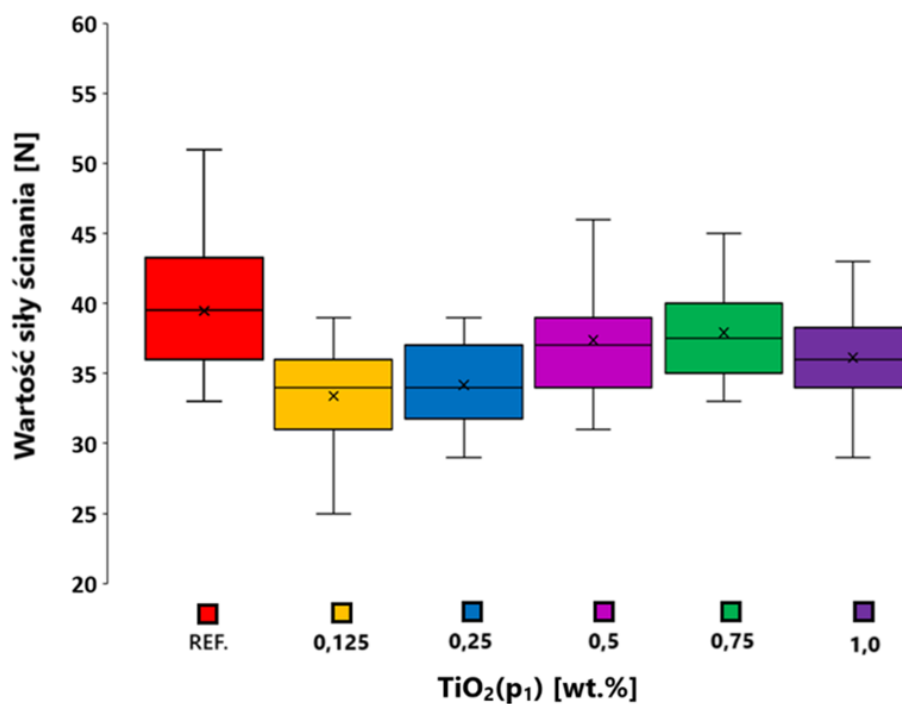
Kompozytowe połączenia lutowane z dodatkiem węgliku krzemu (SAC_SiC(p)), które wykonane zostały przy użyciu metody lutowania w piecu okresowym (Rys. 3.9), charakteryzowały się zbliżoną wartością średniej siły ścinającej (od 33,43 N do 37,5 N) do referencyjnych połączeń lutowanych. Niezależnie od stężenia dodatku umacniającego (wt.%), nie zaobserwowano poprawy wytrzymałości mechanicznej w stosunku do stopu referencyjnego SAC0307 (39,47 N). Połączenia lutowane z dodatkiem węgliku krzemu, które wykonano przy użyciu metody lutowania w piecu konwekcyjnym (Rys. 3.10), charakteryzowały się większą średnią wartością siły ścinającej w stosunku do stopu referencyjnego SAC0307 (27,1 N), gdzie maksymalna wartość średniej siły ścinającej niezbędnej do przerwania ciągłości połączenia lutowanego uzyskana została dla 0,5 wt.% (42,17 N) oraz 0,75 wt.% (42,67 N) dodatku SiC(p). Również dla referencyjnych połączeń lutowanych wykonanych w piecu okresowym, średnia wartość siły ścinającej była niższa, niż w przypadku połączeń lutowanych wzmocnionych węglikiem krzemu, które wykonano w piecu konwekcyjnym. Zauważona zależność może być spowodowana faktem, iż dodatki nanocząstek węgliku krzemu (SiC(p)) skutkują efektem ograniczania rozrostu fazy β -Sn, poprzez homogenizowanie mikrostruktury i modyfikację morfologii ZZM, co może być szczególnie efektywne w przypadku stromych (szybkich) profili lutowniczych (El-daly i in., 2015; Lu i in., 2023; Liu i in., 2008).

Kolejnym typem kompozytowych połączeń lutowanych, które poddano badaniom wytrzymałości mechanicznej, były połączenia lutowane z dodatkiem nanocząstek tlenku tytanu – TiO₂(p₁). Poniżej zamieszczono rysunek (Rys. 3.11 oraz Rys. 3.12), który w formie graficznej

reprezentuje otrzymane wartości, gdzie pierwszy rysunek przedstawia wyniki dla pieca okresowego (Rys. 3.11a oraz Rys. 3.11b), a drugi rysunek (Rys. 3.12a oraz Rys. 3.12b) związany jest z wynikami uzyskanymi dla procesu montażu powierzchniowego przeprowadzonego w trzystrefowym piecu konwekcyjnym.

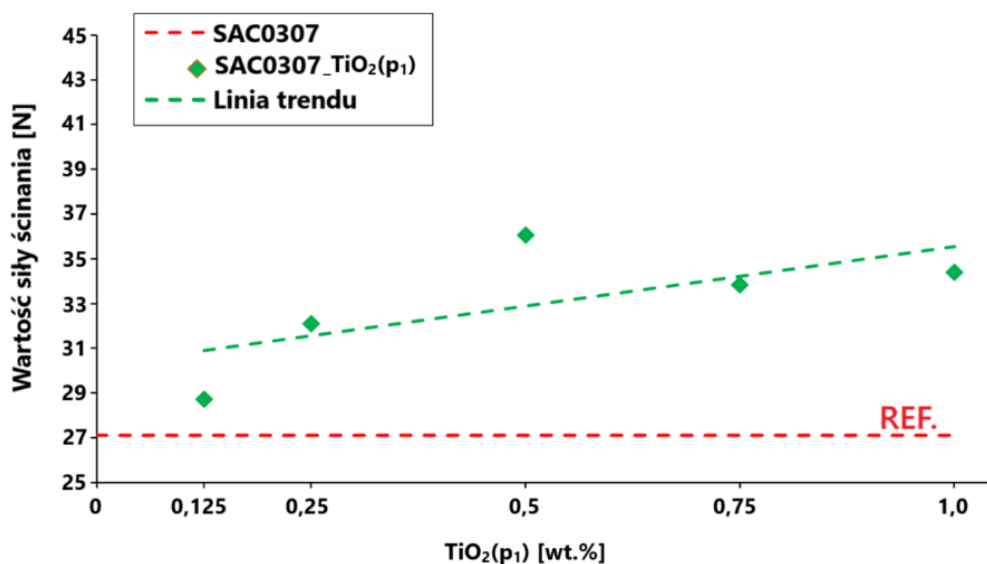


(a)

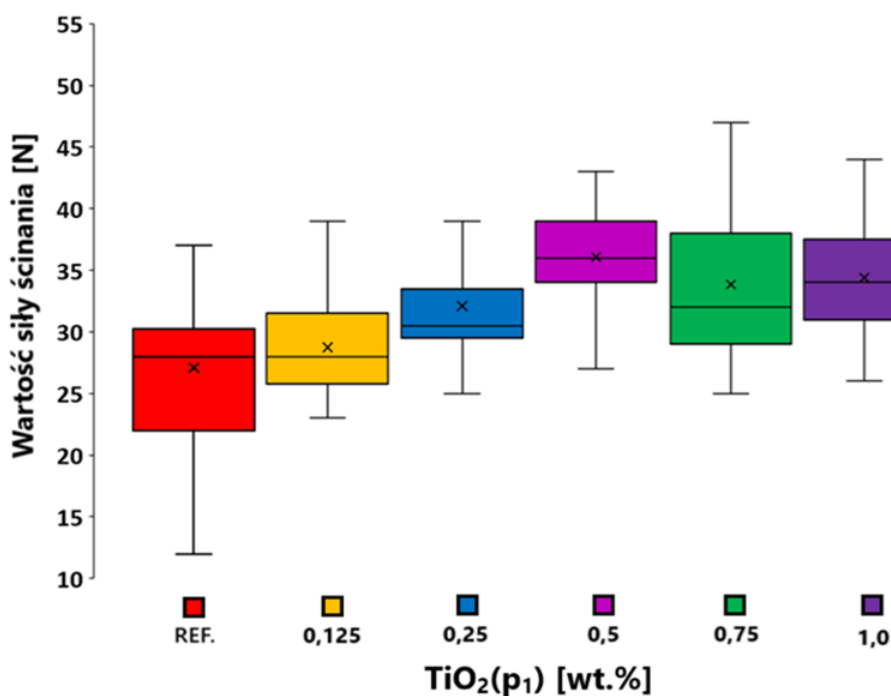


(b)

Rys. 3.11. Wytrzymałość kompozytowych połączeń lutowanych z dodatkiem TiO₂(p₁) o różnej zawartości cząstek umacniających, lutowanych w piecu okresowym: (a) średnie wartości siły ścinania, (b) rozkład wartości siły ścinania.



(a)



(b)

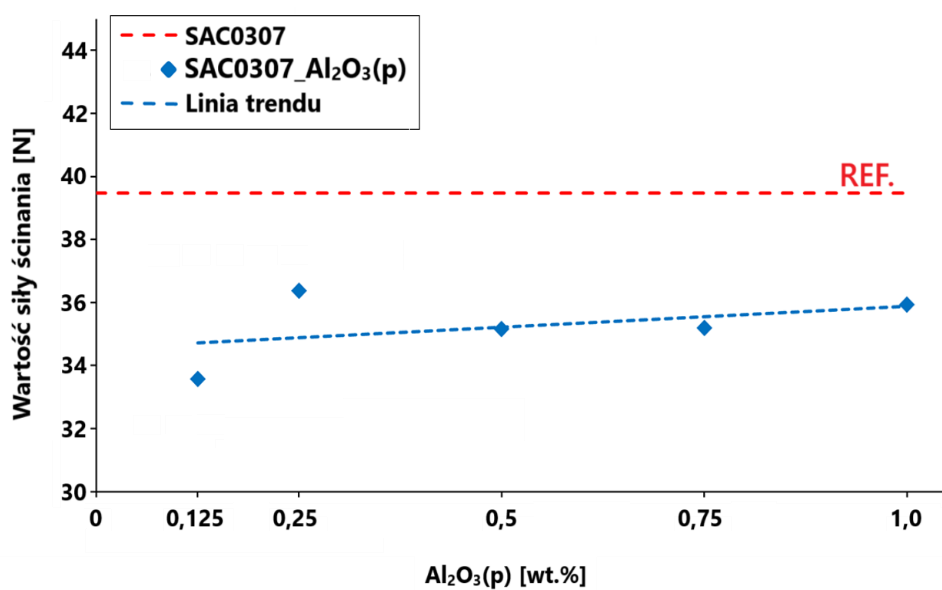
Rys. 3.12. Wytrzymałość kompozytowych połączeń lutowanych z dodatkiem $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ o różnej zawartości cząstek umacniających, lutowanych w trzystrefowym piecu konwekcyjnym: (a) średnie wartości siły ścinania, (b) rozkład wartości siły ścinania.

W przypadku kompozytowych połączeń lutowanych, które wykonano z wykorzystaniem dodatku umacniającego w postaci nonocząstek tlenku tytanu ($\text{TiO}_2(\text{p}_1)$), przy użyciu metody lutowania w piecu okresowym (Rys. 3.11) można stwierdzić, iż średnie wartości siły ścinającej były zbliżone do stopu referencyjnego SAC0307 – od 33,4 N do 37,9 N, gdzie maksymalna średnia wartość uzyskana została dla procentowej ilości umocnienia równej 0,75 wt.%.

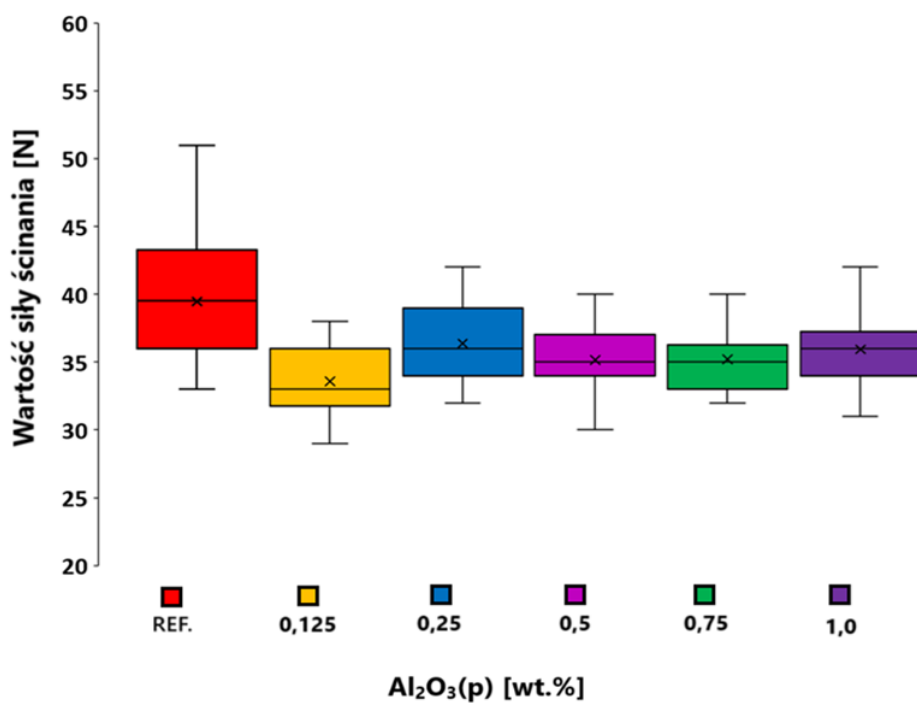
Lutowanie w piecu konwekcyjnym (Rys. 3.12) pozwoliło na uzyskanie średniej wartości siły ścinania w przedziale od 28,73 N do 36,06 N, gdzie maksymalna wartość osiągnięta została dla procentowej ilości dodatku równej 0,5 wt.%. Tak jak w przypadku połączeń wykonanych przy użyciu pieca konwekcyjnego i dodatku nanocząstek SiC (Rys. 3.10), również w tym przypadku zaobserwowano wzrost średniej wartości siły ścinającej w stosunku do połączeń referencyjnych (SAC0307 w piecu konwekcyjnym – 27,1 N), jednak wartość ta (37,93 N dla SAC-0.75_TiO₂(p₁)) jest niższa niż w przypadku referencyjnych połączeń lutowanych wykonanych w piecu okresowym (39,46 N). W licznych pracach naukowych wykazano, że dodatek cząstek tlenku tytanu (TiO₂) wpływa na wzrost twardości stopu oraz modyfikuje mikrostrukturę złącza lutowanego poprzez mechanizm rozproszonych umocnień i ograniczenie wzrostu warstwy międzyfazowej. Należy jednak zaznaczyć, że zwiększona twardość nie jest jednoznaczna ze wzrostem wytrzymałości mechanicznej złącza — efekt ten zależy bowiem od frakcji objętościowej cząstek, parametrów termicznych procesu lutowania oraz ich jednorodnego rozkładu w osnowie (Gain i in., 2011; Singh oraz Durairaj, 2018; Mousa i in., 2024). Również w literaturze wskazuje się, że podczas szybkich cykli lutowniczych, czyli procesów o krótkim czasie przebywania w temperaturach zbliżonych do punktu topnienia lutu, częściej obserwuje się wzrost twardości połączeń lutowanych niż wzrost ich wytrzymałości na ścinanie. Wynika to z umocnienia rozproszonego wywołanego dodatkiem nanocząstek oraz modyfikacji mikrostruktury warstwy połączeniowej (Tsao i in., 2012; Tsao, 2011; Noor i in., 2016).

W badaniach własnych oceniano wyłącznie wytrzymałość mechaniczną połączeń lutowanych na ścinanie. Pomimo zastosowania nanocząstek TiO₂ (TiO₂(p₁)) i profilu szybkiego nagrzewania w piecu konwekcyjnym (Rys. 3.2 – krzywa w kolorze niebieskim), nie zaobserwowano zwiększenia wytrzymałości na ścinanie. Wskazuje to, że potencjalne korzyści mikrostrukturalne opisywane w literaturze (takie jak hamowanie wzrostu ziaren, czy też rozproszone umocnienie) nie przełożyły się w tym przypadku na wzrost mechanicznej wytrzymałości połączenia lutowanego.

Ostatnim typem kompozytowych połączeń lutowanych, które poddano badaniom wytrzymałości mechanicznej, były połączenia lutowane z dodatkiem nanocząstek tlenku glinu – Al₂O₃(p). Poniżej zamieszczono rysunek (Rys. 3.13 oraz Rys. 3.14), który w formie graficznej reprezentuje uzyskane wyniki, gdzie pierwszy rysunek przedstawia wyniki dla pieca okresowego (Rys. 3.13a oraz Rys. 3.13b), a drugi rysunek (Rys. 3.14a oraz Rys. 3.14b) związany jest z wynikami uzyskanymi dla procesu montażu powierzchniowego przeprowadzonego w trzystrefowym piecu konwekcyjnym.

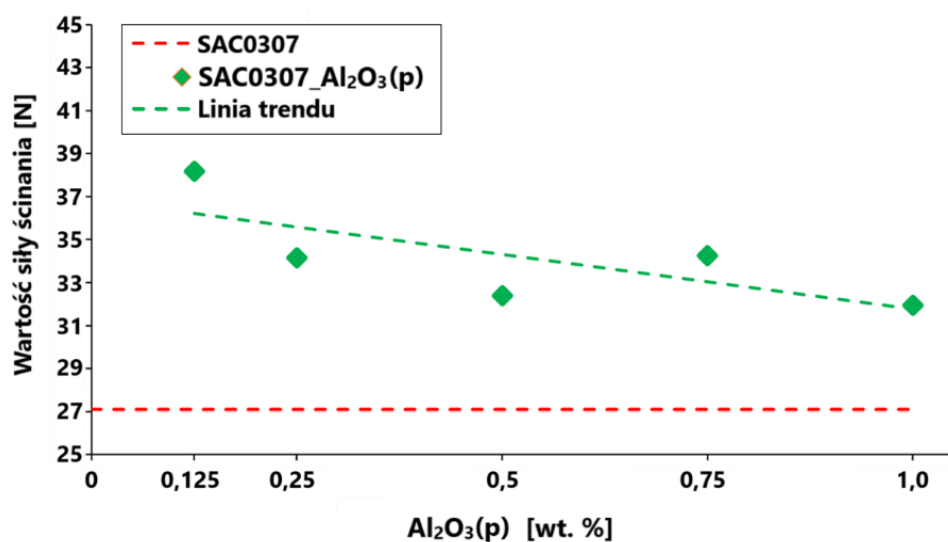


(a)

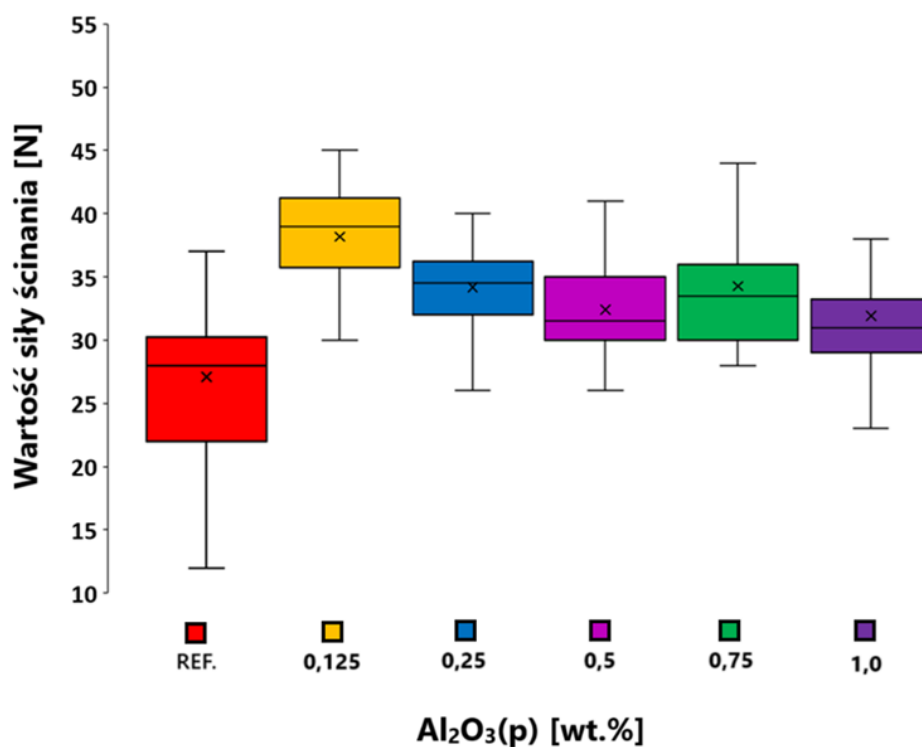


(b)

Rys. 3.13. Wytrzymałość kompozytowych połączeń lutowanych z dodatkiem Al₂O₃(p) o różnej zawartości cząstek umacniających, lutowanych w piecu okresowym: (a) średnie wartości siły ścinania, (b) rozkład wartości siły ścinania.



(a)



(b)

Rys. 3.14. Wytrzymałość kompozytowych połączeń lutowanych z dodatkiem $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ o różnej zawartości cząstek umacniających, lutowanych w trzystrefowym piecu konwekcyjnym: (a) średnie wartości siły ścinania, (b) rozkład wartości siły ścinania.

Dla kompozytowych połączeń lutowanych z dodatkiem nanocząstek tlenku glinu (Al_2O_3), które wykonane zostały przy użyciu pieca okresowego (Rys. 3.13), nie zaobserwowano zwiększenia wytrzymałości mechanicznej w stosunku stopu referencyjnego SAC0307 (39,47 N). Największą średnią wartość siły ścinania dla tej metody lutowania otrzymano w przypadku

dotatku nanocząstek tlenku glinu na poziomie 0,25 wt.% (36,36 N). Podobnie jak dla poprzednich umocnień (SiC(p) oraz $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$), w przypadku metody lutowania w piecu konwekcyjnym (Rys. 3.14), dodatek umocnienia w postaci tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$) spowodował wzrost średniej wartości siły ścinania dla każdej ilości dodatku, w stosunku do połączeń referencyjnych SAC0307 (27,1 N), gdzie najwyższą wartość uzyskano dla dodatku na poziomie 0,125 wt.% (38,16 N). Dalsze zwiększanie ilości umocnienia nie wpływało na wzrost wytrzymałości mechanicznej kompozytowych połączeń lutowanych – średnie wartości siły ścinania znajdowały się w przedziale od 31,93 N (SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$) do 34,26N (SAC-0.75_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$). W przypadku dodatków nanocząstek tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$) właściwości mechaniczne połączeń lutowanych mogą ulec ulepszeniu dla niewielkich stężeń dodatku, przy jednoczesnym zachowaniu odpowiednich warunków montażu (profil temperaturowy pieca lutowniczego). Jednak nanocząstki Al_2O_3 mogą w łatwy sposób ulegać aglomeracji w skutek czego, istnieje ryzyko pojawienia się lokalnych nieciągłości, które w istotny sposób powodują degradację połączenia lutowanego (Efzan i in., 2021; Zhao i in., 2016;).

Na podstawie zaprezentowanych wyników badań wytrzymałości mechanicznej kompozytowych połączeń lutowanych można stwierdzić, iż w przypadku zastosowania różnych metod lutowania oraz różnych stopów lutowniczych, w tym stopów kompozytowych, zauważalne są istotne różnice w wytrzymałości mechanicznej połączeń lutowanych. Zrealizowane testy ścinania połączeń lutowanych wykazały, że profil temperaturowy pieca lutowniczego oraz skład stopu lutowniczego ma istotny wpływ na wartość siły ścinającej, która była niezbędna do przerwania ciągłości połączenia.

W przypadku pieca okresowego, dokonując dokładniejszej analizy profilu temperaturowego (Rys. 3.2 – krzywa w kolorze zielonym) można stwierdzić, iż proces lutowania charakteryzował się wolniejszym i łagodniejszym etapem nagrzewania, a także dłuższym czasem utrzymywania wysokiej temperatury. Temperatura maksymalna (225 °C) została osiągnięta po około 400 sekundach, natomiast czas trwania okresu powyżej temperatury likwidus stopu lutowniczego (*ang. Time Above Liquidus, TAL*), wynoszącej około 217-219 °C, był równy około 100 sekund. Istotne jest również to, że w przypadku tej metody, proces rozpoczyna się od relatywnie wysokiej temperatury początkowej wynoszącej 120 °C. Profil temperaturowy pieca okresowego charakteryzował się łagodniejszym przebiegiem, co oznacza, że tempo wzrostu temperatury (szybkość nagrzewania) było niższe w porównaniu z profilami dynamicznymi — temperatura zwiększała się w sposób zbliżony do liniowego, z niesielką wartością nachylenia

krzywej (niskim gradientem temperaturowym). Podobnie przebiegała faza chłodzenia, która również odbywała się z małym spadkiem temperatury w czasie.

W przypadku drugiej metody lutowania, czyli lutowania w trzystrefowym piecu konwekcyjnym, profil temperaturowy (Rys. 3.2 – krzywa w kolorze niebieskim) charakteryzował się odmiennym czasem trwania poszczególnych faz lutowania. Przede wszystkim profil ten wyróżniał się szybkim przyrostem temperatury w fazie początkowej, co oznacza wysoką szybkość nagrzewania – już po około 100–150 sekundach temperatura przekraczała 170 °C, co wskazuje na stromy gradient temperaturowy w tej części procesu. Również temperatura maksymalna była wyższa niż w przypadku profilu temperaturowego pieca okresowego – osiągała około 235 °C po 230 sekundach. Czas, w którym temperatura przekraczała wartość likwidus stopu lutowniczego (217-219 °C), czyli tzw. Time Above Liquidus (TAL), wynosił około 35 sekund. Dodatkowo, w przypadku tego typu metody lutowania (trzystrefowy piec konwekcyjny) proces montażu powierzchniowego rozpoczyna się od temperatury równej 30°C. Ponadto, kształt profilu temperaturowego charakteryzował się stromymi zboczami – zarówno w fazie nagrzewania jak i w fazie chłodzenia.

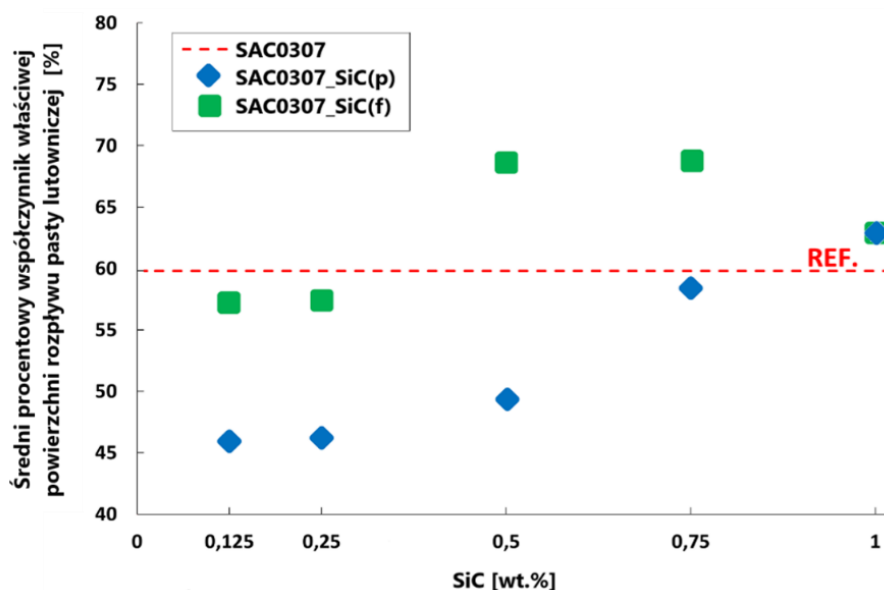
Jak wynika z zaprezentowanych rezultatów pomiarów wytrzymałości mechanicznej kompozytowych połączeń lutowanych, które zawierały dodatki nanocząstek węgla krzemu (SiC(p)), tlenku tytanu ($\text{TiO}_2(\text{p}_1)$) oraz tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$) można stwierdzić, iż zarówno ilość umocnienia oraz wybór metody lutowania mają fundamentalne znaczenie. Przede wszystkim profil temperaturowy pieca lutowniczego w istotny sposób determinuje wytrzymałość połączeń, gdzie najistotniejsze parametry to: czas trwania poszczególnych faz procesu, maksymalna temperatura oraz czas nagrzewania i czas chłodzenia (kształt profilu). Piec okresowy, którego profil temperaturowy charakteryzował się wolniejszym (łagodniejszym) wzrostem temperatury oraz dłuższym czasem utrzymywania wysokiej temperatury, umożliwił otrzymanie połączeń lutowanych charakteryzujących się wyższą wytrzymałością mechaniczną dla niskosrebrowego stopu lutowniczego typu SAC0307 (referencja). Wytrzymałość mechaniczna kompozytowych połączeń lutowanych, które otrzymano w wyniku użycia tej samej metody lutowania (ten sam profil temperaturowy) była niższa. W przypadku metody lutowania w trzystrefowym piecu konwekcyjnym, gdzie proces montażu powierzchniowego (ze względu na zastosowany profil temperaturowy) charakteryzował się krótszym całkowitym czasem lutowania oraz stromym przebiegiem fazy nagrzewania, znacząco obniżył wytrzymałość połączeń lutowanych wykonanych przy użyciu stopu lutowniczego SAC0307.

Jednak dla kompozytowych połączeń lutowanych, gdzie zastosowana została metoda lutowania w piecu konwekcyjnym, w efekcie końcowym zwiększyła się ich wytrzymałość mechaniczną w stosunku do stopu referencyjnego SAC0307. Szczególną uwagę należy tutaj zwrócić na dodatek w postaci nanocząstek węgliku krzemu (SiC(p)), gdzie uzyskano najwyższe średnie wartości siły ścinania (Rys. 3.10), odpowiednio: 42,16 N dla dodatku w ilości 0,5 wt.% oraz 42,67 N dla dodatku w ilości 0,75 wt.%. W przypadku nanocząstek tlenku tytanu ($\text{TiO}_2(\text{p}_1)$) nie stwierdzono istotnego wzrostu wytrzymałości mechanicznej połączenia lutowanego (w stosunku do SAC0307 – lutowanie w piecu okresowym) – wpływ jest neutralny. Dodatek tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$) tylko w niewielkich ilościach (0,125 wt.%) może poprawić właściwości mechaniczne połączenia lutowanego w stosunku do referencyjnego stopu lutowniczego SAC0307.

Podsumowując, przeprowadzona analiza wykazała, że w przypadku montażu powierzchniowego z użyciem pieca okresowego (Rys. 3.2 – krzywa w kolorze zielonym) najwyższą średnią wartość siły ścinania osiągnięto dla niskosrebrzej pasty lutowniczey typu SAC0307 (stop referencyjny). Natomiast w metodzie lutowania wykorzystującej trzystrefowy piec konwekcyjny (Rys. 3.2 – krzywa w kolorze niebieskim) zaobserwowano podwyższenie wytrzymałości mechanicznej połączeń lutowanych, przy zastosowaniu kompozytowych stopów lutowniczych z dodatkiem węgliku krzemu w stężeniach 0,5 wt.% (SAC-0.5_SiC(p)) oraz 0,75 wt.% (SAC-0.75_SiC(p)). Dodatek nanocząstek $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ w przypadku pieca konwekcyjnego nie wpłynął istotnie na poprawę wytrzymałości mechanicznej w porównaniu z grupą referencyjną SAC0307. Również w przypadku metody tułowania w piecu okresowym, obecność nanocząstek $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ nie spowodowała wyraźnego wzrostu parametrów mechanicznych. Z kolei dla nanocząstek $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ zaobserwowano, że korzystny efekt występuje jedynie przy niewielkich stężeniach (0,125 wt.%) w procesie lutowania w piecu konwekcyjnym.

3.6 Zwilżalność kompozytowych stopów lutowniczych

Poniżej zamieszczono rysunek (Rys. 3.15), który w formie graficznej reprezentuje otrzymane wyniki dla nanoproszków węgliku krzemu (SiC(p) oraz SiC(f)), gdzie dla ułatwienia analizy grupa referencyjna (SAC0307) oznaczona została linią przerywaną w kolorze czerwonym (REF.), co pozwala na łatwiejsze porównanie z grupami testowymi zawierającymi umocnienia w postaci nanoproszków SiC.



Rys. 3.15. Zwilżalność kompozytowych stopów lutowniczych z dodatkiem nanocząstek oraz nanowłókien węgla krzemu SiC.

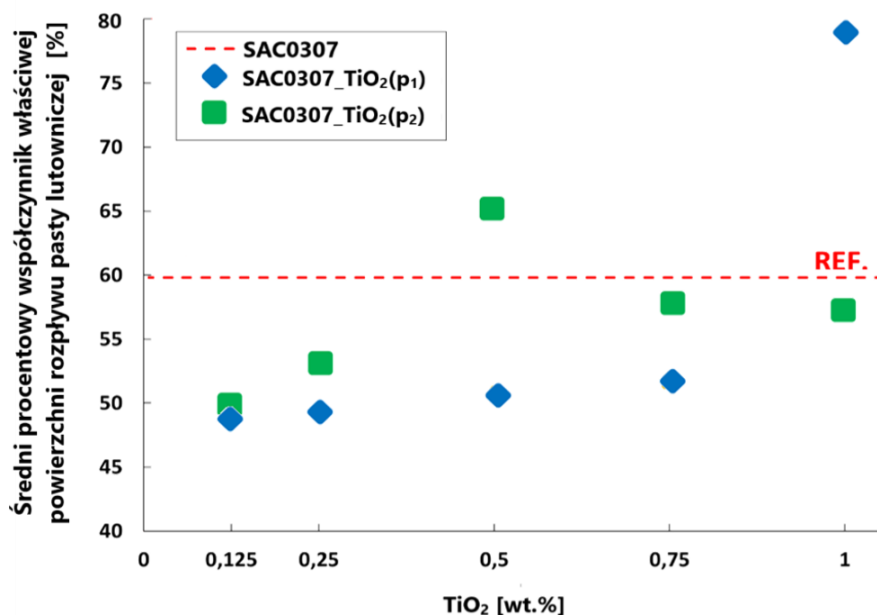
Dokonując analizy otrzymanych wyników testów zwilżalności, w przypadku niskosrebrowego stopu SAC0307 (referencja) średnia wartość procentowego współczynnika właściwej powierzchni rozplýwu pasty lutowniczej wyniosła 59,8% (Rys. 3.15 – przerywana linia w kolorze czerwonym). Dodatkowo, średnie wartości parametru rozplýwu, który definiowany jest jako stosunek powierzchni lutu do powierzchni nadrukowanej pasty lutowniczej wyniosła 59,8%. Wynik ten odpowiada przyjętej klasie zwilżalności (Tab.3.1) na poziomie B – rozplýw dopuszczalny. Wyniki te pokrywają się z obserwacjami innych autorów, którzy badając stopy SAC zauważyli, że rozplýw past typu SAC o ograniczonej zawartości srebra (SAC0307 oraz SAC0305) zwykle osiąga wartości rzędu 50-70% powierzchni nadruku, co uważa się za akceptowalny, choć pod pewnymi warunkami nieoptymalny poziom rozplýwu. (Nguyen i in., 2015; Masalinda i in., 2016).

Dla dodatku węgla krzemu w postaci nanocząstek (SiC(p)) można zauważyć, że wartości zmierzonych powierzchni lutu mieściły się w granicach od 45,93% do 62,99% (Rys. 3.15 – oznaczenia w kolorze niebieskim). Przy niższych stężeniach (0,125 wt.%, 0,25 wt.% oraz 0,5 wt.%) zwilżalność była niska – klasa C (rozplýw niesatysfakcjonujący, poniżej 50%). Dopiero zwiększenie zawartości nanocząstek SiC (0,75 wt.% oraz 1,0 wt. %) znacząco poprawiło zwilżalność pasty lutowniczej i pozwoliło osiągnąć klasę rozplýwu B (rozplýw dopuszczalny). Dla kompozytowego stopu lutowniczego SAC-1.0_SiC(p) stosunek powierzchni lutu po procesie lutowania do powierzchni nadrukowanej pasty był wyższy (62,99%) niż w przypadku stopu referencyjnego SAC0307 (59,8%). Z kolei stopy lutownicze

z umocnieniem w postaci nanowłókien SiC (SiC(f)) charakteryzowały się bardziej jednorodnym i powtarzalnym rozplływem, gdzie dla każdego poziomu dodatku otrzymano klasę B, a średnia wartość procentowego współczynnika właściwej powierzchni rozplwyu mieściła się w zakresie od 57,20% do 68,78%.

Zaobserwowana prawidłowość może być spowodowane faktem, iż nanowłókna SiC zmieniają morfologię lutu, poprawiając przy tym jego zwilżalność dzięki bardziej równomiernemu rozmieszczeniu w osnowie lutowia i ograniczeniu tworzenia defektów powierzchniowych (Melus i in., 2025; Pal i in., 2021; Said i in., 2015; Salleh i in., 2015). Jednocześnie, niektórzy autorzy publikacji naukowych zwracają uwagę, że wpływ dodatków na kinetykę rozplwyu jest złożony, gdyż w efekcie finalnym może spowalniać tempo rozplwyu w fazie płynnej, a to może ograniczać szybkość rozlewu w trakcie procesu lutowania (Chen i in., 2010). W związku z tym obserwacja poprawy klasy rozplwyu dopiero przy 0,75–1,0 wt.% SiC w zrealizowanych badaniach, po części jest zgodna z pracami innych badaczy, jednak efekt ten nie jest jednoznaczny i wymaga przeprowadzenia dalszych badań. Na tej podstawie można przypuszczać, iż na zwilżalność kompozytowych stopów lutowniczych mogą wpływać takie czynniki jak: ilość oraz morfologia zastosowanego umocnienia, użyta metoda lutowania, zastosowany profil temperaturowy oraz parametry przygotowania kompozytowego stopu lutowniczego – czas oraz prędkość mieszania, które mają wpływ na jednorodność dyspersji nanocząstek.

Kolejnym typem kompozytowego stopu lutowniczego, który wykorzystano w trakcie badań związanych z zwilżalnością pasty lutowniczej, były kompozytowe stopy lutownicze z dodatkiem nanocząstek tlenku tytanu ($\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ oraz $\text{TiO}_2(\text{p}_2)$). Poniżej zamieszczono rysunek (Rys. 3.16), który w formie graficznej reprezentuje otrzymane wyniki, gdzie dla ułatwienia grupa referencyjna (SAC0307) oznaczona została linią przerywaną w kolorze czerwonym (REF.), co pozwala na łatwiejsze porównanie z grupami testowymi zawierającymi umocnienia w postaci nanocząstek TiO_2 .



Rys. 3.16. Zwilżalność kompozytowych stopów lutowniczych z dodatkiem nanocząstek tlenku tytanu TiO₂(p₁) oraz TiO₂(p₂).

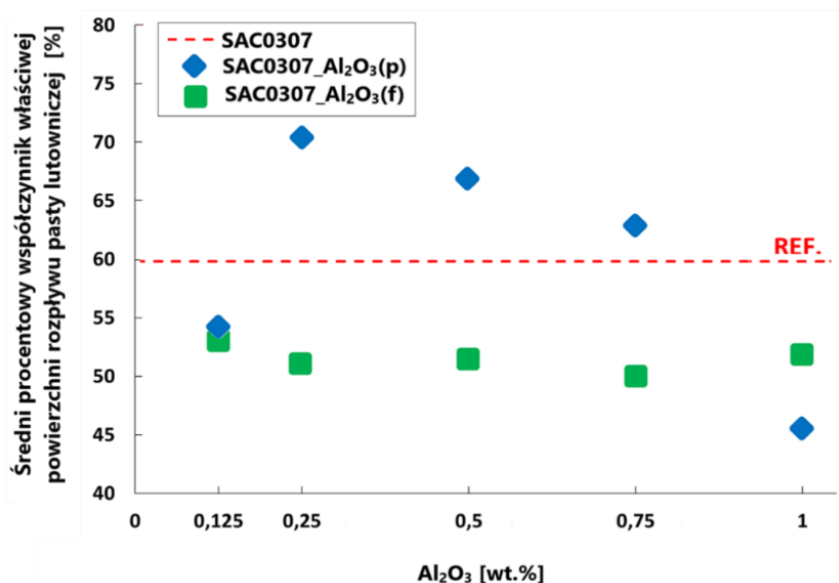
W przypadku umocnienia w postaci mniejszych nanocząstek (TiO₂(p₁) – średnica cząstki 21 nm) można zauważyć, iż stopniowe zwiększanie ilości dodatku (wt.%) powoduje zwiększenie średniej procentowej wartości powierzchni lutu (Rys 3.16 – oznaczenia w kolorze niebieskim). Dla niższych stężeń dodatku (0,125 wt.% oraz 0,25 wt.%), podobnie jak w przypadku nanocząstek węgla krzemowego (SiC(p)), zwilżalność była na niskim poziomie (od 48,79% do 49,18%) – klasa C, gdzie średnia procentowa wartość powierzchni lutu wynosiła poniżej 50%. Stopniowe zwiększanie udziału umocnienia TiO₂(p₁) poprawiło zwilżalność, gdzie uzyskane wartości średniej powierzchni lutu to 50,81% (0,5 wt.%) oraz 51,69% (0,75 wt.%) – klasa B (rozplw dopuszczalny). Najwyższą zwilżalność osiągnięto przy 1,0 wt.% TiO₂(p₁), gdzie otrzymany wynik (78,96%) odpowiadał klasie A, czyli bardzo dobrej zwilżalności. Dla dodatku nanocząstek tlenku tytanu o większym rozmiarze (TiO₂(p₂) 200 nm), wszystkie stężenia wagowe (wt.%) mieściły się w zakresie klasy B (od 50,70% do 65,65%). Najwyższe wartości zaobserwowano dla stężenia TiO₂(p₂) na poziomie 0,5 wt.% (65,65%), gdzie dalszy wzrost udziału umocnienia (0,75 wt.% oraz 1,0 wt.%) skutkował niewielkim obniżeniem zwilżalności – średnia wartość powierzchni lutu wyniosła odpowiednio 57,24% dla stopu SAC-0.75_TiO₂(p₂) oraz 57,37% dla stopu SAC-1.0_TiO₂(p₂).

Zauważona prawidłowość może być związana ze zmniejszeniem napięcia powierzchniowego lutu, co w efekcie końcowym ułatwia jego rozplw. W literaturze wykazano, że dodatki nanocząstek, takich jak TiO₂, GNSs oraz CoGNSs, mogą obniżać

napięcie powierzchniowe i poprawiać zwilżalność stopów SAC, w skutek wysokiej energii powierzchniowej cząstek. W zależności od rodzaju dodatku, optymalne efekty zwilżeniowe zauważalne są w różnych zakresach ilościowych dodatku, gdzie w przypadku TiO_2 to około 0,50 wt.% (dla TiO_2). Ponadto, istotny również jest czas procesu lutowania, a w szczególności czas trwania fazy rozplwu (Muzni i in., 2023; Tamizi i in., 2022). Istnieją również prace badawcze, które wykazały, że zastosowanie nanoproszków TiO_2 może wpływać także na mikrostrukturę (m.in. drobnoziarnistą morfologię β -Sn i modyfikację faz IMC), co również może implikować na zwilżalność kompozytowego stopu lutowniczego oraz trwałość połączenia. Mechanizm poprawy zwilżalności przez dodatki w postaci nanoproszków TiO_2 opisywany w literaturze obejmuje takie aspekty jak: adsorpcję cząstek na granicy faz (zmniejszenie napięcia międzyfazowego), modyfikację dynamicznej kinetyki zwilżania (wpływ na czas, w którym osiągane są stany równowagi kontaktowej) oraz zmianę morfologii i wzrostu warstw IMC, które mogą sprzyjać lub ograniczać końcowy efekt rozlewu w zależności od warunków procesu montażu powierzchniowego (Muzni i in., 2023).

W przeprowadzonych badaniach (podobnie jak w przypadku nanoproszków SiC) uzyskano najwyższą wartość powierzchni rozplwu (78,96%) przy stężeniu 1,0 wt.% $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$. Efekt ten może wynikać z wielu czynników technologicznych, takich jak: sposobu przygotowania kompozytu (homogeniczność dyspersji nanocząstek, czas i metoda mieszania), morfologii i rozmiaru nanocząstek, a także parametrów procesu lutowania (zwłaszcza profilu temperaturowego i czasu przebywania w fazie płynnej). W związku z powyższym, nie można w pełni stwierdzić iż otrzymany rezultat badań nie jest zgodny z możliwymi wariantami opisanymi w literaturze, jednak definitywnie wymaga dalszych badań kontrolnych, szczególnie eksperymentów porównawczych zmieniających jedną zmienną (sposób mieszania, wielkość cząstek, profil lutowania), aby jednoznacznie stwierdzić, które czynniki determinują przesunięcie optymalnego stężenia dodatku.

Ostatnim typem kompozytowego stopu lutowniczego, który wykorzystano w trakcie badań związanych z zwilżalnością pasty lutowniczej, były kompozytowe stopy lutownicze z dodatkiem nanoproszków tlenku glinu (Al_2O_3). Poniżej zamieszczono rysunek (Rys. 3.17), który w formie graficznej reprezentuje otrzymane wyniki, gdzie dla ułatwienia grupa referencyjna (SAC0307) oznaczona została linią przerywaną w kolorze czerwonym (REF.), co pozwala na łatwiejsze porównanie z grupami testowymi zawierającymi umocnienia w postaci nanoproszków Al_2O_3 .



Rys. 3.17. Zwilżalność kompozytowych stopów lutowniczych z dodatkiem nanocząstek oraz nanowłókien tlenku glinu Al₂O₃.

W przypadku stopów kompozytowych, które zawierały dodatki nanoproszków tlenku glinu (Al₂O₃), otrzymane wyniki zwilżalności były bardziej złożone niż w przypadku pozostałych typów umocnień (SiC oraz TiO₂). Dla stopów kompozytowych typu SAC_Al₂O₃(p) najwyższą zwilżalność uzyskano dla dodatku na poziomie 0,25 wt.% (70,5%) – klasa zwilżalność A. Kompozytowy stop lutowniczy SAC-1.0_Al₂O₃(p) charakteryzował się najniższą wartością średniej procentowej powierzchni lutu, która wyniosła 45,44% – klasa zwilżalność C. Umocnione stopy lutownicze z dodatkiem nanowłókien tlenku glinu (SAC_Al₂O₃(f)), z reguły charakteryzowały się klasą zwilżalności na poziomie B – rozpływ dopuszczalny. Jedynym wyjątkiem był stop SAC-0.75_Al₂O₃(f), który charakteryzował się klasą zwilżalności na poziomie C (49,97%). Uzyskane wyniki są zgodne z badaniami naukowymi, gdzie zastosowany dodatek Al₂O₃ w przedziale od 0,01 do 0,5 wt.% oprócz zwiększenia wytrzymałości mechanicznej połączenia lutowanego, spowodował również wzrost powierzchni zwilżania o 15-40% (Tikale oraz Prabhu, 2020).

Nieliniowa zależność, która zauważona została na podstawie badań kompozytowych stopów lutowniczych zawierających dodatki nanoproszków tlenku glinu (Al₂O₃(p) oraz Al₂O₃(f)), może być związana z faktem, iż nanocząstki tlenku glinu (Al₂O₃(p)) przy niskich stężeniach poprawiają zwilżalność poprzez modyfikację mikrostruktury i ograniczanie nadmiernej krystalizacji struktury β-Sn, natomiast przy wyższych stężeniach tendencja do aglomeracji cząstek prowadzi do wzrostu napięcia powierzchniowego i pogorszenia rozplywu (Muzin i in., 2023; Rajendran i in., 2024; Zhao i in., 2016). W literaturze podkreśla się również, że podobny

efekt obserwuje się dla nanocząstek metalicznych, w tym srebra. Badania dotyczące wpływu nanocząstek Ag na pasty lutownicze Sn-Ag-Cu wykazały, że nawet niewielkie ich dodatki mogą poprawiać właściwości zwilżania poprzez zmianę morfologii warstw międzymetalicznych i działanie powierzchniowo aktywne na granicy faz, co w efekcie poprawia rozlew lutu (*ang. spreading*) w ograniczonym zakresie stężeń. W tym przypadku umocnienia w postaci srebra działają jako powierzchniowo aktywne cząstki, zmieniając morfologię IMC i poprawiając rozplływ lutu w pewnym zakresie stężeń (Bukat i in., 2011). W związku z tym, bazując na danych literaturowych można stwierdzić, że mechanizmy poprawy zwilżalności mogą być odmienne w zależności od klasy materiału — nanocząstki metaliczne (Ag) oddziałują inaczej niż ceramiczne (Al_2O_3 , TiO_2 , SiC), co dodatkowo wspiera hipotezę o kluczowej roli optymalnego stężenia oraz jakości dyspersji cząstek.

Na podstawie uzyskanych wyników oraz ich odniesienia do literatury naukowej można stwierdzić, że dodatki umocnień w postaci SiC, TiO_2 oraz Al_2O_3 wykazują potencjał jako materiały poprawiające właściwości zwilżania niskosrebrowych stopów lutowniczych typu SAC. Jednak jak wykazały badania, szczególnie ważne jest jaki rodzaj nanoproszku zostanie zastosowany, gdzie należy zwrócić szczególną uwagę na jego morfologię (nanowłókna oraz nanocząstki), rozmiar oraz geometrię cząstek, a ponadto procentowy udział materiałów umacniających w paście lutowniczej. Najkorzystniejsze parametry zwilżania osiągnięto dla kompozytowych stopów lutowniczych z dodatkami nanocząstek, w szczególności stopy typu SAC-1.0_ TiO_2 (p₁) oraz SAC-0.25_ Al_2O_3 (p), co przełożyło się na zaklasyfikowanie rozplwywu do klasy A – średni procentowy współczynnik właściwej powierzchni rozplwywu powyżej 70%. W praktyce technologii montażu oznacza to, że wprowadzenie odpowiednich ilości dodatków proszkowych (w zależności od morfologii dodatku) może istotnie zwiększyć rozplływ lutowia i ograniczyć powstawanie nieciągłości w połączeniach.

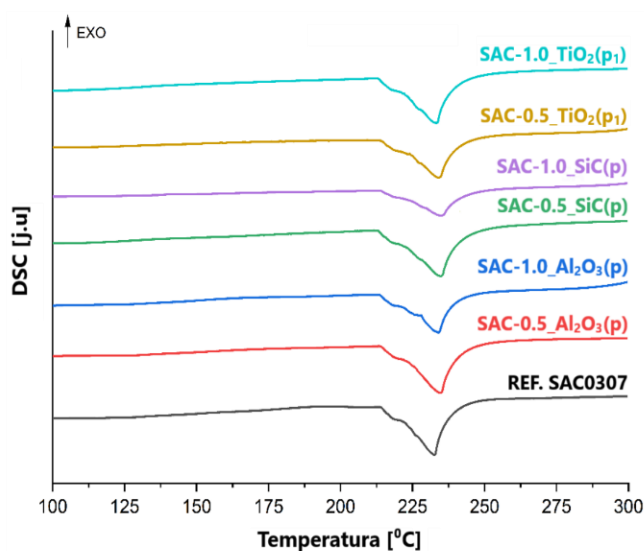
W przypadku kompozytowych stopów lutowniczych, takich jak SAC_ TiO_2 (p₂) oraz SAC_ Al_2O_3 (f) zaobserwowano stabilniejsze zachowanie, jednak ich wpływ na poprawę zwilżalności był mniej wyraźny, gdyż otrzymane wyniki oscylowały wokół klasy B – średni procentowy współczynnik powierzchni lutu znajdował się w przedziale od 50% do 70%. Tego typu dodatki mogą być zatem rekomendowane w aplikacjach, gdzie kluczowa jest powtarzalność procesu i odporność na wahania parametrów technologicznych. W odniesieniu do dodatków w postaci nanocząstek węgla krzemowego (SiC(p)) zauważono, że tylko najwyższe ze stężeń (1,0 wt.%) może poprawić zwilżalność w stosunku do stopu referencyjnego (SAC0307). Dla materiałów umacniających typu SiC(f), najlepszą zwilżalność (wyższa niż

stop referencyjny SAC0307) uzyskano dla dodatku na poziomach 0,5 wt.% (68,55%), 0,75 wt.% (68,78%) oraz 1,0 wt.% (62,93%).

Podsumowując, wyniki badań wskazują, że wpływ dodatków nanomateriałów w stopach lutowniczych na zwilżalność pasty lutowniczej jest silnie zależna od ich rodzaju, morfologii oraz stężenia. W przypadku zastosowań, w których istotna jest powtarzalność i stabilność procesu, nanowłókna wykazały większą jednorodność zachowania – średni procentowy współczynnik właściwej powierzchni rozplywu mieścił się w zakresie 50–70%. Z kolei dla aplikacji, które wymagają najwyższej jakości połączeń lutowanych szczególnie istotne okazały się kompozytowe stopy z dodatkiem nanocząstek tlenku tytanu (SAC-1.0_TiO₂(p₁)) oraz tlenku glinu (SAC-0.25_Al₂O₃(p)), które charakteryzowały się lepszą zwilżalnością w porównaniu z referencyjnym stopem SAC0307. Równie istotne znaczenie ma zarówno profil temperaturowy procesu lutowania, jak i sposób przygotowania pasty lutowniczej, gdyż mogą istotnie wpływać na zwilżalność past lutowniczych.

3.7 Temperatura topnienia kompozytowych stopów lutowniczych

W niniejszym podrozdziale zaprezentowano wyniki przeprowadzonych prac badawczych, które dotyczy badań temperatury topnienia kompozytowych stopów lutowniczych zawierających dodatki nanocząstek SiC, TiO₂(p₁) oraz Al₂O₃. Badanie zrealizowane zostały przy współpracy z Sieć Badawcza Łukasiewicz – Krakowski Instytut Technologiczny. Poniżej zamieszczono wykres (Rys. 3.18), na którym przedstawiono uzyskane (znormalizowane) krzywe DSC dla badanych stopów lutowniczych.



Rys. 3.18. Znnormalizowane krzywe DSC otrzymane podczas pomiaru temperatury topnienia kompozytowych stopów lutowniczych zawierających dodatki SiC(p), TiO₂(p₁) oraz Al₂O₃(p).

Jak wynika z rysunku przedstawionego powyżej (Rys. 3.18), proces topnienia ma charakter endotermiczny, co oznacza konieczność dostarczenia energii cieplnej do układu. W analizie DSC przejawia się to w postaci piku endotermicznego, odpowiadającego pochłanianiu ciepła związanego z przemianą fazową ze stanu stałego w ciekły. Zjawisku temu towarzyszy wzrost energii wewnętrznej badanego materiału. Zmiana entalpii (ΔH) w reakcji endotermicznej jest dodatnia ($\Delta H > 0$). Ponieważ stop SAC0307, o składzie $\text{Sn}_{99,3}\text{Ag}_{0,3}\text{Cu}_{0,7}$ nie jest stopem eutektycznym który topi się w przedziale temperatur, co oznacza, że nie można wyznaczyć temperatury eutektycznej (najniższej temperatura, w której układ dwóch lub więcej substancji o składzie eutektycznym zaczyna krzepnąć, tworząc mieszaninę stałą (eutektykę)). W zamian tego, na podstawie pomiarów możliwe jest wyznaczenie temperatury likwidusu (temperatury przy której podczas chłodzenia cieczy zaczyna wytrącać się pierwsza faza stała) i solidusu (najwyższej temperatury, w której materiał jest w pełni stały, zaczynając od stanu ciekłego) (Tab. 3.2).

Tab. 3.2. Wartości wyznaczonych temperatur początku przemian endotermicznych dla referencyjnego stopu lutowniczego SAC0307 oraz kompozytowych stopów lutowniczych z dodatkiem SiC(p), $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ i $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$.

Material	Temperatura [°C]	
	Solidus	Likwidus
REF. SAC0307	214	217
SAC-1.0_SiC(p)	214,1	221,6
SAC-0.5_SiC(p)	213,5	218,5
SAC-1.0_TiO ₂ (p ₁)	213,7	219,8
SAC-0.5_TiO ₂ (p ₁)	214,1	218,5
SAC-1.0_Al ₂ O ₃ (p)	213,9	222,2
SAC-0.5_Al ₂ O ₃ (p)	214,2	219,9

Dokonując analizy uzyskanych wyników (Rys. 3.18 oraz Tab. 3.2) można zauważyć występowanie charakterystycznych pików endotermicznych, które związane są z procesem topnienia. Piki interpretowane są jako dwa etapy topnienia różnych składników faz stopów lutowniczych. W przypadku stopu referencyjnego (SAC0307) analiza DSC wykazała, że proces topnienia zachodzi w zakresie temperatur od około 214 °C do około 217 °C. Jest to typowe dla stopów nieeutektycznych, dla których topnienie nie odbywa się w jednej temperaturze, lecz

przebiega stopniowo w pewnym przedziale. Uzyskany zakres jest zgodny z danymi literaturowymi, w których temperaturę topnienia niskosrebrowego stopu SAC0307 określa się na poziomie około 217 °C (Lu i in., 2022; Tikale i Narayan Prabhu, 2020).

W przypadku kompozytowych stopów lutowniczych z dodatkiem SiC(p), TiO₂(p) oraz Al₂O₃(p) zaobserwowano niewielkie zmiany temperatur topnienia w porównaniu do stopu referencyjnego SAC0307. Dla etapu I (solidus – początek topnienia) różnice mieszczą się w przedziale ± 0,5–1 °C, co wskazuje na stosunkowo mały wpływ dodatków ceramicznych na zakres topnienia. Natomiast w etapie II (liquidus – koniec topnienia) zmiany są bardziej wyraźne, gdzie dla stopu lutowniczego SAC-1,0_Al₂O₃(p) zmierzono temperaturę równą około 222,2 °C, a dla pozostałych kompozytowych stopów lutowniczych temperatury końca topnienia znajdowały się w przedziale od 218,5 °C (SAC-0,5_TiO₂(p)₁) do 221,6 °C (SAC-1,0_SiC(p)).

Zaobserwowana prawidłowość jest zgodna z badaniami naukowymi, które wskazują, iż dodatek TiO₂ do stopów SAC prowadzi do niewielkiego wzrostu temperatury topnienia (Chang i in., 2011). Ponadto, dla kompozytowych stopów lutowniczych (na bazie SAC305), które zawierały dodatki TiO₂ oraz Al₂O₃ badacze zaobserwowali również niewielki wzrost temperatury, co argumentowane jest wysokimi temperaturami topnienia zastosowanych materiałów ceramicznych (Muzin i in., 2023). Również prace badawcze analizujące SAC355 z nanocząstkami Al₂O₃ wykazały wzrost temperatury topnienia wraz ze wzrostem zawartości cząstek (Al-Sorory i in., 2022). Wszystkie te prace badawcze potwierdzają, że obserwowane zmiany temperatur topnienia w badanych kompozytach mieszczą się w zakresie spodziewanym dla stopów z dodatkami ceramicznymi.

Podsumowując, analiza znormalizowanych krzywych DSC wykazała, że wprowadzenie umocnień w postaci SiC(p), TiO₂(p₁) oraz Al₂O₃(p) do stopów lutowniczych SAC0307 wpływa na temperatury topnienia, przy czym obserwowane zmiany są zróżnicowane w zależności od etapu topnienia. Pierwszy etap topnienia uległ jedynie nieznacznemu obniżeniu o 0,5–1 °C, co sugeruje minimalny wpływ dodatków na inicjację topnienia stopu. Natomiast w drugim etapie topnienia zaobserwowano wyraźniejszy wzrost temperatury, osiągający wartość 222,2 °C dla kompozytu SAC-1,0_Al₂O₃(p), podczas gdy pozostałe stopy wykazują umiarkowany wzrost w przedziale 218,5–221,6 °C. Wyniki te wskazują, że obecność nanocząstek może stabilizować stop lutowniczy w wyższych temperaturach topnienia, co może mieć znaczenie w kontekście jego właściwości termicznych i zastosowań w procesach lutowania wymagających wyższej odporności na ciepło.

4. Badania i analiza właściwości kompozytowych połączeń lutowanych tranzystorów MOSFET

4.1 Przygotowanie próbek badawczych

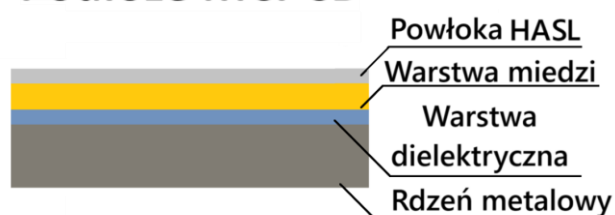
Obiektami badawczymi podczas realizowanych badań były układy elektroniczne, w których tranzystory MOSFET przyłutowane zostały do podłoża z rdzeniem metalowym MCPCB (*ang. Metal Core Printed Circuit Board*). Wybór tego rodzaju podłoża wynikał z jego korzystnych właściwości termicznych, w szczególności niskiej rezystancji termicznej oraz wysokiej zdolności do rozpraszania ciepła w porównaniu z konwencjonalnymi podłożami FR-4. Dzięki zastosowaniu metalowego rdzenia możliwe jest skuteczniejsze odprowadzanie ciepła generowanego przez elementy mocy, co prowadzi do obniżenia temperatury złącza oraz wpływa na poprawę niezawodności badanego układu (Pelletier i in., 2019, Teeba oraz Mutharasu, 2012; Raypah i in., 2016). W tabeli poniżej (Tab. 4.1) opisano najważniejsze parametry techniczne podłoża wykorzystanego podczas przeprowadzonych eksperymentów.

Tab. 4.1 Parametry podłoża MCPCB wykorzystanego podczas prac eksperymentalnych.

Parametr	Jednostka	Wartość średnia
Efektywna przewodność cieplna MCPCB	W/m·K	3,0
Grubość warstwy miedzi	μm	35
Grubość warstwy dielektrycznej (Al ₂ O ₃)	mm	0,1
Grubość warstwy metalowej (rdzeń)	mm	1,465
Grubość powłoki HASL	μm	15
Grubość całkowita	mm	1,6

Poniżej zamieszczono ilustrację (Rys. 4.1), która w sposób symboliczny pokazuje przekrój poprzeczny podłoża MCPCB.

Podłoże MCPCB



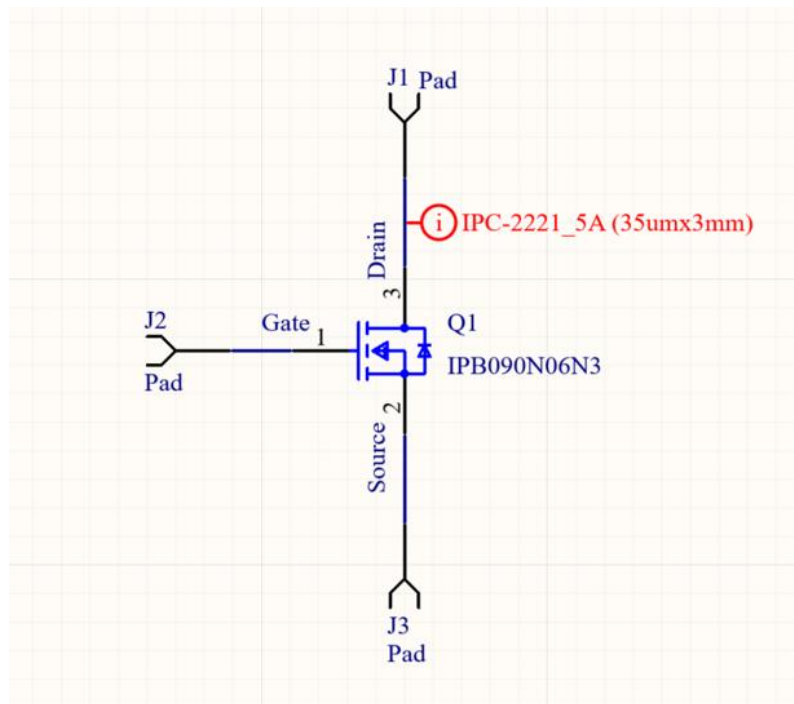
Rys. 4.1. Przekrój poprzeczny podłoża MCPCB.

Jak przedstawiono na rysunku powyżej (Rys. 4.1), typowa budowa podłoża MCPCB składa się z kilku warstw ułożonych kolejno od strony montażu elementów: warstwy wykończeniowej HASL, warstwy miedzi (Cu), warstwy dielektrycznej oraz metalowego rdzenia. Warstwa HASL stanowi powierzchniowe wykończenie pól lutowniczych i powstaje w procesie pokrywania odsłoniętej miedzi roztopionym stopem lutowniczym, po czym nadmiar lutowia jest usuwany strumieniem gorącego powietrza. Zapewnia to dobrą lutowność oraz zabezpiecza powierzchnię miedzi przed utlenianiem. Grubość tej warstwy zależy od parametrów procesu technologicznego, jednak zazwyczaj mieści się w zakresie kilkunastu do kilkudziesięciu mikrometrów (Ramli i in., 2023; Froš i in., 2020). Bezpośrednio pod nią znajduje się warstwa miedzi stanowiąca właściwą warstwę przewodzącą, której typowa grubość w wielu aplikacjach wynosi 35 μm (1 oz/ft²), chociaż w układach o większym obciążeniu prądowym może być zwiększana (IPC-2221, 2012). Kolejno, pod warstwą miedzi znajduje się warstwa dielektryczna, której zadaniem jest zapewnienie izolacji elektrycznej pomiędzy obwodem a metalowym rdzeniem, przy jednoczesnym możliwie efektywnym przewodzeniu ciepła. W podłożach MCPCB warstwa ta ma zazwyczaj grubość około 0,075–0,15 mm i zawiera dodatki ceramiczne, takie jak tlenek glinu lub azotek glinu, które zwiększają przewodność cieplną materiału izolacyjnego. Ostatnią warstwę stanowi metalowy rdzeń, który odpowiada za rozpraszanie ciepła i jego odprowadzanie do radiatora lub otoczenia. Najczęściej wykonywany jest on z aluminium, rzadziej z miedzi lub stali, przy czym aluminium jest powszechnie stosowane ze względu na korzystny stosunek przewodności cieplnej, masy oraz kosztu materiału (Teeba i Mutharasu, 2012; Raypah i in., 2016).

Do wykonania połączeń lutowanych zastosowano standardowy stop lutowniczy SAC0307, który stanowił referencję. Dodatkowo w trakcie procesu montażu powierzchniowego zastosowane zostały kompozytowe stopy lutownicze z dodatkiem nanoproszków węgla krzemu (SiC), tlenku tytanu (TiO₂) oraz tlenku glinu (Al₂O₃) w różnych stężeniach oraz o różnych kształtach cząstek podstawowych (*ang. primary particles*) (3.1). Celem tego podejścia było dokładne określenie wpływu rodzaju zastosowanych materiałów umacniających na właściwości cieplne przylutowanych elementów półprzewodnikowych. Próbkę przygotowaną została w formie rzeczywistych układów testowych, w których przylutowany element półprzewodnikowy (tranzystor MOSFET) pełnił rolę źródła ciepła oraz obiektu, który odwzorowuje rzeczywiste warunki pracy elementów półprzewodnikowych w typowych aplikacjach elektronicznych.

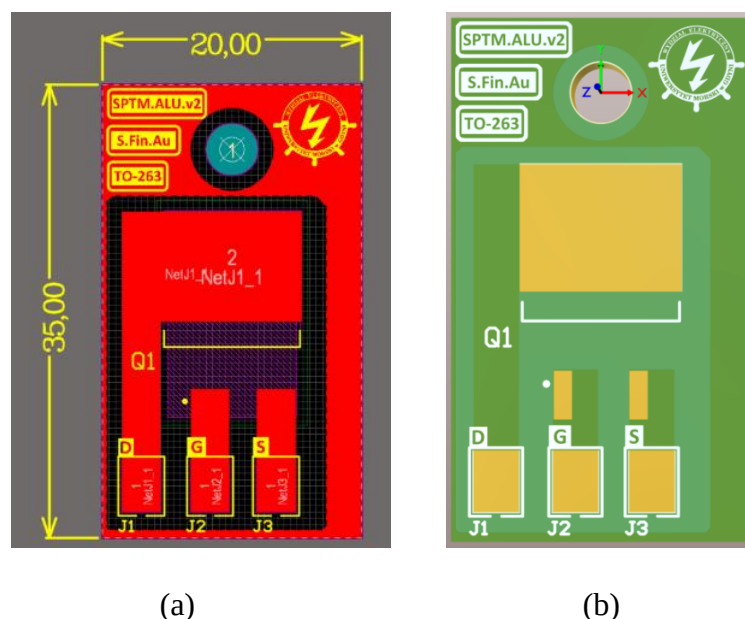
4.1.1 Projekt obwodu drukowanego

Projekt zrealizowany został przy pomocy oprogramowania do projektowania obwodów drukowanych Altium Designer 22 i składał się z dwóch części: schematu obwodu (*ang. circuit schematic*) oraz układu połączeń miedzianych ścieżek i rozmieszczenia padów lutowniczych (*ang. PCB layout*). Schemat zawierał symbol elektryczny przyrządu półprzewodnikowego w postaci tranzystora MOSFET (Q1 – IPB090N06N3), którego wyprowadzania podłączone zostały do padów pomiarowych (J1, J2 oraz J3). Na rysunku poniżej (Rys. 4.2) zamieszczono schemat zaprojektowanego obwodu drukowanego.



Rys. 4.2. Schemat elektryczny projektu PCB wykorzystanego podczas prac badawczych.

Obwód drukowany charakteryzował się występowaniem tylko jednej warstwy miedzi (górna powierzchnia) o grubości równej 35 μm . Końcowa grubość obwodu drukowanego wynosiła 1,6 mm. Poniżej (Rys. 4.3) przedstawiono widok PCB, gdzie pokazano widok ułożenia przyrządu półprzewodnikowego wraz z podłączonymi ścieżkami miedzi do padów pomiarowych oraz wymiarami podłoża podanymi w mm (Rys. 4.3a), widok obwodu drukowanego z warstwą soldermaski (Rys. 4.3b).



Rys. 4.3. Projekt obwodu drukowanego: (a) warstwa miedzi z widocznymi ścieżkami przewodzącymi, polami lutowniczymi oraz wymiarami podłoża podanymi w mm, (b) widok obwodu drukowanego z naniesioną warstwą soldermaski.

Obwody drukowane wykonane w powyżej opisany sposób (Rys. 4.2 oraz Rys. 4.3) umożliwiły otrzymanie powtarzalnych warunki montażu tranzystorów, a także zapewniły podstawę do dalszych badań termicznych, mikrostrukturalnych oraz analizy pustych przestrzeni w połączeniach lutowanych.

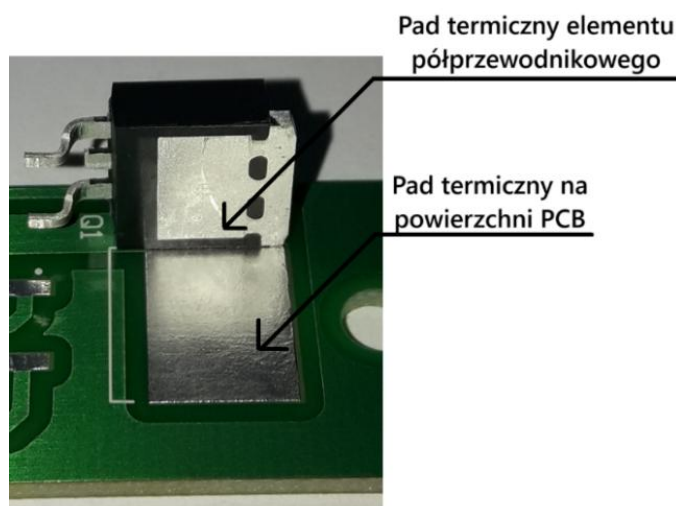
4.1.2 Montaż powierzchniowy tranzystorów MOSFET

Jako źródło ciepła zastosowano tranzystor MOSFET w obudowie TO-263 (D2PAK). Wybór tranzystora MOSFET do tego typu badań związany był bezpośrednio z jego właściwościami oraz cechami. Jest on zamknięty w obudowie powszechnie stosowanej dla dyskretnych tranzystorów mocy, a jego realizacja w postaci pojedynczej struktury półprzewodnikowej ułatwia zastosowanie pośredniej metody elektrycznej do charakryzacji jego właściwości cieplnych. W kolejnej tabeli (Tab. 4.2) zamieszczono kluczowe parametry MOSFET IPB090N06N3.

Tab. 4.2. Wybrane parametry termiczne i elektryczne tranzystora MOSFET IPB090N06N3 [IPB090N06N3 G – Infineon Technologies, OptiMOS™ 3, 60 V, N-channel Power MOSFET].

Parametr	Wartość	Jednostka
Napięcie dren-źródło (V_{DS})	60	V
Napięcie bramka-źródło (V_{GS})	± 20	V
Prąd ciągły drenu (I_D)	50	A
Całkowite rozproszenie mocy dla $T_c = 25^\circ\text{C}$ (P_D)	71	W
Rezystancja termiczna złącze-obudowa ($R_{th(j-c)}$)	1,6	$^\circ\text{C/W}$

Jedną z kluczowych cech, która miała wpływ na wybór elementu półprzewodnikowego to jego obudowa – obudowa TO-263 (D2PAK). Jest to obudowa charakteryzująca się obecnością dużego padu termicznego na spodzie tranzystora. Powoduje to, iż element ten ma dużą powierzchnię lutowania na styku z warstwą miedzi obwodu drukowanego. Poniżej (Rys. 4.4) zamieszczono zdjęcie przedstawiające pad termiczny przyrządu półprzewodnikowego oraz pad termiczny na powierzchni obwodu drukowanego – warstwa miedzi pokryta warstwą cyny (HASL).



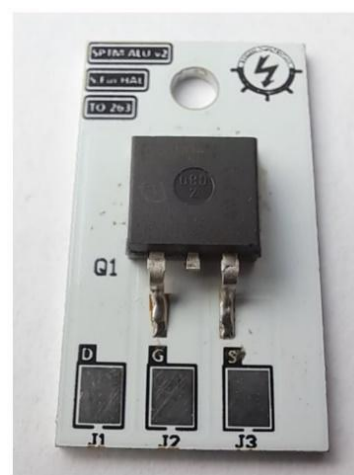
Rys. 4.4. Widok padu termicznego przyrządu półprzewodnikowego oraz padu termicznego na powierzchni obwodu drukowanego z warstwą miedzi pokrytą powłoką HASL.

Duży pad termiczny umożliwia efektywne odprowadzenie ciepła z wnętrza struktury półprzewodnikowej do płytki drukowanej, co jest istotne w przypadku analizy parametrów termicznych elementów półprzewodnikowych oraz zbadaniu wpływu procesu montażu

powierzchniowego na te parametry. Występowanie dużego pola lutowniczego umożliwia szczegółową analizę zjawisk związanych z transferem ciepła, a także ocenę jakości połączenia lutowanego, w tym analizę występowania pustek lutowniczych, które mogą mieć znaczący wpływ na impedancję termiczną elementu, a w konsekwencji na jego rezystancję termiczną. W trakcie testów, pasta lutownicza наносzona była za pomocą metody sitodruku, gdzie wykorzystano szablon o grubości 125 μm . Do montażu powierzchniowego zastosowano metodę lutowania w piecu okresowym (*ang. Batch Oven*), w którym profil temperaturowy procesu lutowania cechuje się wolniejszym i łagodniejszym etapem nagrzewania oraz dłuższym czasem przebywania w temperaturze zbliżonej do temperatury maksymalnej, niż ma to miejsce w typowych piecach przepływowych stosowanych w technologii reflow (Rys. 3.2 – krzywa w kolorze zielonym). Poniżej zaprezentowano zdjęcia (Rys. 4.5), gdzie pokazano próbki testowe podczas procesu lutowania w piecu okresowym (Rys. 4.5a) oraz próbkę badawczą z przylutowanym tranzystorem MOSFET do podłoża z rdzeniem aluminiowym (Rys. 4.5b).



(a)



(b)

Rys. 4.5. Zdjęcia próbek testowych: (a) próbki testowe podczas procesu lutowania (podłoże FR4) oraz (b) polutowany układ na podłożu MCPCB.

4.2 Metody badań

4.2.1 Pomiar parametrów termicznych

W celu wyznaczenia parametrów termicznych tranzystorów MOSFET zastosowana została pośrednia metoda elektryczna. Wykorzystuje ona jednoznaczną zależność wybranego parametru elektrycznego od temperatury. Metoda umożliwia wykonanie pomiaru przejściowej

Pomiar impedancji termicznej próbki badawczej za pomocą pośredniej metody elektrycznej podzielony został na trzy etapy. W metodzie tej pierwszy etap związany jest z kalibracją. Etap ten polega na wyznaczeniu charakterystyki termometrycznej badanego przyrządu półprzewodnikowego, czyli pomiarze zależności wykorzystywanego parametru termoczułego (U_{GS} – napięcie bramka-źródło) od temperatury wnętrza struktury (T_j). W tym celu próbka badawcza umieszczana jest w komorze cieplnej, w której temperatura regulowana jest przy użyciu termostatu. Podczas wykonywania pomiaru przełącznik S_1 (Rys. 4.6) pozostaje zwarty, tranzystor T_1 pracuje w zakresie nasycenia przy stałym niskim napięciu U_{DS} , a w drenie rozpraszana jest moc wywołana prądem pomiarowym I_M . Zarejestrowane dane umożliwiają wyznaczenie nachylenia charakterystyki termometrycznej α_V (Górecki i Posobkiewicz, 2021; Górecki i Posobkiewicz, 2024; Pietruszka i in., 2022).

69

półprzewodnikowego T_j na skutek zjawiska samonagrzewania. Etap ten trwa do osiągnięcia stanu ustalonego, czyli stanu, w którym temperatura wnętrza ulega stabilizacji – płynący prąd I_H nie powoduje już dalszego wzrostu temperatury wnętrza (Górecki i Posobkiewicz, 2024; Pietruszka i in., 2022).

Ostatni etap pomiarów polega na rejestracji napięcia U_{GS} , które rośnie na skutek studzenia się elementu od momentu zwarcia przełącznika S_1 – wówczas prąd drenu jest równy I_M . Pomiar parametru U_{GS} trwa do momentu osiągnięcia stanu termicznie ustalonego badanej próbki.. Uzyskany przebieg czasowy napięcia $U_{GS}(t)$ jest zarejestrowany za pomocą przetwornika analogowo - cyfrowego (A/D), a na jego podstawie możliwe jest wyznaczenie przebiegu przejściowej impedancji termicznej ($Z_{th(j-a)}$) w oparciu o wzór (Górecki i Posobkiewicz, 2024; Pietruszka i in., 2022):

$$(4.1) \quad Z_{th(j-a)} = \frac{\Delta U_{GS}}{\alpha_V \cdot P_H};$$

oraz

$$\Delta U_{GS} = U_{GS}(t = 0) - U_{GS}(t);$$

gdzie:

- a) ΔU_{GS} – przebieg czasowy zmiany bramka-źródło;
- b) α_V – współczynnik kierunkowy krzywej termometrycznej;
- c) P_H – moc grzewcza wydzielana w badanym tranzystorze;
- d) $U_{GS}(t=0)$ – napięcie bramka-źródło w chwili początkowej pomiaru;
- e) $U_{GS}(t)$ – napięcie bramka-źródło w funkcji czasu.

Następnie, na podstawie zarejestrowanych przebiegów przejściowej impedancji termicznej ($Z_{th(j-a)}$), wyznaczana jest wartość rezystancji termicznej ($R_{th(j-a)}$) dla każdej z badanych próbek testowych. W tym celu analizowano końcowy, ustalony fragment przebiegu impedancji termicznej, który odpowiada stanowi termicznie ustalonemu w układzie, czyli sytuacji, w której temperatura wewnętrzna przyrządu półprzewodnikowego przestaje się zmieniać w czasie, a gradienty temperatury osiągają stan równowagi. Rezystancja termiczna jest obliczana jako wartość impedancji termicznej dla długiego czasu nagrzewania, zgodnie ze wzorem (Górecki i Posobkiewicz, 2024; Pietruszka i in., 2022):

$$(4.2) \quad R_{th(j-a)} = \lim_{t \rightarrow \infty} Z_{th(j-a)}.$$

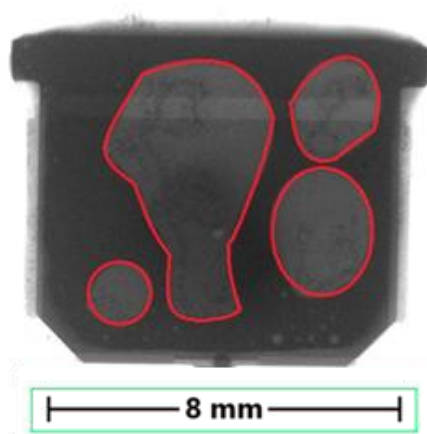
Wykorzystana metoda pomiarowa czyli pośrednia metoda elektryczna, umożliwiła pomiar przejściowej impedancji termicznej badanych tranzystorów MOSFET. Dzięki wykorzystaniu napięcia bramka–źródło U_{GS} jako parametru termoczułego, możliwe było uzyskanie wysokiej rozdzielczości pomiaru temperatury wewnętrznej przyrządu, co z kolei przekłada się na wiarygodność i dokładność końcowych wyników. Zrealizowana procedura pomiarowa składająca się z kalibracji charakterystyki termometrycznej, etapu nagrzewania oraz rejestracji odpowiedzi termicznej w czasie, pozwala na ocenę właściwości termicznych materiałów i struktur połączeń lutowanych. Analiza uzyskanych charakterystyk termicznych pozwala również pośrednio ocenić wpływ właściwości termicznych materiałów oraz jakości połączeń lutowanych na proces odprowadzania ciepła. Zmiany w mikrostrukturze połączenia lutowanego, obecność pustek lutowniczych (*ang. solder voids*) lub różnice w przewodności cieplnej zastosowanych materiałów mogą prowadzić do zmian rezystancji i impedancji termicznej badanego układu (Székely i Bien, 1998; Biswal i in., 2006). Tym samym, zastosowana metoda stanowi kluczowy element całego procesu badawczego, zarówno w kontekście charakterystyki cieplnej badanych struktur, jak i w zakresie oceny jakości procesu lutowania oraz doboru materiałów pod kątem ich niezawodności i efektywności termicznej w rzeczywistych warunkach pracy układów elektronicznych.

4.2.2 Pomiar powierzchni pustek lutowniczych

W celu analizy wielkości obszaru pustek lutowniczych w połączeniach lutowanych, zastosowana została metoda radiografii rentgenowskiej (*ang. X-ray imaging*). Metoda ta umożliwia wykonanie analizy ilości obszaru pustek w połączeniu lutowanym bez niszczenia próbki badawczej. Na zdjęciach radiografii rentgenowskiej połączenie lutowane przyjmuje zazwyczaj kolor czarny, podczas gdy pustki lutownicze widoczne są jako nieregularne kształty – „plamy”, w odcieniach szarości (Sayed i in., 2025; Kong i in., 2024).

Analizę ilościową wykonanych zdjęć rentgenowskich przeprowadzono z wykorzystaniem oprogramowania ImageJ, które umożliwia wykonanie dokładnego pomiaru powierzchni na podstawie dwuwymiarowego obrazu. Proces pomiaru pustek lutowniczych składał się z trzech etapów. Etap pierwszy związany był z kalibracją obrazu. Polegał on na określeniu skali pomiarowej bazując na znanej odległości widocznej na obrazie, np. wzornik odległości. Kalibracja umożliwiła wykonanie konwersji rozdzielczości obrazu z pikseli na jednostki rzeczywiste, czyli mm (Krammer i in., 2022).

Drugi etap dotyczy identyfikacji pustek, który polegał na zdefiniowaniu (zaznaczeniu) obszarów odpowiadającym pustkom lutowniczym. W związku z tym, iż kształt pustek lutowniczych był nieregularny, podczas analizy wykorzystywano funkcje umożliwiające zdefiniowanie obszarów pustych przestrzeni lutowniczych na podstawie różnicy w kolorach (odcieniach) pikseli (Krammer i in., 2022). Poniżej przedstawiono zdjęcie rentgenowskie (Rys. 4.7), na którym widoczny jest przylutowany tranzystor w obudowie TO-263 (D2PAK).



Rys. 4.7. Zdjęcie rentgenowskie tranzystora MOSFET w obudowie TO-263 z widocznymi pustkami lutowniczymi (szare obszary z czerwonymi krawędziami), oraz naniesioną skalą pomiarową (zielona ramka)

Jak wynika z obrazu powyżej (Rys. 4.7), obraz przedstawia wnętrze połączenia lutowanego z wyraźnie zaznaczonymi obszarami pustek lutowniczych – szare pola z czerwonymi krawędziami. Dodatkowo, w zielonej ramce umieszczono skalę pomiarową, która umożliwia kalibrację – proces zamiany pikseli na jednostki miary, co pozwala na wykonanie dokładnej analizy ilościowej.

Ostatni etap związany jest z obliczeniami pola powierzchni pustych przestrzeni lutowniczych. Od wartości pola powierzchni połączenia lutowanego ($40,5 \text{ mm}^2$ dla pada termicznego obudowy TO-263) odejmowano wartość pola powierzchni pustych przestrzeni lutowniczych (współczynnik pustek lutowniczych), a następnie wyznaczano ich procentowy udział w całym połączeniu lutowanym (Krammer i in., 2022), krzystając z równania

$$(4.4) \quad VR [\%] = \frac{A_{void}}{A_{pad}} \cdot 100\%;$$

gdzie:

- a) VR – wyrażony w procentach udział pustek w połączeniu lutowanym, wskaźnik pustek lutowniczych;

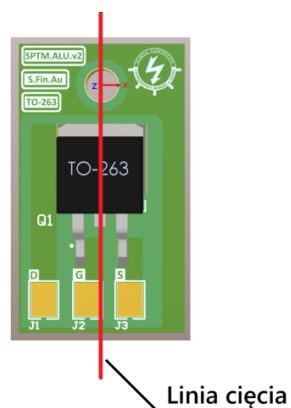
- b) A_{void} – całkowita powierzchnia pustek lutowniczych wyrażona w mm^2 ;
- c) A_{pad} – całkowita powierzchnia analizowanego pola lutowniczego wyrażona w mm^2 .

Podsumowując, zastosowane podejście oraz użyta metoda radiografii rentgenowskiej połączeń lutowanych, w połączeniu z przetwarzaniem obrazów za pomocą oprogramowania ImageJ, umożliwiły precyzyjne określenie udziału pustek lutowniczych (*ang. voids ratio*) w połączeniach lutowanych próbek testowych. Analiza oparta na obróbce zdjęć rentgenowskich, mimo swojej dwuwymiarowości, pozwoliła na ocenę jakości połączeń lutowanych i porównanie ich między sobą, a uzyskane wartości współczynnika pustych przestrzeni lutowniczych zostały następnie skorelowane z wynikami pomiarów parametrów termicznych.

4.2.3 Pomiar mikrostruktury połączeń lutowanych – SEM oraz SIMS

Jednym z istotniejszych aspektów prowadzonych badań w ramach niniejszej pracy doktorskiej był aspekt, związany z analizą budowy mikrostruktury połączenia lutowanego. W związku z tym, wymagane było zastosowanie metod badawczych umożliwiających wykonanie tego typu badań, a następnie korelację parametrów termicznych z zauważonymi zmianami. Takie podejście umożliwiło wykonanie dokładnej analizy związanej z wpływem warunków montażu powierzchniowego, w tym zastosowanego stopu lutowniczego, metody lutowania, temperatury oraz czasu lutowania (profil temperaturowy) na właściwości i budowę mikrostruktury połączenia lutowanego. Zastosowana metoda badawcza umożliwiła określenie obecności i grubości poszczególnych warstwy związków międzymetalicznych (*ang. Inter-Metallic Compound, IMC*), otrzymanie, zdefiniowanie granicy ziaren matrycy Sn oraz analizę obecności oraz ilości wtrąceń, w połączeniu lutowanym (Ye i in., 2001; Reid i in., 2008; Silk i in., 2012).

W tym celu, przygotowano zgłady metalograficzne. Kolejno, w zależności od etapu prac badawczych wykorzystano trzy techniki, które umożliwiły wykonanie dokładnej analizy mikrostrukturalnej, takie jak skaningową mikroskopie elektronową (*ang. Scanning Electron Microscopy, SEM*) oraz spektrometrię mas jonów wtórnych (*ang. Secondary Ion Mass Spectrometry, SIMS*). Poniżej zamieszczono ilustrację (Rys. 4.8), gdzie czerwoną linią zaznaczono miejsce przecięcia próbki testowej.



Rys. 4.8. Miejsce przecięcia próbki testowej.

Skaningowa mikroskopia elektronowa (SEM) jest techniką umożliwiającą obserwację powierzchni i przekrojów materiałów z wysoką rozdzielczością. Jej działanie opiera się na skanowaniu powierzchni odpowiednio przygotowanej próbki (zgląd metalograficzny) wiązką elektronów o wysokiej energii. Oddziaływanie elektronów z materiałem prowadzi do emisji m.in. elektronów wtórnych oraz elektronów wstecznie rozproszonych, których detekcja umożliwia uzyskanie obrazu mikrostruktury. Elektrony wtórne dostarczają przede wszystkim informacji o topografii powierzchni, natomiast elektrony wstecznie rozproszone pozwalają na uwidocznienie obszarów o różnym składzie pierwiastkowym. W przypadku połączeń lutowanych SEM umożliwia zatem obserwację morfologii połączenia lutowanego, faz międzymetalicznych, granic tych faz oraz potencjalnych defektów w postaci pustek lutowniczych (Goldstein i in., 2017; Hurtony i in., 2012; Hui i Law, 2000).

Spektrometria mas jonów wtórnych (SIMS) jest natomiast techniką analizy składu chemicznego powierzchni i warstw przypowierzchniowych. W trakcie pomiaru powierzchnia próbki jest bombardowana wiązką jonów pierwotnych, powodującą wybite z jej powierzchni atomów, cząsteczek oraz jonów wtórnych. Wybite jony są następnie rozdzielane i identyfikowane w spektrometrze masowym na podstawie stosunku ich masy do ładunku. Odpowiednia analiza sygnału SIMS pozwala określić obecność wybranych pierwiastków (np. SiC, Ti oraz Al) oraz, poprzez kontrolowane trawienie kolejnych warstw materiału, określić ich rozkład w funkcji głębokości. W badaniach połączeń lutowanych technika ta jest wykorzystywana do analizy rozkładu pierwiastków w obszarze połączenia oraz oceny procesów dyfuzji i tworzenia warstw międzymetalicznych (Vickerman i Briggs, 2013; Marin Carbonne i in., 2022).

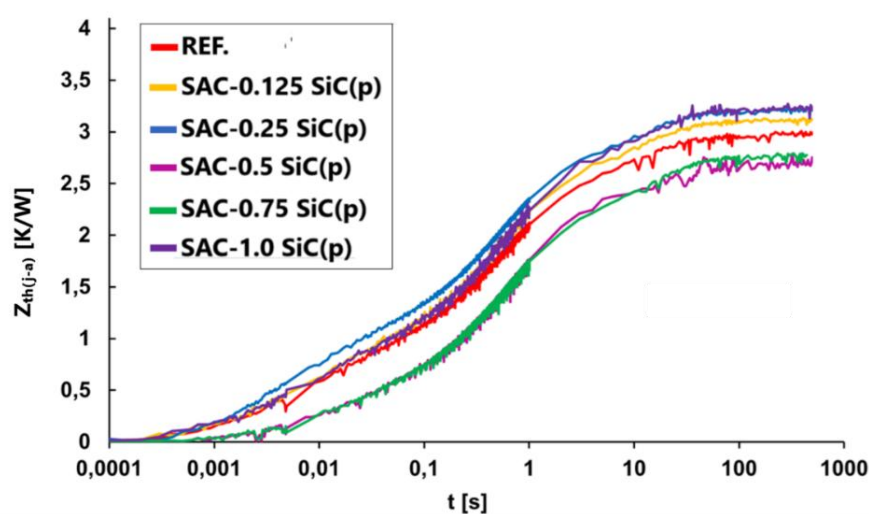
Zastosowanie obu metod pozwoliło na komplementarną charakterystykę badanych połączeń lutowanych. Obserwacje SEM dostarczyły informacji o ich morfologii

i mikrostrukturze, natomiast analiza SIMS umożliwiła uzupełnienie tych obserwacji o informacje dotyczące składu chemicznego i jego zmian w badanym obszarze. Takie połączenie metod jest szczególnie przydatne w analizie procesów zachodzących na granicy połączenia lutowane–metal (warstwa miedzi na powierzchni obwodu drukowanego), gdzie zmiany mikrostrukturalne są bezpośrednio związane z dyfuzją składników i powstawaniem faz międzymetalicznych. Ponadto, odpowiednie dobrane warunki zobrazowania pozwoliły na identyfikację mechanizmów odpowiedzialnych za formowanie się warstw międzymetalicznych, dyfuzję pierwiastków oraz potencjalne źródła defektów powstających podczas procesu lutowania.

4.3 Kompozytowe połączenia SAC_SiC(p) oraz SAC_SiC(f)

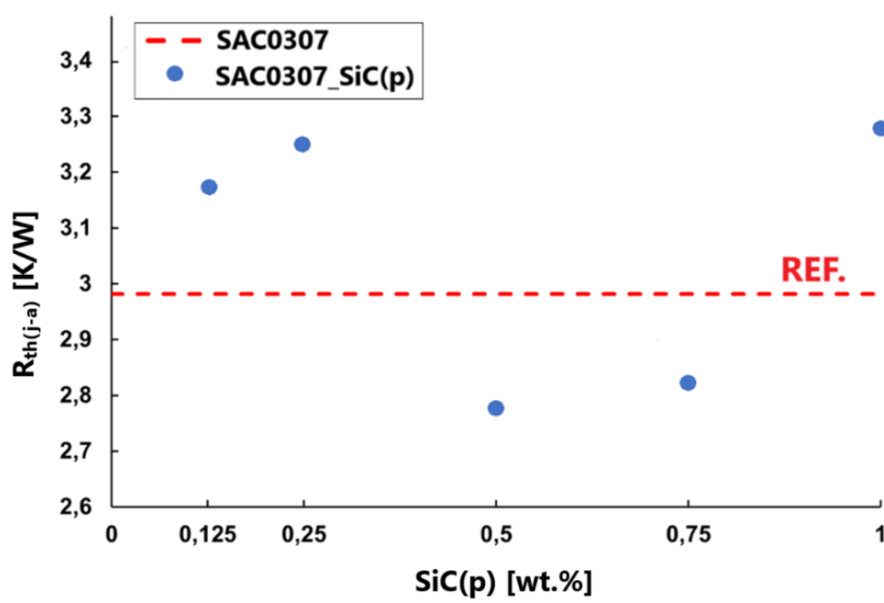
4.3.1 Parametry termiczne SAC_SiC(p) oraz SAC_SiC(f)

Pomiary parametrów termicznych zrealizowane zostały dla próbek testowych lutowanych w piecu okresowym (Rys. 3.2 – krzywa w kolorze zielonym), gdzie jako stop referencyjny wykorzystano niskosrebrową pastę lutowniczą typu SAC0307. Dodatkowo wykorzystane zostały kompozytowe pasty lutownicze z dodatkiem nanocząstek węgla krzemu (SAC_SiC(p)) oraz nanowłókien węgla krzemu (SAC_SiC(f)), gdzie stężenia umocnień wynosiły odpowiednio: 0,125 wt.%, 0,25 wt.%, 0,5 wt.%, 0,75 wt.% oraz 1,0 wt.%. W każdej grupie badawczej (rodzaj dodatku o danym stężeniu) znajdowało się po siedem próbek testowych w postaci obwodów drukowanych, na których przylutowano tranzystor MOSFET do podłoża typu MCPCB. Poniżej zaprezentowano krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej (Rys. 4.9) wyznaczone na podstawie pomiarów siedmiu próbek testowych.

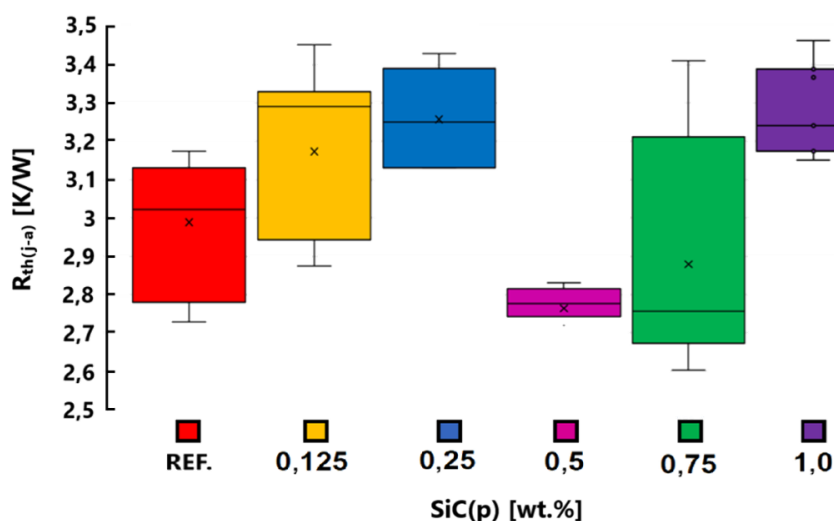


Rys. 4.9. Krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej połączeń SAC_SiC(p).

Następnie na podstawie zmierzonych wartości przejściowych impedancji termicznych (Rys. 4.9), wyznaczone zostały średnie wartości rezystancji termicznych próbek testowych. Poniżej zamieszczono kolejny rysunek (Rys. 4.10), na którym przedstawiono wyznaczone wartości średnich rezystancji termicznych dla próbek testowych z dodatkiem nanocząstek węgla krzemu (SiC(p)) (Rys. 4.10a) oraz wykres pudełkowy (Rys. 4.10b), pokazujący rozkład wyznaczonych wartości rezystancji termicznych w danej grupie.



(a)

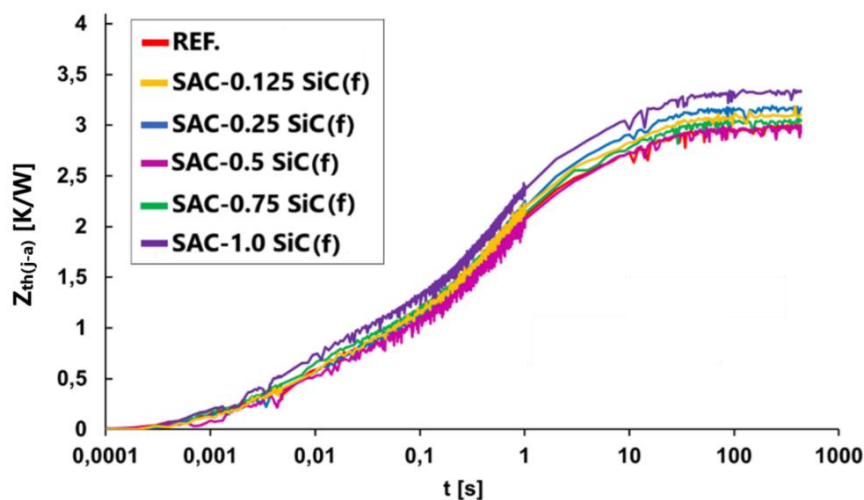


(b)

Rys. 4.10. Rezystancja termiczna połączeń SAC_SiC(p): (a) wartości średnie, (b) rozkład wartości.

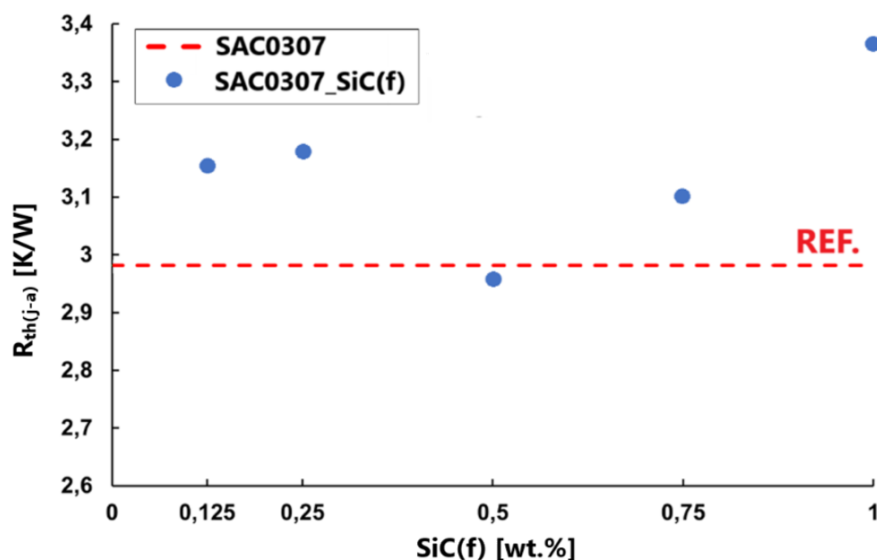
Kolejną grupą testową były próbki badawcze, które przygotowane zostały przy użyciu kompozytowych stopów lutowniczych z dodatkiem nanowłókien węgla krzemu (SiC(f)).

Poniżej zaprezentowano krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej (Rys. 4.11) wyznaczone na podstawie pomiarów siedmiu próbek testowych z dodatkiem nanowłókien węgla krzemu SiC(f).

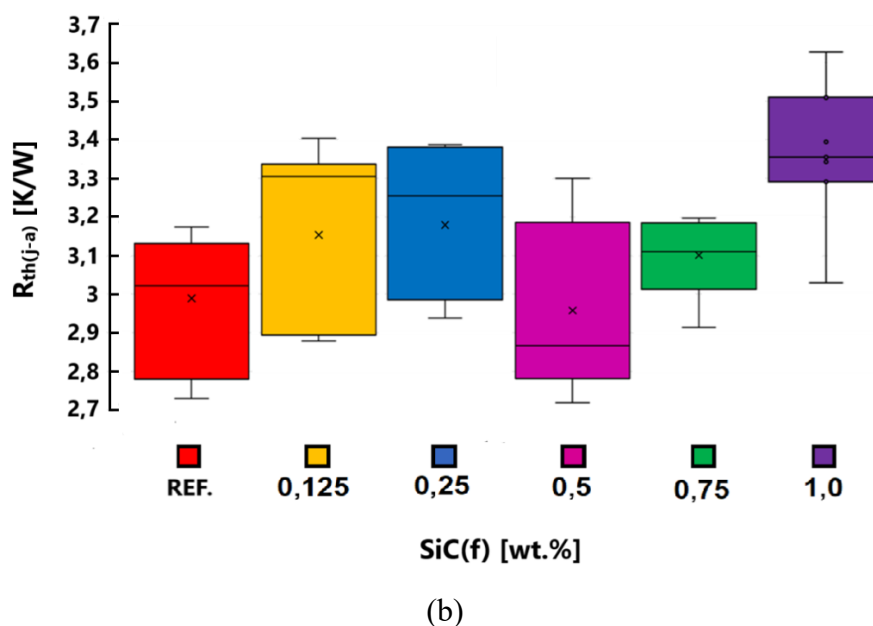


Rys. 4.11. Krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej połączeń SAC_SiC(f).

Następnie na podstawie zmierzonych wartości przejściowych impedancji termicznych (Rys. 4.11), wyznaczone zostały średnie wartości rezystancji termicznych próbek testowych. Poniżej rysunek (Rys. 4.12), na którym przedstawiono wyznaczone wartości średnich rezystancji termicznych dla próbek z dodatkiem nanowłókien węgla krzemu (SiC(f)) (Rys. 4.12a) oraz wykres pudełkowy (Rys. 4.12b), pokazujący rozkład rezystancji termicznych w danej grupie.



(a)



Rys. 4.12. Rezystancja termiczna połączeń SAC_SiC(f): (a) wartości średnie, (b) rozkład wartości.

Dokonując analizy zrealizowanych pomiarów przejściowych impedancji termicznych (Rys. 4.9 oraz Rys. 4.11) można stwierdzić, iż w zależności od rodzaju oraz stężenia dodatku węgla krzemu (SiC(p) oraz SiC(f)), kompozytowe stopy lutownicze w istotny sposób wpłynęły na wartość zmierzonych impedancji termicznych próbek testowych, co w konsekwencji miało wpływ na wyznaczone wartości rezystancji termicznych. W przypadku stopu referencyjnego (SAC0307), średnia wartość wyznaczonej rezystancji termicznej w badanej grupie (Rys. 4.10) wyniosła około 2,97 K/W.

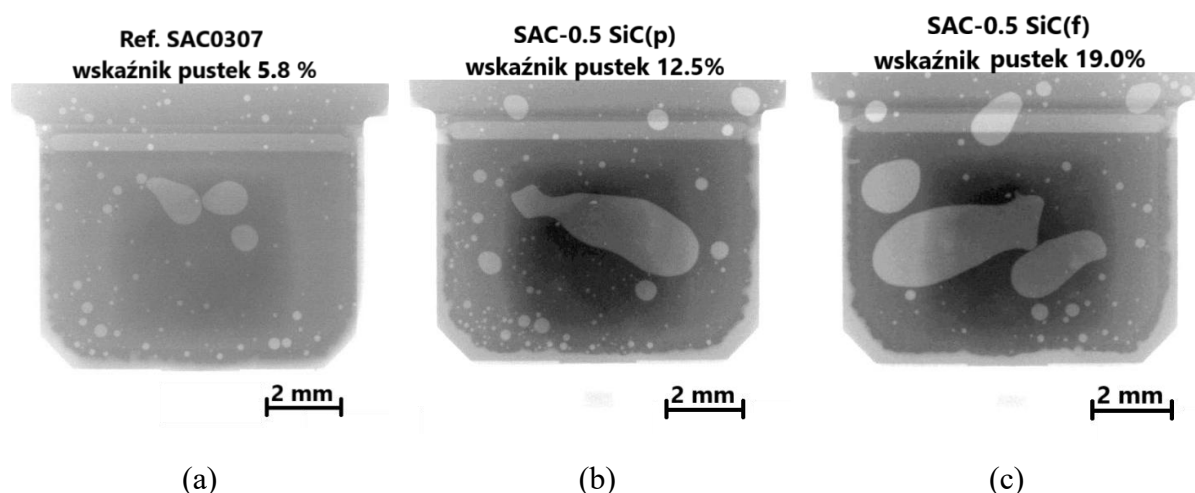
W przypadku połączeń lutowanych z dodatkiem nanocząstek węgla krzemu (SAC_SiC(p)), najniższe wartości zmierzonych impedancji termicznych, a kolejno wyznaczonych rezystancji termicznych otrzymano dla dodatku na poziomie 0,5 wt.% (Rys. 4.9 – krzywa w kolorze fioletowym), gdzie średnia wartość wyznaczonej rezystancji termicznej badanych próbek wynosiła około 2,78 K/W (Rys. 4.10). Uzyskany wynik świadczy o znacznej poprawie (obniżeniu parametrów cieplnych), gdyż procentowa różnica w stosunku do stopu referencyjnego (SAC0307) wynosi około 7%. Dodatkowo dokonując analizy wykresu pudełkowego (Rys. 4.10b) można zauważyć, iż dla próbek testowych wykonanych z użyciem użyciu kompozytowego stopu lutowniczego SAC-0.5_SiC(p) pomiary były bardziej spójne, a różnice pomiędzy poszczególnymi próbkami testowymi niewielkie – świadczy o tym zbliżone położenie mediany (linia pozioma) oraz wartości średniej (symbol „x”). Również dla kompozytowego stopu lutowniczego, gdzie dodatek nanocząstek węgla krzemu wynosił 0,75 wt.% (SAC-0.75_SiC(p)) zauważalna jest istotna różnica w stosunku do wartości rezystancji

termicznych próbek badawczych lutowanych przy użyciu stopu referencyjnego, gdzie uzyskana wartość jest niższa o około 5,4% (2,82 K/W – Rys. 4.10a). Jednak dokonując analizy wykresu pudełkowego (Rys. 4.10b) widać, iż w tej grupie (SAC-0.75_SiC(p)) różnice pomiędzy poszczególnymi wartościami wyznaczonych rezystancji termicznych są znacznie większe. Pozostałe stopy kompozytowe z dodatkiem nanocząstek węgla krzemu (SiC(p)), zarówno o wyższym stężeniu (1,0 wt.%) oraz niższym stężeniu (0,125 wt.% i 0,25 wt.%) spowodowały wzrost $R_{th(j-a)}$, gdzie najwyższa zmierzona wartość wynosiła 3,3 K/W (SAC-1.0_SiC(p)) i była wyższa o około 11% w stosunku do średniej wartości rezystancji termicznej grupy referencyjnej (SAC0307).

Dla połączeń lutowanych z dodatkiem nanowłókien węgla krzemu (SAC_SiC(f)), najniższą wartość parametrów termicznych otrzymano dla próbek testowych SAC-0.5_SiC(f), gdzie średnia wyznaczonej rezystancji termicznej w badanej grupie wyniosła około 2,96 K/W (Rys. 4.12). W stosunku do stopu referencyjnego (SAC0307) stanowi to niewielką różnicę wynoszącą około 0,7%. Podobnie jak w przypadku próbek testowych lutowanych przy użyciu kompozytowego stopu lutowniczego z dodatkiem nanocząstek węgla krzemu (SAC_SiC(p)), dla próbek badawczych lutowanych przy użyciu SAC_SiC(f), najwyższą wartość parametrów termicznych otrzymano dla kompozytowego stopu lutowniczego SAC-1.0_SiC(f), gdzie średnia wartość rezystancji termicznej w badanej grupie wyniosła około 3,35 K/W (Rys. 4.12). Dodatkowo, dokonując analizy wykresu pudełkowego (Rys. 4.12b) widać, iż w każdej grupie zauważalne są istotne różnice pomiędzy próbkami badawczymi.

4.3.2 Pustki lutownicze SAC_SiC(p) oraz SAC_SiC(f)

Kolejnym etapem prac badawczych z użyciem wykonanych próbek testowych z dodatkiem nanoproszków węgla krzemu (SiC(p) oraz SiC(f)) były badania, które dotyczyły analizy powierzchni pustek lutowniczych. W tym celu wytypowane zostały trzy grupy próbek testowych, dla których wykonana została analiza pustek lutowniczych, odpowiednio: grupa referencyjna (SAC0307), grupa SAC-0.5_SiC(p) oraz grupa SAC-0.5_SiC(f). Wybór próbek testowych do badań radiografii połączeń lutowanych związany był bezpośrednio z wartościami rezystancji termicznych, które zostały wyznaczone podczas pomiarów parametrów termicznych. Poniżej zamieszczono zdjęcia rentgenowskie (Rys. 4.13) dla wybranych próbek testowych z każdej grupy.



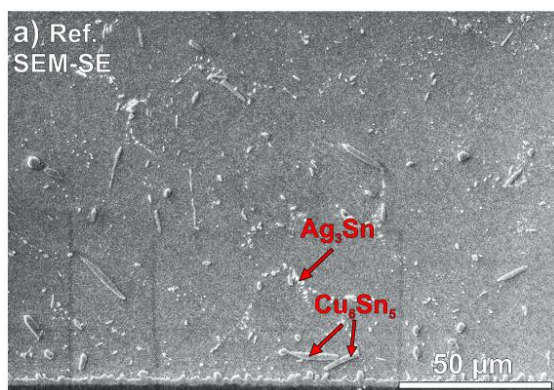
Rys. 4.13. Zdjęcia rentgenowskie połączeń lutowanych z wyznaczonymi wskaźnikami pustek lutowniczych: (a) SAC0307, (b) SAC_SiC(p) – 0,5 wt.%, (c) SAC_SiC(f) – 0,5 wt.%. [Skwarek i in., 2023].

Jak wynika z zdjęć przedstawionych powyżej (Rys. 4.13), połączenie lutowane SAC-0.5_SiC(p) (Rys. 4.13b) charakteryzuje się wskaźnikiem pustek na poziomie 12,5%. W przypadku połączenia lutowanego SAC-0.5_SiC(f) (Rys. 4.13c), wskaźnik pustek lutowniczych wynosi 19%. Dla referencyjnego połączenia lutowanego SAC0307 (Rys. 4.13a), wartość wskaźnika pustek wynosi zaledwie 5,8%. Wszystkie z wyznaczonych wartości wskaźników psutych przestrzeni lutowniczych znajdują się w dopuszczalnym przedziale określonym w normie IPC, który wynosi do 25% powierzchni połączenia lutowniczego (IPC-A-610D, 2005).

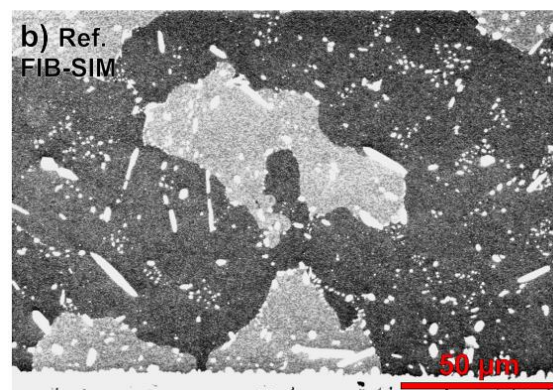
Wiadome jest, iż występowanie pustek w połączeniu lutowanym może w istotny sposób negatywnie wpływać na zaburzenia transferu ciepła z wnętrza przylutowanego elementu do podłoża, co w naturalny sposób wpływa na zwiększenie wartości parametrów termicznych (Lyu i in., 2025). Jednak pomimo faktu, iż wartości wyznaczonych wskaźników pustek dla kompozytowych stopów lutowniczych są wyższe (dla SAC-0.5_SiC(p) 12,5% oraz dla SAC-0.5_SiC(f) 19%) niż w przypadku referencyjnego połączenia lutowanego (dla SAC0307 5,8%), wartości zmierzonych impedancji termicznych (Rys. 4.9 oraz Rys. 4.11) i wyznaczonych rezystancji termicznych (Rys. 4.10 oraz Rys. 4.12), są niższe lub oscylują w podobnych granicach. W związku z tym można przypuszczać, że dodatki nanoproszków węgla krzemu (SiC(p) oraz SiC(f)) spowodowały istotne zmiany w mikrostrukturze tych połączeń lutowanych, co przyczyniło się do zmniejszenia wartości rezystancji termicznej, pomimo zwiększonej liczby pustek lutowniczych w połączeniu.

4.3.3 Mikrostruktura SAC_SiC(p) oraz SAC_SiC(f)

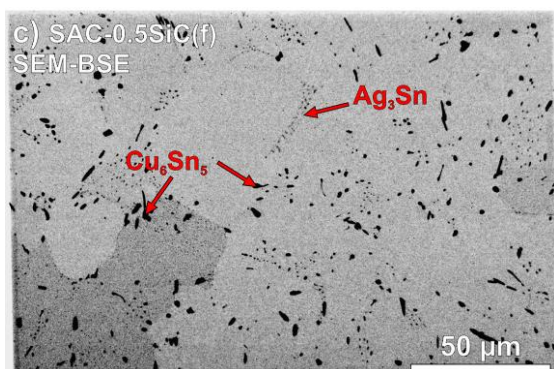
Kolejny etap prac badawczych związany był z badaniami mikrostruktury kompozytowych połączeń lutowanych. W tym celu wykorzystane zostały te same próbki badawcze, które poddane zostały badaniom radiografii (Rys. 4.13). Tego typu podejście umożliwiło zachowanie spójności pomiędzy uzyskanymi wynikami pomiarów parametrów termicznych oraz wyznaczonymi wskaźnikami pustych przestrzeni lutowniczych w połączeniach lutowanych. Poniżej przedstawiono obrazy mikrostruktury połączeń lutowanych (Rys. 4.14), które uzyskano przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM) z detekcją elektronów wtórnych (SE) oraz elektronów wstecznie rozproszonych (BSE). Obrazy (a) i (b) związane są z referencyjnym połączeniem lutowanym (SAC0307), natomiast obrazy od (c) do (f) przedstawiają mikrostrukturę połączeń wykonanych z użyciem kompozytowych stopów lutowniczych zawierających dodatki nanoproszków SiC w postaci nanowłókien (SiC(f)) oraz nanocząstek (SiC(p)).



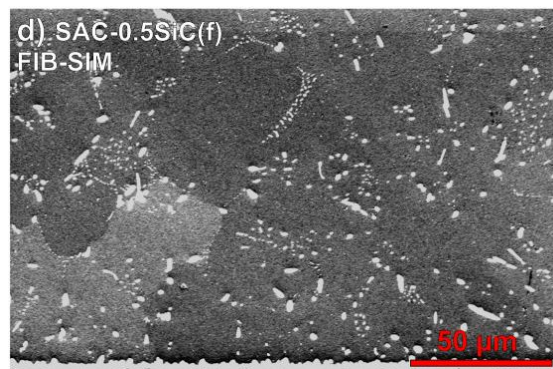
(a)



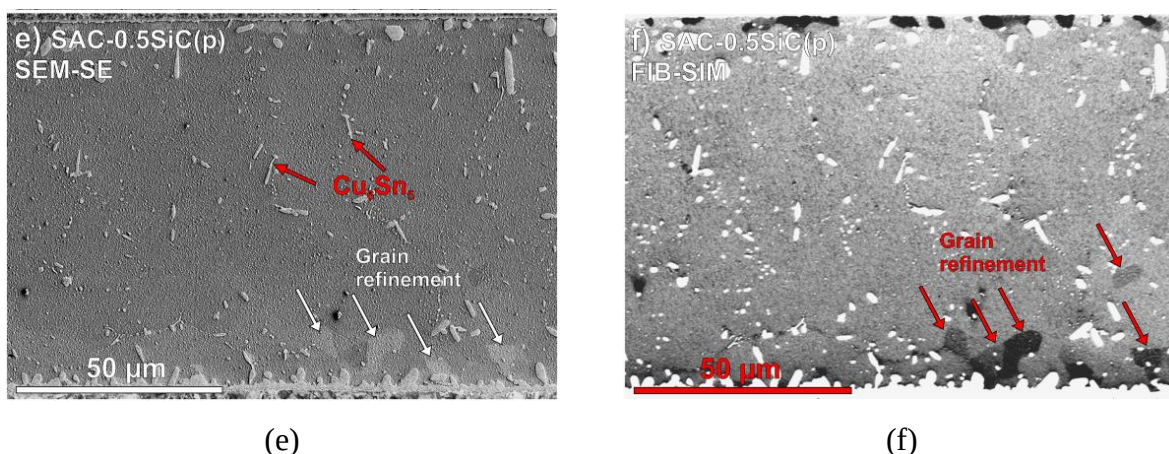
(b)



(c)



(d)

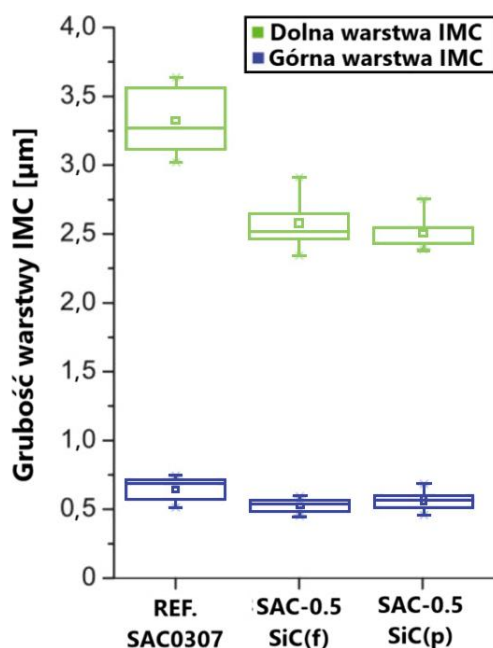


Rys. 4.14. Mikrostruktura połączeń lutowanych: (a) i (b) SAC0307, (c) i (d) SAC-0.5_SiC(f) oraz (e) i (f) SAC-0.5_SiC(p) [Skwarek i in., 2023].

Dokonując analizy zdjęć mikrostruktury połączeń lutowanych (Rys. 4.14) można zauważyć, że w połączeniach z dodatkiem nanocząstek SiC występuje wyraźne zmniejszenie rozmiaru ziaren fazy β -Sn w porównaniu do stopu referencyjnego. Ziarna mają zróżnicowaną orientację krystalograficzną, co dobrze uwidacznia się w mikrografiach FIB-SIM dzięki różnicom kontrastu (Rys. 4.14b, Rys. 4.14d oraz Rys. 4.14f). Zauważalna jest również tendencja do segregacji nanocząstek SiC na granicach ziaren, co sprzyja ich stabilizacji i ogranicza wzrost krystalitów podczas krzepnięcia. Potwierdza to mechanizm opisany teorią adsorpcji powierzchniowej, zgodnie z którą wysoka energia swobodna powierzchni β -Sn sprzyja adsorpcji cząstek SiC na powierzchni ziaren, prowadząc do zmniejszenia ich rozmiaru i poprawy jednorodności mikrostruktury osnowy lutowniczej (Skwarek i in., 2023).

Dodatkowo, wykonane zdjęcia mikrostruktury (Rys. 4.14) pokazały istotne różnice między badanymi próbkami. Pierwszą zauważalną różnicą była liczba i rozmieszczenie rozproszonych faz międzymetalicznych (IMC) Cu_6Sn_5 i Ag_3Sn w całej objętości połączenia, które zawsze lokalizują się na granicach ziaren β -Sn (Skwarek i in., 2021). W próbkach referencyjnych SAC0307 (Rys. 4.14a) oraz SAC-0.5SiC(f) (Rys. 4.14c) zauważono obecność zaglomerowanych obszarów („wysp”) Ag_3Sn , natomiast w próbkach SAC-0.5_SiC(p) (Rys. 4.14e) zjawisko to nie zostało zauważone. Liczba i rozmieszczenie rozproszonych faz Cu_6Sn_5 były podobne we wszystkich analizowanych próbkach. Drugą istotną różnicą był rozmiar ziaren β -Sn. W próbce referencyjnej SAC (Rys. 4.14b) oraz próbce SAC-0.5_SiC(f) (Rys. 4.14d) widoczne są stosunkowo duże ziarna o wymiarach 40–50 μm , natomiast w próbkach SAC-0.5_SiC(p) (Rys. 4.14e) nastąpiło wyraźne zmniejszenie rozmiarów ziaren (*ang. grain refinement*) do 4–5 μm .

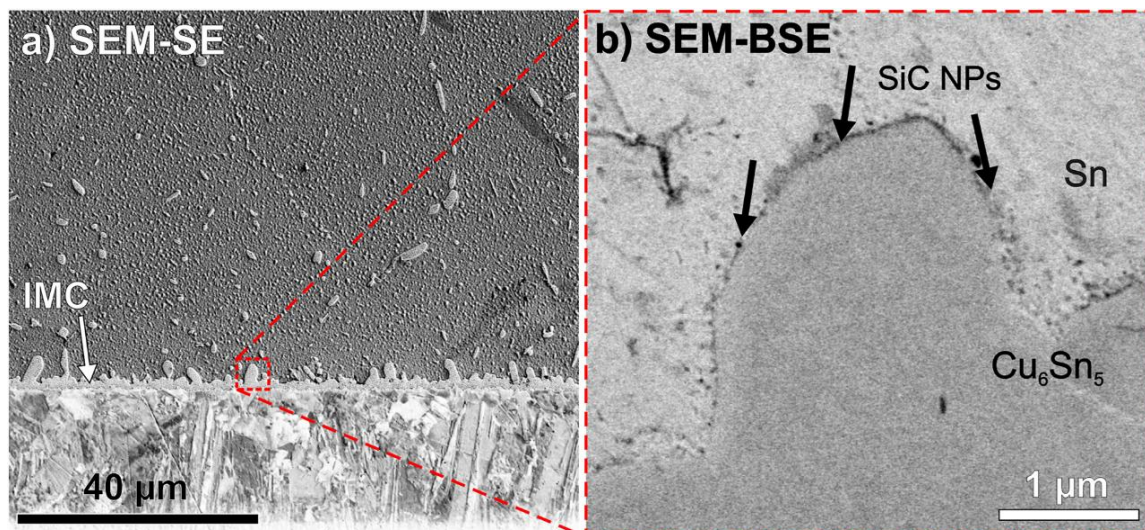
W kolejnym etapie badań analizowano grubość warstw związków międzymetalicznych (IMC) formujących się na granicy między warstwą miedzi (Cu) a połączeniem lutowanym SAC. Poniżej zamieszczono wykres pudełkowy (Rys. 4.15), który opisuje grubość warstw IMC na górnej oraz dolnej części połączeń lutowanych dla stopu referencyjnego (SAC0307) oraz kompozytowych stopów lutowniczych (SAC-0.5_SiC(f) i SAC-0.5_SiC(p)).



Rys. 4.15. Rozkład grubości górnej (kolor zielony) oraz dolnej (kolor niebieski) warstwy IMC połączeń lutowanych: SAC0307, SAC-0.5_SiC(f) oraz SAC-0.5_SiC(p).

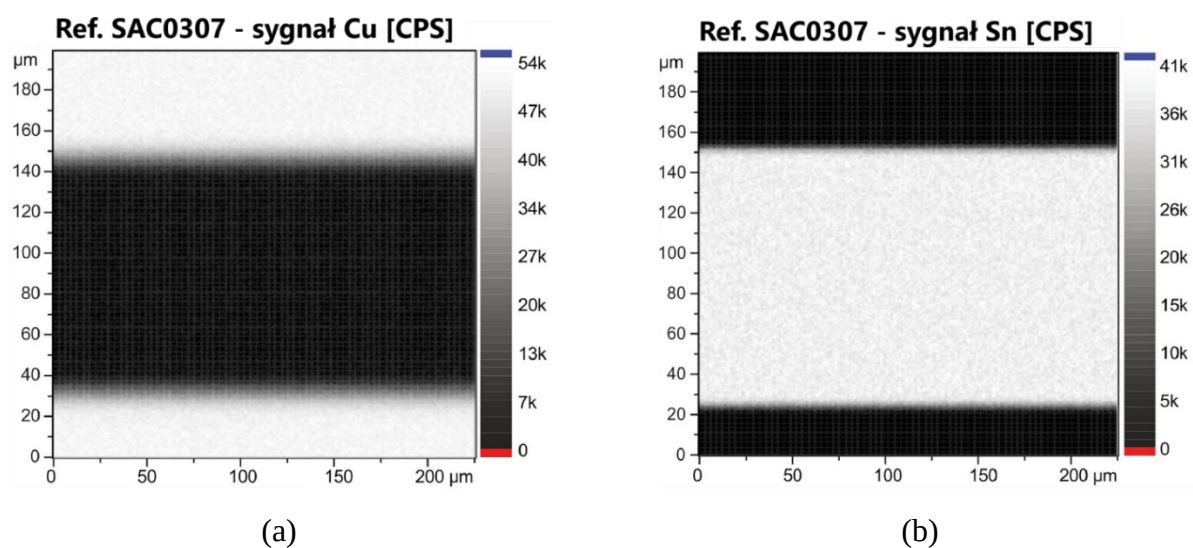
Na podstawie wykonanych pomiarów grubości warstw IMC (Rys. 4.15) można stwierdzić, że dodatek nanoproszków SiC – zarówno w postaci nanocząstek SiC(p) jak i nanowłókien SiC(f), skutecznie zahamował rozrost warstwy IMC. Średnia górna grubość IMC pomiędzy warstwą Cu elementu a połączeniem zmniejszyła się z 0,67 μm do 0,51 μm dla SiC(f) oraz do 0,59 μm dla SiC(p), co odpowiada spadkowi o 23% oraz 12%. W przypadku dolnej warstwy IMC (pomiędzy warstwą Cu podłoża a połączeniem lutowanym), średnia grubość zmniejszyła się z 3,32 μm (SAC0307) do 2,60 μm (SAC-0.5_SiC(f)) oraz 2,51 μm (SAC-0.5_SiC(p)) – spadek odpowiednio o 22% oraz 24%. Cieńsze warstwy IMC w połączeniach kompozytowych wynikają z zahamowania wzrostu ziaren fazy IMC przez cząstki SiC w fazie ciekłej stopu (Skwarek i in., 2023). Poniżej zamieszczono ilustrację (Rys. 4.16), która pokazuje nanocząstki węgla krzemu SiC(p) zlokalizowane w pobliżu granicy warstwy związków międzymetalicznych Cu₆Sn₅, gdzie (a) to obraz uzyskany przy użyciu skaningowego

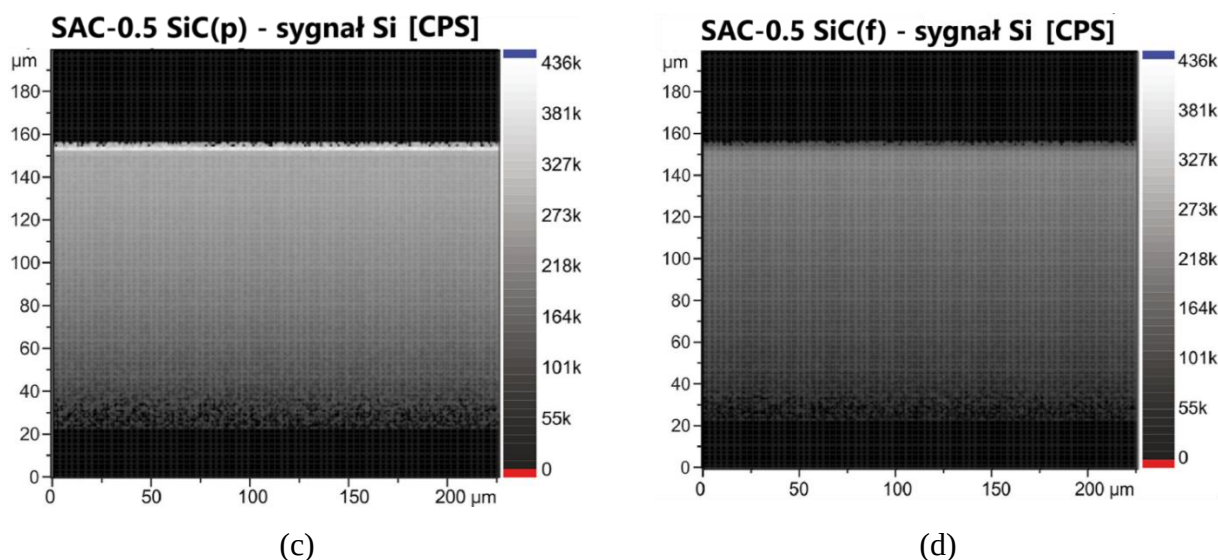
mikroskopu elektronowego w trybie detekcji elektronów wtórnych (SE), natomiast obraz (b) w trybie detekcji elektronów wstecznie rozproszonych (BSE).



Rys. 4.16. Obrazy SEM zglądu metalograficznego przedstawiające warstwę związków międzymetalicznych (IMC) na granicy pomiędzy podłożem miedzianym (Cu) a połączeniem SAC: (a) warstwa IMC w połączeniu Cu/SAC, (b) rozmieszczenie nanocząstek SiC w strukturze połączenia lutowanego [Skwarek i in., 2023].

Ostatnim etapem prac badawczych związanych z analizą budowy mikrostruktury kompozytowych połączeń lutowanych były badania, związane z określeniem rozmieszczenia węgla krzemu (SiC(p) oraz SiC(f)) w strukturze połączenia lutowanego. W tym celu użyta została metoda spektrometrii mas jonów wtórnych – SIMS. Poniżej przedstawiono rysunek (Rys. 4.17), gdzie zaprezentowano dwuwymiarowe mapy rozkładu sygnałów SIMS [CPS] (*ang. Counts Per Second*) dla pierwiastków Cu, Sn i Si – finalny obszar analizy wynosił $200 \times 225 \mu\text{m}^2$.



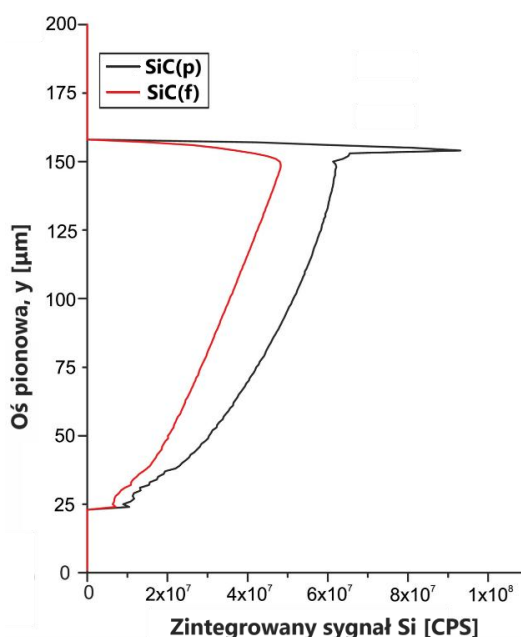


Rys. 4.17. Poprzeczny (lateralny) rozkład sygnałów SIMS: (a) SAC0307 – sygnał Cu (miedź), (b) SAC0307 – sygnał Sn (cyna), (c) SAC-0.5_SiC(p) – sygnał Si (krzem), (d) SAC-0.5_SiC(f) – sygnał Si (krzem).

Na podstawie zdjęć dwuwymiarowych map rozkład sygnałów SIMS poszczególnych pierwiastków połączeń lutowanych (Rys. 4.17) można zauważyć, iż w przypadku referencyjnego połączenia lutowanego (SAC0307) rozkład pierwiastków w postaci Cu (Rys. 4.17a) oraz Sn (Rys. 4.17b) był jednorodny. Na tej podstawie określono grubość warstwy połączenia lutowanego, mierzoną w kierunku prostopadłym do powierzchni PCB, która wynosiła 25–155 μm . Wartości te odnoszą się do samego materiału lutowniczego, bez warstw związków międzymetalicznych (IMC) powstających na granicy Cu/SAC. W przypadku kompozytowych połączeń lutowanych zawierających dodatki węgla krzemu (SiC(p) oraz SiC(f)) nie zauważono znaczących zmian rozkładu Cu oraz Sn, a rozmieszczenie Si w analizowanym obszarze jest niejednorodne. Potwierdza to mapa intensywności jonów wtórnych uzyskana metodą SIMS (Rys. 4.17c oraz Rys. 4.17d).

Dla próbek testowych SAC-0.5_SiC(p) sygnał Si charakteryzuje się znacznym wzrostem intensywności w górnej części połączenia lutowanego (jasny obszar na Rys. 4.17c). Zjawisko to wykazuje, iż niewielkie cząsteczki SiC(p) (rozmiar $< 100 \text{ nm}$) wykazują tendencję do aglomeracji w pobliżu górnej warstwy IMC. Z kolei próbki testowe, gdzie połączenie lutowane zawiera umocnienie w postaci SiC(f) ($D < 2,5 \mu\text{m}$ oraz stosunek $L/D \geq 20$) rozkład sygnału SIMS (Rys. 4.17d) był bardziej jednorodny, a intensywność Si zmieniała się łagodnie w całej objętości połączenia. W związku z tym można stwierdzić, iż dodatek w postaci nanowłókien SiC (SiC(f)) charakteryzuje się mniejszą tendencją do migracji w kierunku górnej części połączenia – jest stabilnie rozproszony w matrycy Sn. W celu przeprowadzenia ilościowego porównania intensywności sygnałów SIMS dla SiC zrealizowano ich integrację wzdłuż

wybranego kierunku przekroju połączenia lutowanego. Poniżej przedstawiono rysunek (Rys. 4.18), gdzie za pomocą krzywych zaprezentowano zintegrowane sygnały SIMS dla SiC(p) oraz SiC(f) wzdłuż osi poziomej.



Rys. 4.18. Krzywe zintegrowanych sygnałów SIMS dla SiC(p) – krzywa w kolorze czarnym, oraz dla SiC(f) – krzywa w kolorze czerwonym.

Dokonując analizy krzywych zintegrowanych sygnałów SIMS dla SiC(p) oraz SiC(f) (Rys. 4.18) można zauważyć, że w przypadku każdego typu umocnienia (nanocząstki oraz nanowłókna) wzrost sygnału Si przebiega od dolnej do górnej warstwy IMC tzn., że SiC lokuje się w górnej części połączenia lutowanego. Zauważalna jest jednak istotna różnica w tempie wzrostu sygnału Si, gdzie tempo tego wzrostu jest znacznie większe dla umocnienia w postaci SiC(p) niż dla SiC(f). Pomimo faktu, iż bezpośrednia kwantyfikacja sygnałów SIMS nie jest możliwa do wykonania (wymagana próbka odniesienia o znanym rozkładzie pierwiastków) przyjąć można, że intensywność sygnału CsSi^+ (pozytywny jon cząsteczkowy utworzony w wyniku bombardowania próbki wiązką cezu) jest proporcjonalna do lokalnej zawartości krzemu pochodzącego z cząstek SiC. Dodatkowo analiza półilościowa wykazała, że w górnej części połączenia lutowanego stężenie SiC było około 5,3 razy większe w próbce SAC-0.5_SiC(p) oraz 4,8 razy większe w SAC-0.5_SiC(f) w porównaniu z dolną częścią złącza.

Podsumowując, zastosowanie nanoproszków węgla krzemu, zarówno nanocząstek (SiC(p)) oraz nanowłókien (SiC(f)) spowodowało istotne zmiany mikrostruktury połączeń lutowanych (Rys. 4.14, Rys. 4.15 oraz Rys. 4.16). Zmiany mikrostruktury miały istotny wpływ na obniżenie wartości parametrów termicznych badanych próbek testowych, gdyż pomimo

występowania większego obszaru pustek lutowniczych, (Rys. 4.13b oraz Rys. 4.13c), które w naturalny sposób powodują pogorszenie jakości transferu ciepła z wnętrza przylutowanej struktury do podłoża, zmierzone i wyznaczone parametry termiczne były niższe niż w przypadku referencyjnych próbek testowych (Rys. 4.9, Rys. 4.10, Rys. 4.11 oraz Rys. 4.12).

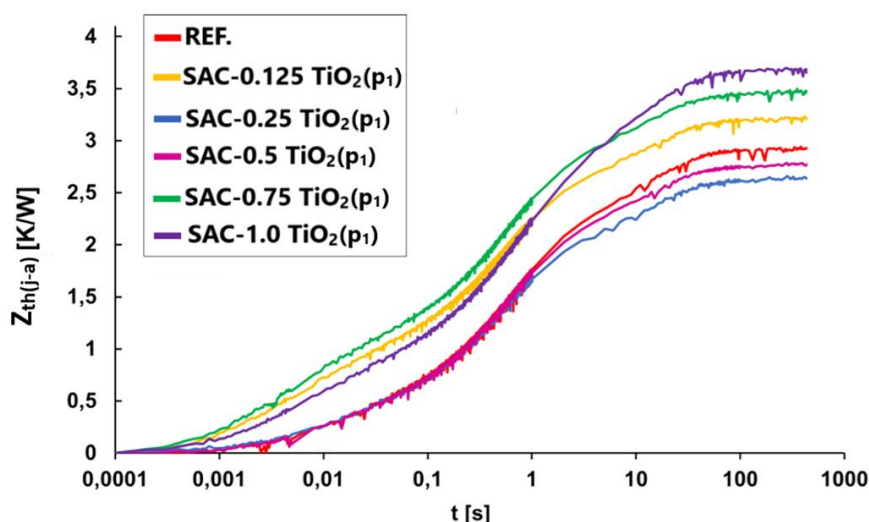
Dodatki nanocząstek SiC zmniejszyły energię termodynamiczną zarodkowania fazy Cu_6Sn_5 , zwiększając przy tym liczbę miejsc nukleacji oraz przyspieszając szybkość zarodkowania. Zjawisko to doprowadziło do znaczącego rozdrobnienia ziaren Cu_6Sn_5 oraz redukcji liczby i rozmiarów faz Ag_3Sn (Rys. 4.14) (Skwarek i in., 2023). Dodatkowo umocnienia w postaci nanocząstek węgla krzemu (SiC(p)) znacznie ograniczyły wzrost dolnej warstwy IMC poprzez obniżenie energii powierzchniowej ziaren oraz działając jak bariery dyfuzyjne dla atomów cyny (Sn) i miedzi (Cu), co wprost przełożyło się na zmniejszenie grubości tej warstwy po stronie warstwy Cu na podłożu (Rys. 4.15) o około 25%. Dla dodatku nanowłókien SiC zauważono jedynie redukcję grubości warstwy IMC (Rys. 4.15), bez istotnego wpływu na rozmiar ziaren $\beta\text{-Sn}$, czy też rozkład Ag_3Sn (Rys. 4.14). Równie istotny jest fakt, iż zmierzone oraz wyznaczone wartości parametrów termicznych próbek badawczych były skorelowane z grubością warstwy IMC, gdzie najniższe wartości impedancji termicznej ($Z_{\text{th(j-a)}}$) oraz rezystancji termicznej ($R_{\text{th(j-a)}}$) otrzymano w próbkach z nanocząstkami SiC, gdzie warstwy IMC były najcieńsze. Efekt ten wynika z wyższego przewodnictwa cieplnego stopów SnAgCu w porównaniu do faz Cu_6Sn_5 , co oznacza, że połączenia lutowane z fazami IMC o mniejszej grubości są lepszymi przewodnikami ciepła w stosunku do połączeń z grubszymi warstwami IMC. Natomiast w przypadku nanowłókien SiC obecność dużych pustek lutowniczych ograniczała poprawę parametrów termicznych mimo redukcji warstw IMC (Skwarek i in., 2023).

Ponadto, wyniki analizy SIMS jednoznacznie potwierdzają, że morfologia umocnienia SiC ma istotny wpływ na rozkład tej fazy w strukturze połączenia lutowanego. Drobne nanocząstki SiC(p) , których rozmiar wynosi poniżej 100 nm charakteryzują się tendencją do migracji w kierunku górnej części połączenia lutowanego w stanie ciekłym, co przyczynia się do ich lokalnej akumulacji w pobliżu górnej warstwy IMC (Rys. 4.17c). W przypadku dodatków nanowłókien SiC(f) , które charakteryzują się większymi wymiarami liniowymi i anizotropową geometrią ($D < 2,5 \mu\text{m}$ oraz stosunek $L/D \geq 20$), są równomiernie rozproszone w całej objętości połączenia lutowanego. W związku z tym, mikrostruktura połączeń lutowanych SAC-SiC(p) jest znacznie bardziej niejednorodna niż w przypadku SAC-SiC(f) , co może implikować zróżnicowanie ich właściwości mechanicznych, cieplnych oraz niezawodnościowych.

4.4 Kompozytowe połączenia SAC_TiO₂(p₁) oraz SAC_TiO₂(p₂)

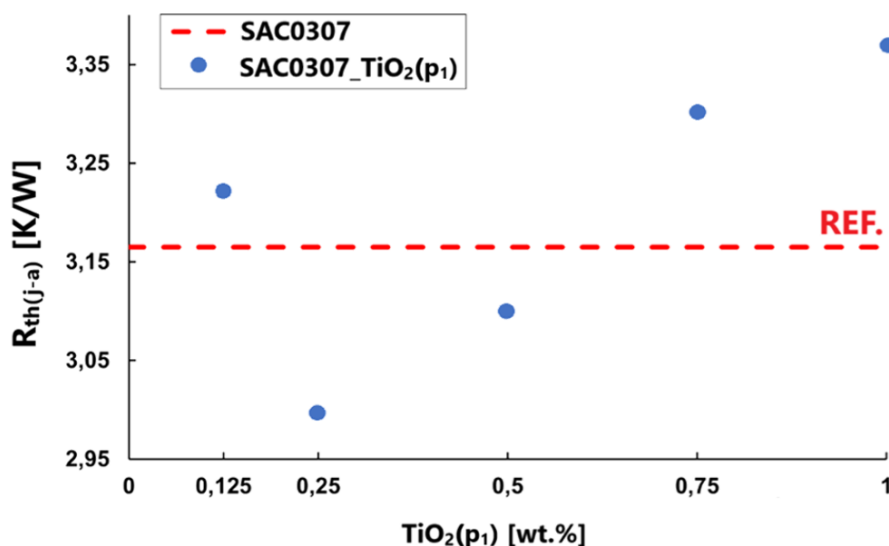
4.4.1 Parametry termiczne SAC_TiO₂(p₁) oraz SAC_TiO₂(p₂)

Wszystkie próbki testowe, które wykorzystano podczas niniejszego etapu prac badawczych zlutowane zostały przy użyciu pieca okresowego (Rys. 3.2 – krzywa w kolorze zielonym). Jako lutowniczy stop odniesienia (grupa referencyjna) zastosowano niskosrebrną pastę SAC0307. Dodatkowo wykorzystane zostały kompozytowe stopy lutownicze z dodatkiem nanocząstek tlenku tytanu (TiO₂(p₁)), gdzie rozmiar cząstek wynosił 21 nm. Stężenia umocnienia w paście lutowniczej wynosiły odpowiednio: 0,125 wt.%, 0,25 wt.%, 0,5 wt.%, 0,75 wt.% oraz 1,0 wt.%. W każdej grupie badawczej (rodzaj dodatku o danym stężeniu) znajdowało się po siedem próbek testowych w postaci obwodów drukowanych, na których przylutowano tranzystor MOSFET do podłoża typu MCPCB. Poniżej zaprezentowano krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej (Rys. 4.19) wyznaczone na podstawie pomiarów siedmiu próbek testowych z dodatkiem nanocząstek tlenku tytanu (TiO₂(p₁)).

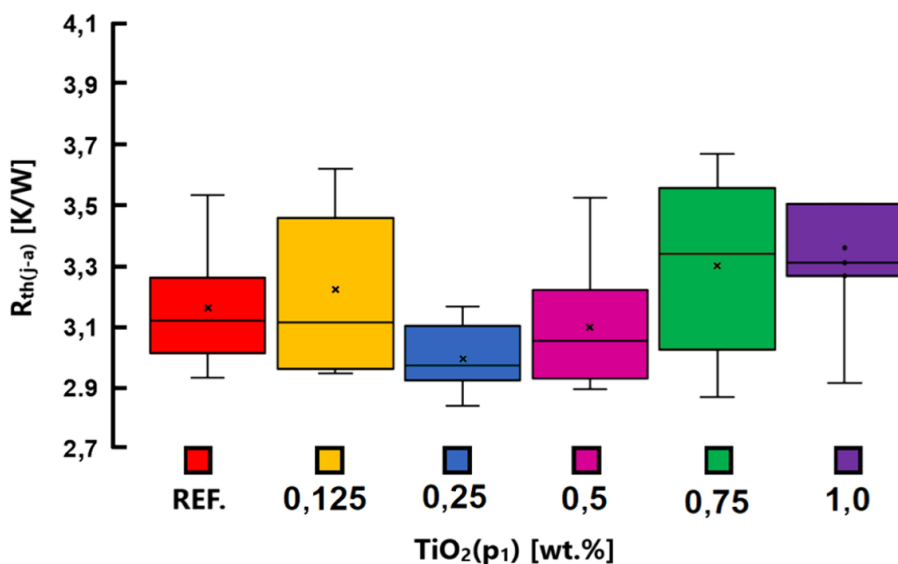


Rys. 4.19. Krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej połączeń SAC_TiO₂(p₁).

Następnie na podstawie zmierzonych wartości przejściowych impedancji termicznych ($Z_{th(j-a)}$), wyznaczone zostały średnie wartości rezystancji termicznych próbek testowych. Poniżej zaprezentowano kolejny rysunek (Rys. 4.20), na którym przedstawiono wyznaczone wartości średnich rezystancji termicznych dla próbek testowych z dodatkiem nanocząstek tlenku tytanu TiO₂(p₁) (Rys. 4.20a) oraz wykres pudełkowy (Rys. 4.20b) pokazujący rozkład wyznaczonych wartości rezystancji termicznych w danej grupie.



(a)



(b)

Rys. 4.20. Rezystancja termiczna połączeń SAC_TiO₂(p₁): (a) wartości średnie, (b) rozkład wartości.

Dokonując analizy otrzymanych wyników (Rys. 4.19 oraz Rys. 4.20) można stwierdzić, iż podobnie jak w przypadku stosowania umocnienia w postaci węgla krzemu (SiC(p) oraz SiC(f)), w zależności od ilości zastosowanego umocnienia, kompozytowe stopy lutownicze zawierające dodatek TiO₂(p₁) w istotny sposób wpłynęły na wartość zmierzonych impedancji termicznych próbek testowych (Rys. 4.19), co w konsekwencji miało wpływ na wyznaczone wartości rezystancji termicznych (Rys. 4.20). Próbkę testową lutowaną przy użyciu stopu referencyjnego (SAC0307), które stanowią punkt odniesienia, charakteryzują się pośrednimi wartościami zmierzonych (Rys. 4.19) oraz wyznaczonych (Rys. 4.20) parametrów termicznych.

Najniższe wartości parametrów termicznych uzyskano w przypadku grupy testowej, gdzie połączenie lutowane wykonane zostały przy użyciu kompozytowego stopu lutowniczego SAC-0.25_TiO₂(p₁). W tym przypadku średnia wartość wyznaczonej rezystancji termicznej wyniosła około 2,97 K/W (Rys. 4.20a), gdzie w porównaniu do grupy odniesienia SAC0307 (Rys. 4.20a – linia przerywana w kolorze czerwonym) wyznaczona wartość rezystancji termicznej jest niższa o około 6,3% (3,17 K/W dla SAC0307). Kolejną grupą testową, która charakteryzowała się niższymi wartościami parametrów termicznych w stosunku do grupy odniesienia (SAC0307), były próbki testowe lutowane przy użyciu kompozytowego stopu lutowniczego SAC-0.5_TiO₂(p₁). W tym przypadku średnia wartość wyznaczonej rezystancji termicznej wyniosła około 3,12 K/W, co stanowi niższą wartość o około 1,6% w stosunku do grupy odniesienia (3,17 K/W dla SAC0307). Pozostałe kompozytowe stopy lutownicze użyte podczas prac badawczych charakteryzowały się większymi wartościami zmierzonych oraz wyznaczonych parametrów termicznych, w stosunku do grupy referencyjnej. Dla stopu kompozytowego SAC-0.125-TiO₂(p₁) średnia wartość wyznaczonej rezystancji termicznej wyniosła około 3,2 K/W, co jest wartością zbliżoną do wartości średniej rezystancji termicznej grupy referencyjnej (3,17 K/W). W przypadku pozostałych stopów kompozytowych wyznaczone wartości rezystancji termicznych były znacznie wyższe, i wyniosły odpowiednio 3,31 K/W (SAC-0.75_TiO₂(p₁)) oraz 3,36 K/W (SAC-1.0_TiO₂(p₁)). W związku z powyższym można stwierdzić, iż zauważony trend nie jest liniowy i wyraźnie wskazuje na istnienie optymalnej zawartości dodatku TiO₂(p₁), dla której możliwe jest uzyskanie niższych wartości parametrów termicznych niż w przypadku niskosrebrowego stopu lutowniczego SAC0307.

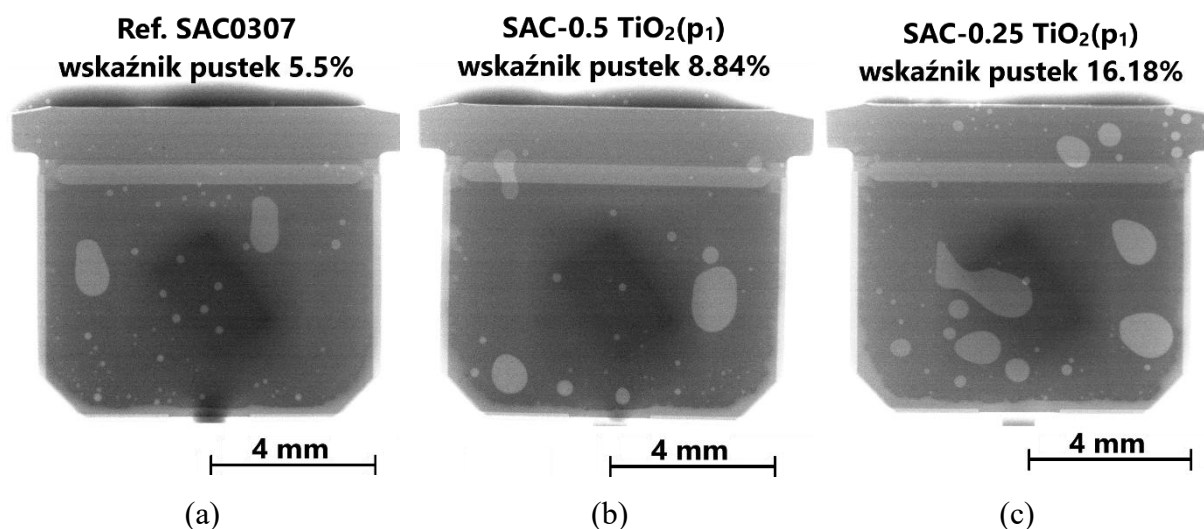
Kolejno analizując wykres pudełkowy (Rys. 4.20b) można zauważyć, iż rozrzut danych dla próbki referencyjnej jest umiarkowany – widoczna jest niewielka różnica pomiędzy medianą (linia pozioma), a średnią wartością w grupie (znak „x”). Najniższe średnie wartości rezystancji termicznej oraz najmniejszy rozrzut wyników zaobserwowano dla grupy zawierającej dodatek TiO₂(p₁) w ilości 0,25 wt.%. Ponadto w grupie tej wartość mediany zbliżona jest do średniej wartości rezystancji termicznej dla całej grupy, co w konsekwencji świadczy o symetrycznym rozkładzie wyznaczonych parametrów termicznych – brak dużych wartości odstających. Pozostałe grupy testowe (SAC-0.125_TiO₂(p₁), SAC-0.5_TiO₂(p₁), SAC-0.75_TiO₂(p₁) oraz SAC-1.0_TiO₂(p₁)) charakteryzują się mniej symetrycznym rozkładem wyznaczonych parametrów rezystancji termicznych, gdyż mediany są znacząco różne od wartości średnich. Dodatkowo w grupie SAC-1.0_TiO₂(p₁) można zauważyć wartość skrajną, która istotnie odstaje od pozostałych obserwacji – zaznaczoną fioletowym punktem nad wykresem (Rys.

4.20b). Fakt ten może świadczyć o tym, że dodatek $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ w ilości 1,0 wt.% prowadzi do skrajnego pogorszenia parametrów termicznych, prawdopodobnie na skutek lokalnych zmian mikrostruktury połączenia lutowanego lub powstawania niejednorodności w rozkładzie cząstek w materiale.

Podsumowując, uzyskane wyniki świadczą o tym, iż podobnie jak w przypadku kompozytowych stopów lutowniczych zawierających umocnienia SiC ($\text{SiC}(\text{p})$ oraz $\text{SiC}(\text{f})$) istnieje optymalna wartość dodatku $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$, która umożliwia uzyskanie niższych parametrów termicznych w stosunku do niskosrebrowego stopu lutowniczego SAC0307. W przypadku umocnienia $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ na poziomie 0,25 wt.% oraz 0,5 wt.% wartości wyznaczonych parametrów termicznych były niższe w porównaniu do grupy odniesienia. Dla pozostałych ilości umocnienia (0,125 wt.%, 0,75 wt.% oraz 1,0 wt.%) wyznaczone parametry termiczne były zbliżone do grupy referencyjnej (0,125 wt.%), a w skrajnych (0,75 wt.% oraz 1,0 wt.%) obserwowano ich istotny wzrost. Uzyskane wyniki jednoznacznie wskazują, że nadmierna ilość umocnienia $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ może prowadzić do pogorszenia właściwości termicznych stopu, gdzie prawdopodobnie spowodowane jest to wystąpieniem niejednorodności mikrostrukturalnych lub lokalnych ograniczeń w przewodnictwie ciepła. Jednakże, przy zbyt niskiej zawartości dodatku $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ (0,125 wt.%) efekt jego działania może być nieistotny, ponieważ wyznaczone parametry rezystancji termicznych pozostają zbliżone do wartości obserwowanych w grupie referencyjnej (Rys. 4.20). Dlatego też, istotne znaczenie ma proces doboru optymalnej zawartości dodatku, w celu poprawy parametrów termicznych połączenia lutowanego.

4.4.2 Pustki lutownicze SAC_ $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ oraz SAC_ $\text{TiO}_2(\text{p}_2)$

Kolejnym etapem prac badawczych, podczas którego wykorzystano próbki testowe lutowane kompozytowym stopem lutowniczym z dodatkiem $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$, były prace związane z analizą powierzchni pustek lutowniczych. W tym celu wytypowane zostały trzy grupy próbek testowych, odpowiednio: grupa referencyjna (SAC0307), grupa SAC-0.5_ $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ oraz grupa SAC-0.25_ $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$. Wybór próbek testowych do badań rentgenowskich połączeń lutowanych związany był bezpośrednio z wartościami rezystancji termicznych, które zostały wyznaczone podczas pomiarów parametrów termicznych (Rys. 4.20) – grupy te charakteryzowały się najniższymi wartościami parametrów termicznych. Poniżej zamieszczono zdjęcia mikrografii rentgenowskiej (Rys. 4.21) dla wybranych próbek testowych z każdej grupy.



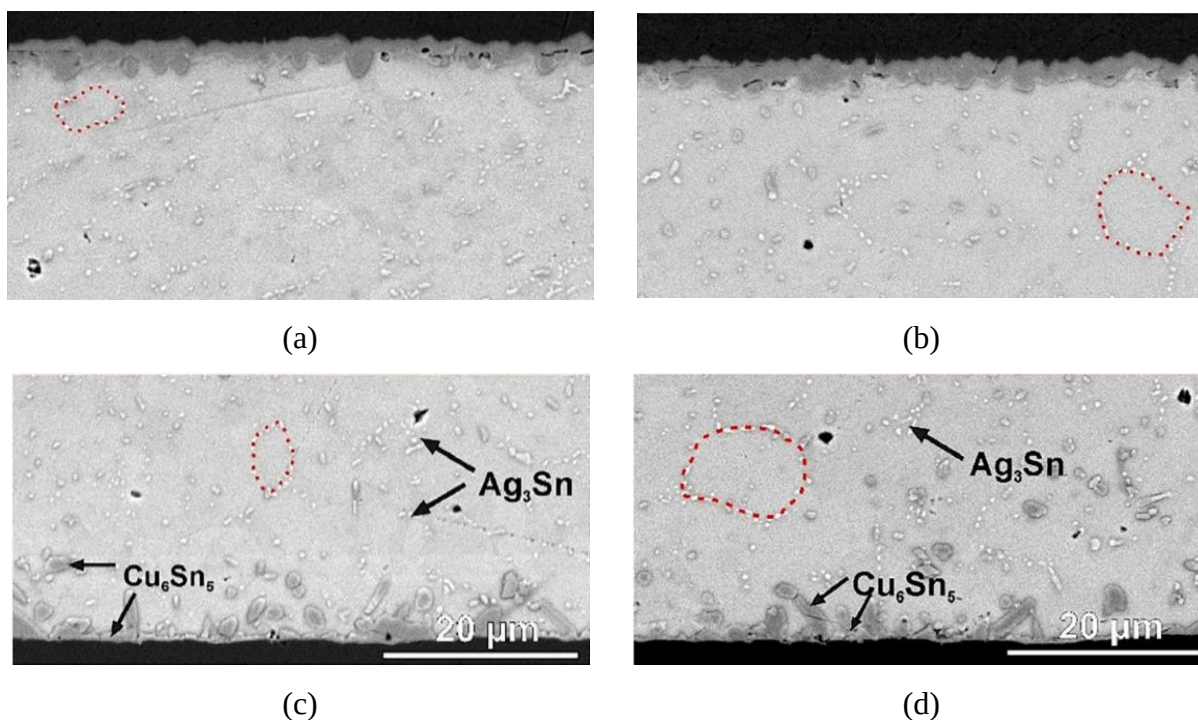
Rys. 4.21. Zdjęcia rentgenowskie połączeń lutowanych z wyznaczonymi wskaźnikami pustek lutowniczych: (a) SAC0307, (b) $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ – 0,5 wt.%, (c) $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ – 0,25 wt.%.

Jak wynika z zdjęć przedstawionych powyżej (Rys. 4.21), połączenie lutowane wykonane przy użyciu niskosrebrowego stopu lutowniczego SAC0307 (Rys. 4.21a) charakteryzuje się najniższą wartością wskaźnika pustek lutowniczych, który wynosi 5,5%. Dla połączenia lutowanego wykonanego przy użyciu kompozytowego stopu lutowniczego SAC-0.5_ $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$, wskaźnik pustych przestrzeni lutowniczych wynosi 8,84% (Rys. 4.21b). Najwyższa wartość wskaźnika pustek lutowniczych została wyznaczona (zmierzona) dla kompozytowego połączenia lutowanego SAC-0.25_ $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$, gdzie jego wartość wynosi 16,18% (Rys. 4.21c). Wszystkie z wyznaczonych wskaźników pustych przestrzeni lutowniczych znajdują się w dopuszczalnym przedziale, który określa norma IPC (IPC-A-610D, 2005) – 25%.

Wyniki przedstawionych badań są tożsame z wynikami radiografii, które opisane zostały dla kompozytowych połączeń lutowanych zawierających dodatki nanoproszków SiC (4.3.2). Pomimo faktu, iż wskaźniki pustek lutowniczych kompozytowych połączeń lutowanych zawierających dodatki $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ są wyższe (8,84% oraz 16,18%) niż powierzchnia pustek lutowniczych w przypadku połączenia lutowanego typu SAC0307 (5,5%), wartości zmierzonych oraz wyznaczonych parametrów termicznych są niższe niż w przypadku połączenia referencyjnego (Rys. 4.19 oraz Rys. 4.20). W związku z tym można przypuszczać, iż podobnie jak w przypadku umocnienia w postaci nanoproszków SiC (4.3.3), zastosowanie umocnienia w postaci nanocząstek $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ również spowodowało istotne zmiany w budowie mikrostruktury połączenia lutowanego, które w efekcie finalnym spowodowały obniżenie wartości parametrów termicznych w stosunku do referencyjnego stopu lutowniczego SAC0307.

4.4.3 Mikrostruktura SAC_TiO₂(p₁) oraz SAC_TiO₂(p₂)

Kolejny etap prac badawczych związany był z badaniami mikrostruktury kompozytowych połączeń lutowanych zawierających dodatki TiO₂(p₁) oraz TiO₂(p₂). W obydwu analizowanych przypadkach ilość dodatku w postaci umocnienia wynosiła 0,5 wt.%. W celach porównawczych, jako referencyjne połączenie lutowane SAC0307, wykorzystane zostały wyniki analizy mikrostruktury opisane w podrozdziale 4.3.3. W pierwszym etapie badań budowy mikrostruktury połączeń lutowanych zawierających umocnienia w postaci nanocząstek TiO₂, wykonane zostały badania przy użyciu SEM. Tego typu badanie umożliwiło wykonanie analizy (rozróżnienie) poszczególnych faz w matrycy Sn. Poniżej przedstawiono zdjęcia mikrografii SEM (Rys. 4.22) górnej (granicząca z padem termicznym przylutowanego tranzystora) oraz dolnej (granicząca z podłożem PCB) warstwy kompozytowych połączeń lutowanych SAC-0.5_TiO₂(p₁) i SAC-0.5_TiO₂(p₂), które zrealizowane zostały z wykorzystaniem elektronów wstecznie rozproszonych (*ang. Backscattered Electrons, BSE*).

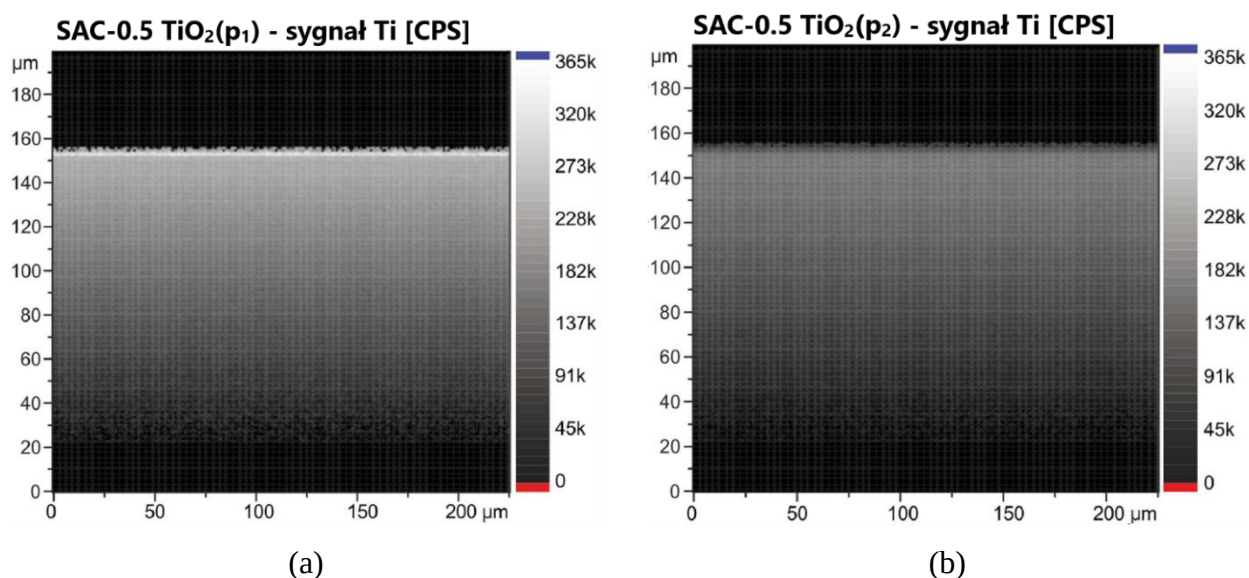


Rys. 4.22 Mikrostruktura połączeń lutowanych: (a) górna warstwa SAC-0.5_TiO₂(p₁), (b) górna warstwa SAC-0.5_TiO₂(p₂), (c) dolna warstwa SAC-0.5_TiO₂(p₁), (d) dolna warstwa SAC-0.5_TiO₂(p₂), [Illés i in., 2024].

Jak wynika z zdjęć przedstawionych powyżej (Rys. 4.22), obydwa typy umocnienia (TiO₂(p₁) oraz TiO₂(p₂)) wykazały istotny wpływ na zmianę morfologii stopu lutowniczego SAC0307. W obydwu przypadkach można zaobserwować zmianę mikrostruktury, w której rozmiary ziaren Sn uległy znacznemu zmniejszeniu. W porównaniu do referencyjnego

połączenia lutowanego (SAC0307), gdzie rozmiar ziaren znajdował się w przedziale 40–50 μm (Rys. 4.14b), kompozytowe połączenia lutowane zawierające nanocząstki TiO_2 charakteryzowały się mniejszym rozmiarem ziaren, gdzie odpowiednio dla SAC-0.5_ TiO_2 (p₁) rozmiar ziaren znajdował się w przedziale 4–5 μm (Rys. 4.22a oraz Rys. 4.22c), a dla SAC-0.5_ TiO_2 (p₂) rozmiar ziaren znajdował się w przedziale 8–10 μm (Rys. 4.22b oraz Rys. 4.22d). Dodatkowo, zauważono znaczne zmniejszenie grubości warstw IMC (Cu_6Sn_5) do poziomu około 1–2 μm oraz redukcję rozmiaru i aglomeracji cząstek Ag_3Sn wewnątrz osnowy połączenia. Na tym etapie badań nie stwierdzono również znaczących różnic między górną (Rys. 4.22a oraz Rys. 4.22b), a dolną (Rys. 4.22c oraz Rys. 4.22d) częścią połączeń, co może sugerować równomierne rozproszenie nanocząstek TiO_2 (w skali marko).

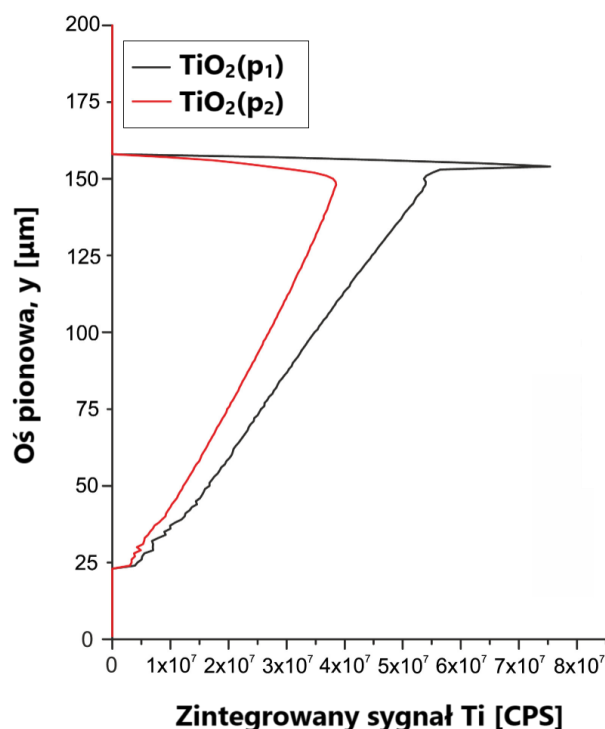
Kolejnym etapem prac badawczych związanych z analizą budowy mikrostruktury kompozytowych połączeń lutowanych zawierających umocnienia TiO_2 były badania, związane z określeniem rozmieszczenia materiału umacniającego strukturze połączenia lutowanego. W tym celu (podobnie jak w przypadku połączeń lutowanych zawierających nanoproszki SiC) użyta została metoda spektrometrii mas jonów wtórnych – SIMS. Podczas analizy SIMS wykorzystano próbki badawcze zawierające połączenia lutowane SAC-0.5_ TiO_2 (p₁) oraz SAC-0.5_ TiO_2 (p₂). Podobnie jak w poprzedniej części niniejszego podrozdziału, jako referencyjne połączenie lutowane SAC0307, wykorzystane zostały wyniki analizy SIMS opisane w podrozdziale 4.3.3 (Rys. 4.17a oraz Rys. 4.17b). Poniżej przedstawiono rysunek (Rys. 4.23), gdzie zaprezentowano dwuwymiarowe mapy rozkładu sygnałów SIMS dla Ti (tytan) – finalny obszar analizy wynosił $200 \times 225 \mu\text{m}^2$.



Rys. 4.23. Poprzeczny (lateralny) rozkład sygnałów SIMS: (a) SAC-0.5_ TiO_2 (p₁), (b) SAC-0.5_ TiO_2 (p₂) [Illés i in., 2024].

Na podstawie powyższych map rozkładu pierwiastkowego na przekroju poprzecznym (Rys. 4.23), możliwe jest dokonanie analizy bocznej dystrybucji pierwiastka w postaci tytanu dla każdego z kompozytowych połączeń lutowanych. W przypadku umocnienia $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ (Rys. 4.23a) można zauważyć, iż sygnał Ti jest znacznie niejednorodny – jego intensywność rośnie w sposób gwałtowny w kierunku górnej części połączenia lutowanego. Dodatkowo zauważalne są obszary aglomeracji $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ tuż przy górnej warstwie IMC. W przypadku analizy wyników SIMS dla umocnienia $\text{TiO}_2(\text{p}_2)$ (Rys. 4.23b) widać, iż sama dystrybucja sygnału Ti jest bardziej jednorodna niż dla $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$, jednakże sygnał Ti również rośnie w kierunku górnej części połączenia. W tym przypadku równie istotną różnicą jest fakt, iż zauważalny jest brak aglomeracji przy górnej warstwie IMC (w przeciwieństwie do $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$). W związku z powyższym, na podstawie zrealizowanych pomiarów (Rys. 4.23) można stwierdzić, że mniejsze cząstki ($\text{TiO}_2(\text{p}_1)$) w znacznie większym stopniu wykazują tendencję do segregacji oraz aglomeracji.

Ostatni etap badań, który związany był z analizą mikrostruktury połączeń lutowanych zawierających umocnienia w postaci nanocząstek TiO_2 polegał na wykonaniu analizy ilościowej sygnałów Ti – profil zintegrowany SIMS. W tym celu wykonano integrację intensywności sygnałów SIMS dla Ti wzdłuż wybranego kierunku przekroju połączenia lutowanego. Poniżej przedstawiono wykres (Rys. 4.24) gdzie za pomocą krzywych zaprezentowano zintegrowane sygnały SIMS dla $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ oraz $\text{TiO}_2(\text{p}_2)$ wzdłuż osi poziomej.



Rys. 4.24. Krzywe zintegrowanych sygnałów SIMS dla TiO₂(p₁) – krzywa w kolorze czarnym, oraz dla TiO₂(p₂) – krzywa w kolorze czerwonym.

Dokonując analizy krzywych zintegrowanych sygnałów SIMS dla SiC(p) oraz SiC(f) (Rys. 4.24) można zauważyć, że w przypadku każdego typu umocnienia (TiO₂(p₁) oraz TiO₂(p₂)) wzrost sygnału Ti przebiega od dolnej do górnej warstwy IMC – sygnał narasta prawie liniowo od dolnej do górnej warstwy IMC. Jednakże w pobliżu granicy górnej warstwy IMC można zaobserwować występowanie większego nagromadzenia mniejszych cząstek (TiO₂(p₁)) niż większych (TiO₂(p₂)).

Podsumowując, zastosowanie nanocząstek TiO₂, zarówno TiO₂(p₁) o pierwotnym rozmiarze 21 nm oraz TiO₂(p₂) o pierwotnym rozmiarze 200 nm, spowodowało istotne zmiany mikrostruktury połączeń lutowanych (Rys. 4.22, Rys. 4.23 oraz Rys. 4.24). W efekcie finalnym, zmiany mikrostruktury tych połączeń miały przełożenie na obniżenie wartości parametrów termicznych badanych próbek testowych. Umocnienia w postaci nanocząstek TiO₂ wyraźnie zmniejszają energię termodynamiczną zarodkowania fazy Cu₆Sn₅, zwiększając przy tym liczbę dostępnych miejsc nukleacji oraz przyspieszając szybkość zarodkowania. Zjawisko to prowadzi do znaczącego rozdrobnienia ziaren Cu₆Sn₅ (4–5 μm dla SAC-0.5_TiO₂(p₁)) oraz 8–10 μm dla SAC-0.5_TiO₂(p₂), przy jednoczesnej redukcji liczby i rozmiarów aglomerowanych cząstek Ag₃Sn w połączeniu lutowanym (Rys. 4.22) (Illés i in., 2024). Zauważony efekt był szczególnie intensywny dla nanocząstek TiO₂(p₁) (Rys. 4.22a oraz Rys.

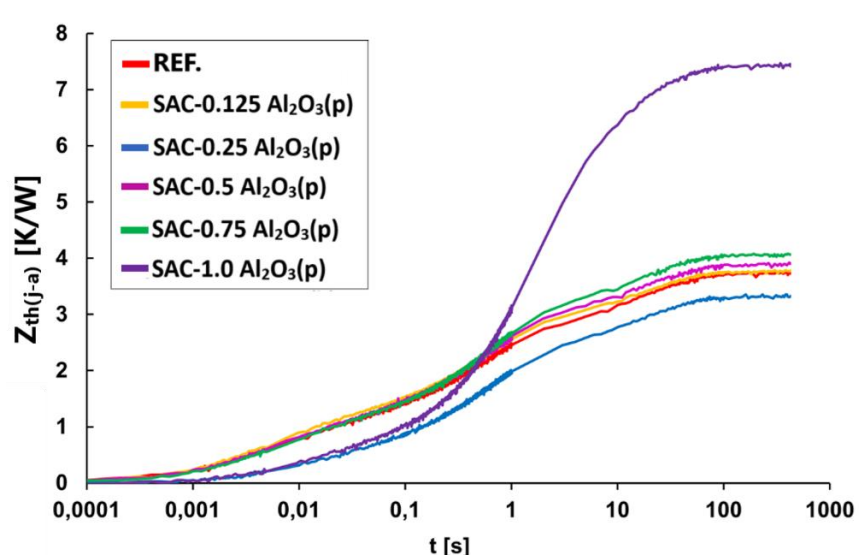
4.22c), które charakteryzują się mniejszym rozmiarem (rozmiar pierwotny 20 nm). Dla większych cząstek $\text{TiO}_2(\text{p}_2)$ (rozmiar pierwotny 200 nm) rozdrobnienie to było również wyraźne, lecz nieco słabiej zaznaczone (Rys. 4.22b oraz Rys. 4.22d). Dodatkowo, umocnienia TiO_2 znacząco ograniczyły wzrost dolnej warstwy międzymetalicznej (IMC) Cu_6Sn_5 (Rys. 4.22b oraz Rys. 4.22d), prawdopodobnie poprzez obniżenie energii powierzchniowej ziaren oraz ustanowienie bariery dyfuzyjnej dla atomów cyny (Sn) i miedzi (Cu). Podobnie jak w przypadku stosowania umocnienia SiC ($\text{SiC}(\text{f})$ oraz $\text{SiC}(\text{p})$), ograniczenie wzrostu dolnych warstw IMC ma istotne znaczenia w przypadku obniżenia wartości parametrów termicznych, gdzie zależność ta wynika bezpośrednio z wyższego przewodnictwa cieplnego stopów SnAgCu w porównaniu do fazy Cu_6Sn_5 .

Ponadto, wyniki analizy SIMS (Rys. 4.23 oraz Rys. 4.24) jednoznacznie potwierdzają, że rozmiar oraz morfologia umocnienia w postaci TiO_2 ma kluczowy wpływ na jego dystrybucję w strukturze połączenia lutowanego. Drobne nanocząstki ($\text{TiO}_2(\text{p}_1)$) wykazują wyraźną tendencję do migracji w kierunku górnej części połączenia w stanie ciekłym, co prowadzi do ich lokalnej akumulacji w pobliżu górnej warstwy IMC (Rys. 4.24 – krzywa w kolorze czarnym). Z kolei większe nanocząstki ($\text{TiO}_2(\text{p}_2)$), są znacznie bardziej równomiernie rozproszone w całej objętości połączenia lutowanego (Rys. 4.24 – krzywa w kolorze czerwonym).

4.5 Kompozytowe połączenia SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ oraz SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$

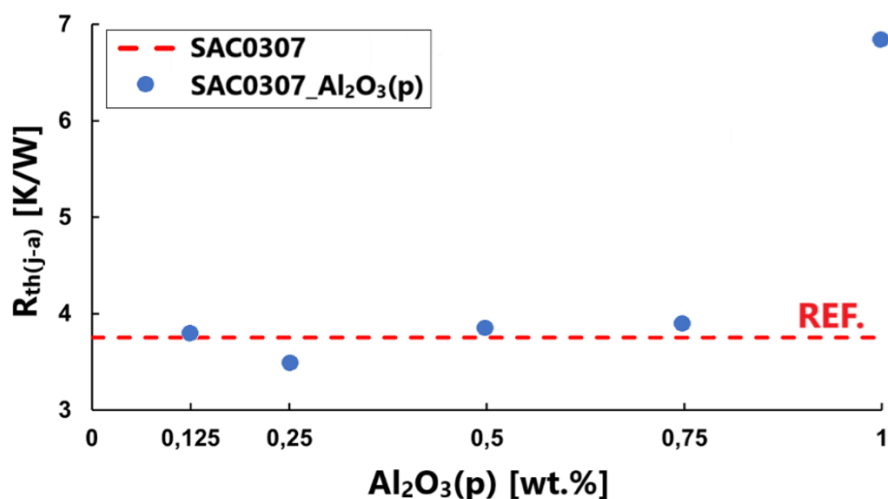
4.5.1 Parametry termiczne SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ oraz SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$

Podobnie jak w przypadku umocnień w postaci SiC(p), SiC(f), $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ oraz $\text{TiO}_2(\text{p}_2)$, pomiary parametrów termicznych zrealizowane zostały dla próbek testowych lutowanych w tym samym piecu okresowym (Rys. 3.2 – krzywa w kolorze zielonym). Jako stop referencyjny wykorzystano niskosrebrą pastę lutowniczą typu SAC0307. Wykorzystane kompozytowe stopy lutownicze zawierały umocnienia $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ oraz $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$, gdzie stężenia umocnień wynosiły odpowiednio: 0,125 wt.%, 0,25 wt.%, 0,5 wt.%, 0,75 wt.% oraz 1,0 wt.%. W każdej grupie badawczej (rodzaj dodatku o danym stężeniu) znajdowało się po dziesięć próbek testowych w postaci obwodów drukowanych, na których przylutowano tranzystor MOSFET do podłoża typu MCPCB. Na wykresie poniżej (Rys. 4.25) zaprezentowano wyniki zrealizowanych pomiarów – krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej, które wyznaczone zostały w oparciu o pomiary dziesięciu próbek testowych z dodatkiem nanocząstek tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$).

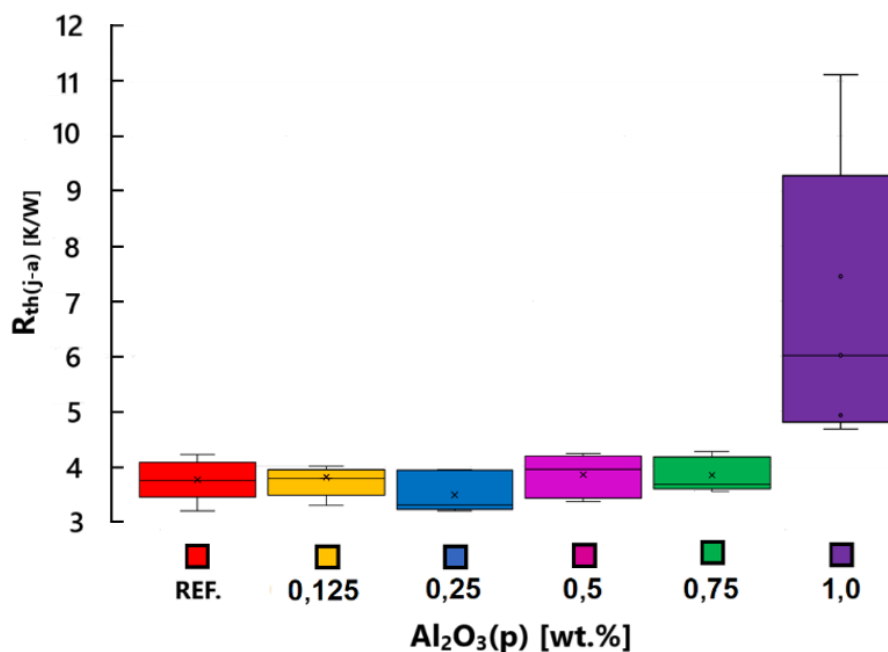


Rys. 4.25. Krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej połączeń SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$.

Kolejno, na podstawie zmierzonych wartości przejściowych impedancji termicznych (Rys. 4.25), wyznaczone zostały średnie wartości rezystancji termicznych próbek testowych. Poniżej zaprezentowano kolejny rysunek (Rys. 4.26), na którym przedstawiono wyznaczone wartości średnich rezystancji termicznych dla próbek testowych z dodatkiem nanocząstek tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$) (Rys. 4.26a) oraz wykres pudełkowy (Rys. 4.26b), pokazujący rozkład wyznaczonych wartości rezystancji termicznych w danej grupie.



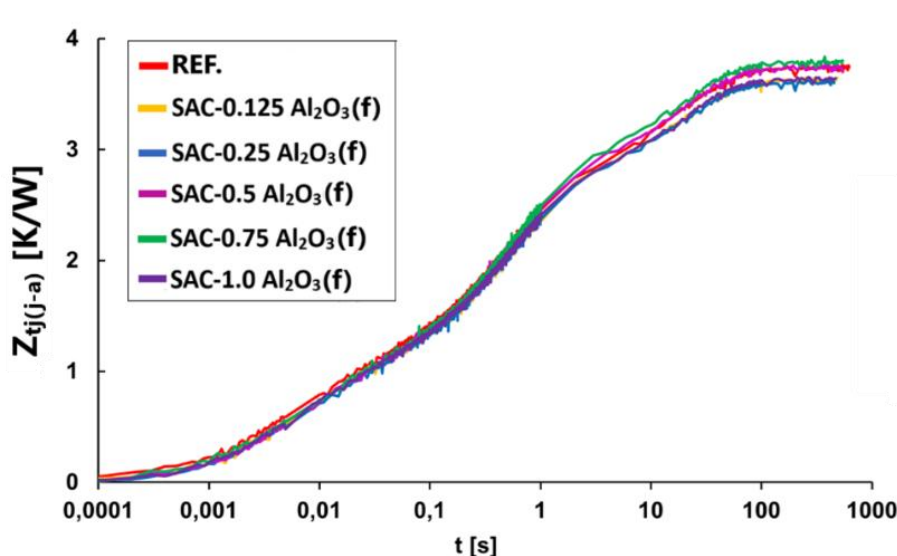
(a)



(b)

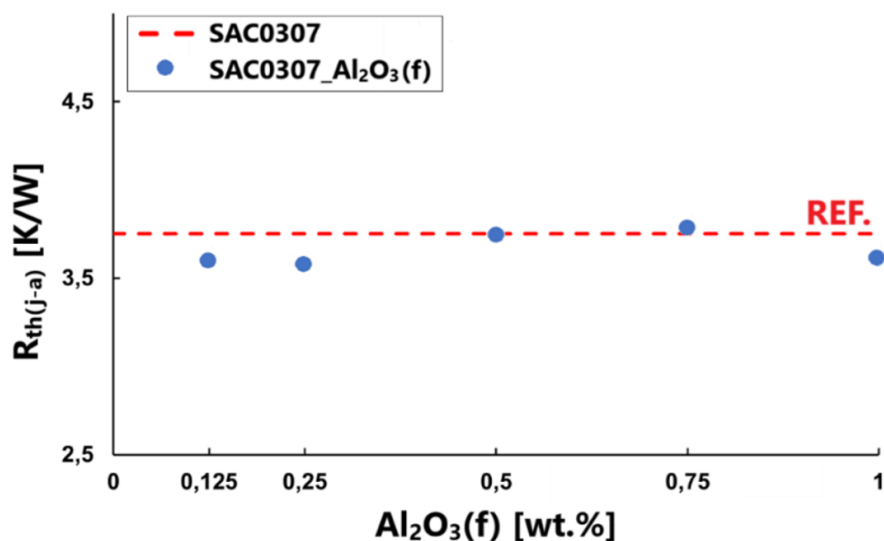
Rys. 4.26. Rezystancja termiczna połączeń SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$: (a) wartości średnie, (b) rozkład wartości.

Kolejną grupą testową były próbki badawcze przygotowane z wykorzystaniem kompozytowych stopów lutowniczych, które zawierały umocnienia w postaci nanowłókien tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$). Poniżej zamieszczono rysunek (Rys. 4.27), na który zaprezentowano krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej wyznaczone na podstawie dziesięciu pomiarów próbek testowych z dodatkiem nanowłókien tlenku glinu $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$.

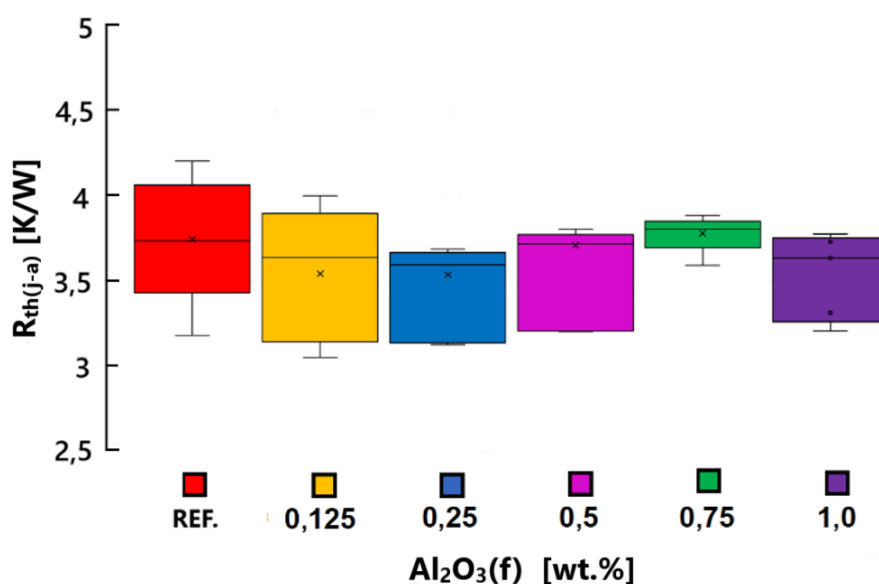


Rys. 4.27. Krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej połączeń SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$.

Następnie na podstawie zmierzonych wartości przejściowych impedancji termicznych (Rys. 4.27), wyznaczone zostały średnie wartości rezystancji termicznych próbek testowych. Poniżej zaprezentowano kolejny rysunek (Rys. 4.28), na którym przedstawiono wyznaczone wartości średnich rezystancji termicznych dla próbek testowych z dodatkiem nanowłókien tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$) (Rys. 4.28a) oraz wykres pudełkowy (Rys. 4.28b), pokazujący rozkład wyznaczonych wartości rezystancji termicznych w danej grupie.



(a)



(b)

Rys. 4.28. Rezystancja termiczna połączeń SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$: (a) wartości średnie, (b) rozkład wartości.

Na podstawie zrealizowanych pomiarów przejściowych impedancji termicznych (Rys. 4.25 oraz Rys. 4.27) i wyznaczonych rezystancji termicznych próbek badawczych (Rys. 4.26 oraz Rys. 4.28) można stwierdzić, iż żadne z zastosowanych umocnień w postaci nanoproszków tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ oraz $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$), nie wpłynęło w istotny sposób na obniżenie wartości parametrów termicznych w stosunku do grupy referencyjnej SAC0307. W większości przypadków, średnie wartości wyznaczonych rezystancji termicznych (Rys. 4.26a oraz Rys. 4.28a) grup testowych oscylowały w pobliżu wartości grupy referencyjnej. W przypadku tej grupy (grupa referencyjna SAC0307), średnia wartość zmierzonej impedancji termicznej (Rys. 4.25 oraz Rys. 4.27) wyniosła około 3,75 K/W. Dodatkowo, dokonując analizy wykresów pudełkowych (Rys. 4.26b oraz 4.28b), widać, iż wartość wyznaczanej średniej rezystancji termicznej analizowanej grupy odniesienia (referencyjnej) oraz wartość mediany praktycznie się nakładają – znacznik „x” znajduje się na linii poziomej (grupa referencyjna oznaczona kolorem czerwonym). Oznacza to, iż rozkład wyznaczonych rezystancji termicznych próbek testowych w całej analizowanej grupie jest bliski pełnej symetrii – nie występują anomalie związane z pojawieniem się skrajnie niskich lub wysokich wartości.

Kolejno analizując krzywe średniej przejściowej impedancji termicznych dla połączeń lutowanych SAC- $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ (Rys. 4.25) można zauważyć, że w przypadku stężeń od 0,125 wt.% do 0,75 wt.%, zmierzone wartości znajdują się w zbliżonym przedziale. Najniższa średnia wartość wyznaczonej rezystancji termicznej charakteryzuje grupę testową SAC-0.25- $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ (Rys. 4.26a), gdzie wynosi ona około 3,5 K/W – niższa o około 6,7% w stosunku do grupy referencyjnej (3,75 K/W). Dodatkowo dokonując analizy wykresu pudełkowego dla grupy SAC-0.25- $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ (Rys. 4.26b – kolor niebieski) widać, iż grupa badawcza charakteryzuje się stabilnością i jednorodnością wyznaczonych parametrów rezystancji termicznych, gdzie rozrzut danych jest niewielki i świadczy to o tym, iż większość otrzymanych wyników dla próbek testowych znajduje się bardzo blisko kwartylów Q1 oraz Q3 – brak wyników skrajnych. Podobne zależności można zauważyć w przypadku pozostałych trzech grup zawierających umocnienia $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ (SAC-0.125- $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$, SAC-0.5- $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ oraz SAC-0.75- $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$) z tą różnicą, że zmierzone wartości średnich przejściowych impedancji termicznych (Rys. 4.25) oraz wyznaczonych średnich wartości rezystancji termicznych (Rys. 4.26) praktycznie pokrywają się z grupą referencyjną (dla SAC-0.125- $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ średnia wartość wyznaczonej rezystancji termicznej wyniosła 3,78 K/W), lub są niewiele wyższe (SAC-0.5- $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ – 4,92 K/W oraz SAC-0.75- $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ – 4,98 K/W).

Istotna różnica w zmierzonych oraz wyznaczonych parametrach termicznych dla umocnienia $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ zauważalna jest dopiero dla grupy SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$, gdzie krzywa reprezentująca średnią przejściową impedancję termiczną tej grupy (Rys. 4.25 – krzywa w kolorze fioletowym) znacząco odstaje od pozostałych badanych grup. W tym przypadku, wartość wyznaczonej średniej rezystancji termicznej (Rys. 4.26a) wyniosła około 6,8 K/W, co w porównaniu do grupy referencyjnej (3,75 K/W) oznacza wzrost o około 81% (3,05 K/W). Kolejno na podstawie wykresu pudełkowego (Rys. 4.26b – prostokąt w kolorze fioletowym) można stwierdzić, iż dla grupy badawczej SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ występuje największy rozrzut wyznaczonych wartości rezystancji termicznych próbek badawczych – widoczny jest bardzo szeroki rozstęp międzykwartylowy (*ang. interquartile range, IQR*), czyli różnica pomiędzy trzecim a pierwszym kwartylem.

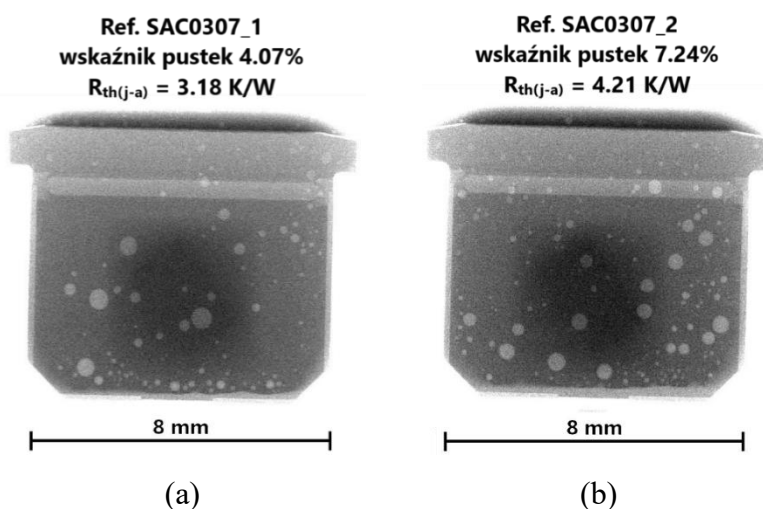
Kolejno, dokonując analizy krzywych związanych z średnimi przejściowymi impedancjami termicznymi dla połączeń lutowanych SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ (4.5.3) widać, iż dodatek nanowłókien Al_2O_3 w badanym zakresie stężeń nie powoduje istotnych zmian w przebiegu krzywych impedancji termicznych, w porównaniu do grupy referencyjnej. Wszystkie analizowane krzywe charakteryzują się podobnym przebiegiem czasowym impedancji termicznej, jednak obserwowane różnice pomiędzy grupami, sięgające 0,2 K/W, nie są pomijalne, gdyż stanowią około 33% rezystancji termicznej połączenia lutowanego – średnia wartość dla połączenia lutowanego to około 0,6 K/W. Zauważona prawidłowość pozwala stwierdzić, iż dodatek nanowłókien Al_2O_3 wpływa w sposób istotny na mechanizm transportu ciepła z obszaru złącza półprzewodnikowego do otoczenia.

Powyższe obserwacje znajdują potwierdzenie w analizie wyznaczonych średnich wartości rezystancji termicznej (Rys. 4.28a). Średnia wartość rezystancji termicznej dla próbki referencyjnej wynosi około 3,75 K/W, natomiast dla stopów zawierających nanowłókna Al_2O_3 wartości te mieszczą się w zakresie 3,6–3,8 K/W. Dla stężeń 0,125 wt.%, 0,25 wt.% oraz 1,0 wt.% obserwuje się obniżenie rezystancji termicznej względem próbki referencyjnej. Chociaż zmiany te stanowią jedynie kilka procent całkowitej rezystancji termicznej badanego elementu, w odniesieniu do rezystancji termicznej samego połączenia lutowanego (około 0,6 K/W) ich względny udział jest znacznie większy i może osiągać kilkadziesiąt procent. Dla pozostałych stężeń wartości te pozostają zbliżone do wartości referencyjnych (Rys. 4.28a – 0,5 wt.%) lub nieznacznie ją przewyższają (Rys. 4.28a – 0,75 wt.%). W związku z powyższym można stwierdzić, że wraz ze zmianą zawartości nanowłókien Al_2O_3 nie obserwuje się jednoznacznej tendencji wzrostowej ani spadkowej rezystancji termicznej badanych grup, co wskazuje na brak

jednoznacznego wpływu zawartości nanowłókien Al_2O_3 na właściwości cieplne przylutowanego elementu półprzewodnikowego w analizowanym zakresie stężeń. Analiza wykresu pudełkowego (Rys. 4.28b) dodatkowo potwierdza stabilność parametrów termicznych połączeń lutowanych SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$. Dla wszystkich badanych grup rozkłady wyników są zwarte, a rozstępy międzykwartylowe niewielkie, co wskazuje na powtarzalność pomiarów oraz jednorodność struktury połączeń. Mediany i wartości średnie pozostają blisko siebie, a brak istotnych wartości odstających sugeruje, że dodatek włókien Al_2O_3 nie prowadzi do powstawania defektów strukturalnych mogących pogarszać przewodnictwo cieplne.

4.5.2 Pustki lutownicze SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ oraz SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$

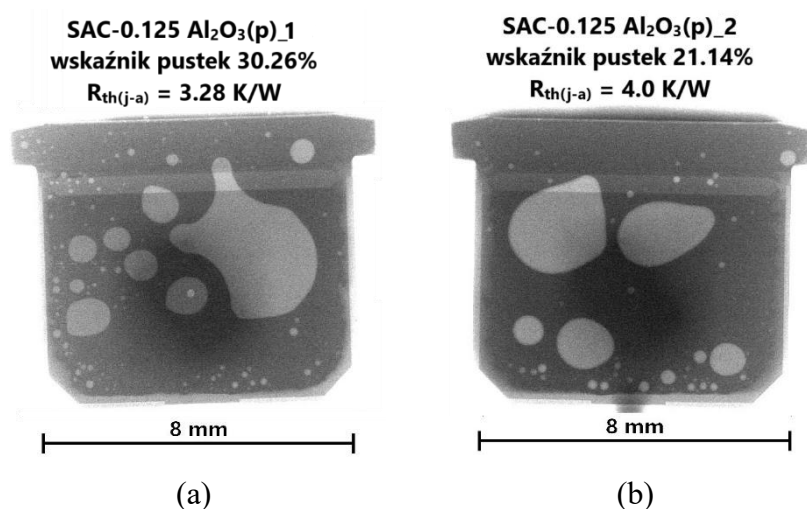
Kolejnym etapem prac badawczych, podczas którego wykorzystane zostały próbki testowe wykonane przy pomocy kompozytowych stopów lutowniczych zawierających nanoproszki $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ oraz $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$, były badania związane z analizą powierzchni pustek lutowniczych. W przeciwieństwie do próbek testowych zawierających dodatki nanoproszków SiC oraz TiO_2 (4.3 oraz 4.4), w tym przypadku wyniki pomiarów parametrów termicznych (4.5.1) uniemożliwiły jednoznaczną identyfikację grupy testowej, która charakteryzowała się znacznie niższymi parametrami termicznymi w stosunku do grupy referencyjnej (Rys. 4.25, Rys. 4.26, Rys. 4.27 oraz Rys. 4.28). W związku z tym, do badań rentgenowskich wytypowane zostały po dwie próbki z każdej analizowanej grupy testowej, gdzie próbki reprezentowały skrajne wartości wyznaczonych parametrów termicznych – najwyższa oraz najniższa wartość rezystancji termicznej. Poniżej zamieszczono zdjęcia rentgenowskie dwóch próbek testowych z grupy referencyjnej (Rys. 4.29) – niskosrebrowej pasty lutowniczej SAC0307.



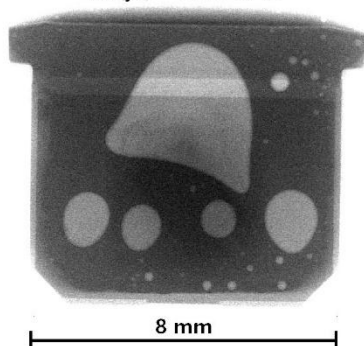
Rys. 4.29. Zdjęcia rentgenowskie połączeń lutowanych z wyznaczonymi wskaźnikami pustek lutowniczych: (a) i (b) SAC0307.

W przypadku analizy pustek dla grupy referencyjnej (SAC0307) można stwierdzić, iż wyznaczone wartości wskaźników pustek lutowniczych nie przekraczają limitów określonych w normie IPC-A-610D (maksymalna powierzchnia pustek lutowniczych 25%), gdzie odpowiednio wynoszą 4,07% dla SAC0307_1 (Rys. 4.29a) oraz 7,24% dla SAC0307_2 (Rys. 4.29b). Otrzymany wynik oznacza, iż próbki referencyjne spełniają kryteria jakościowe pod względem technologicznym oraz eksploatacyjnym, a w związku z tym mogą być użyte jako punkt odniesienia podczas dalszej analizy. Dodatkowo zaobserwowano wzrost rezystancji termicznej wraz ze wzrostem udziału powierzchni pustek lutowniczych. Dla próbek charakteryzujących się większym o około 3% udziałem pustek odnotowano wzrost rezystancji termicznej o około 32%. Należy jednak podkreślić, że obserwowane zmiany parametrów termicznych nie muszą wynikać wyłącznie ze zmiany udziału pustek. Tak znaczący wzrost rezystancji termicznej przy relatywnie niewielkim wzroście powierzchni pustek sugeruje, że istotny wpływ mogły mieć również zmiany mikrostruktury spoiny lutowniczej wywołane obecnością dodatku nanocząstek, w tym zmiany morfologii faz międzymetalicznych, rozkładu cząstek wzmacniających oraz jednorodności struktury lutowia. Czynniki te mogły również wpływać na efektywność transportu ciepła w połączeniu lutowanym.

Kolejną analizowaną grupą pod względem wielkości obszaru pustek w połączeniu lutowanym były próbki testowe, które wykonane zostały przy użyciu kompozytowych stopów lutowniczych zawierających dodatki nanocząstek tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$). Poniżej zamieszczono zdjęcia rentgenowskie próbek testowych zawierającej dodatek $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ w różnych stężeniach (Rys. 4.30), gdzie podobnie jak w przypadku grupy referencyjnej (Rys. 4.29) analizie rentgenowskiej poddano po dwie próbki testowe z każdej grupy, które charakteryzowały się najwyższą oraz najniższą wartością wyznaczonej rezystancji termicznej.

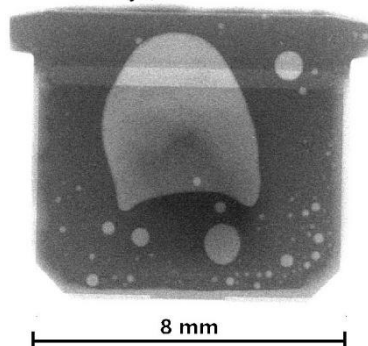


SAC-0.25 Al₂O₃(p)_1
wskaźnik pustek 39.56%
 $R_{th(j-a)} = 3.18 \text{ K/W}$



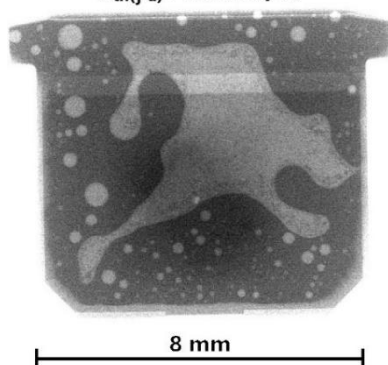
(c)

SAC-0.25 Al₂O₃(p)_2
wskaźnik pustek 39.09%
 $R_{th(j-a)} = 3.93 \text{ K/W}$



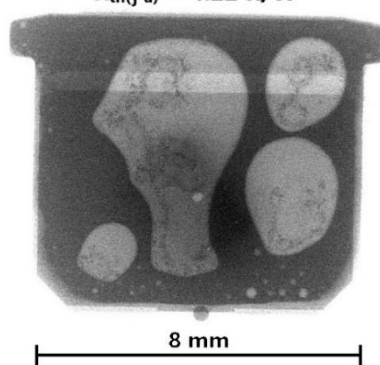
(d)

SAC-0.5 Al₂O₃(p)_1
wskaźnik pustek 43.25%
 $R_{th(j-a)} = 3.44 \text{ K/W}$



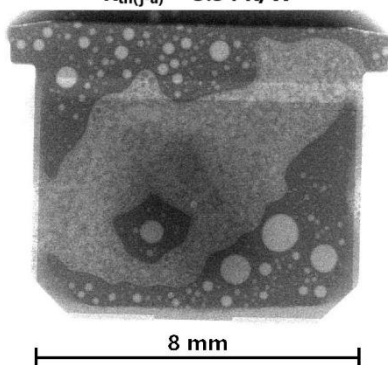
(e)

SAC-0.5 Al₂O₃(p)_2
wskaźnik pustek 62.44%
 $R_{th(j-a)} = 4.22 \text{ K/W}$



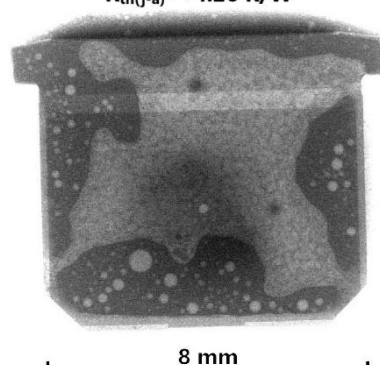
(f)

SAC-0.75 Al₂O₃(p)_1
wskaźnik pustek 74.46%
 $R_{th(j-a)} = 3.54 \text{ K/W}$

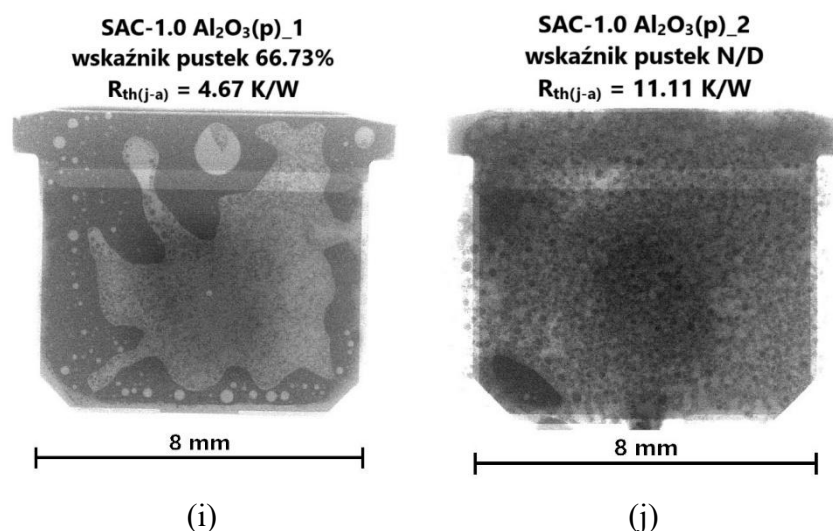


(g)

SAC-0.75 Al₂O₂(p)_2
wskaźnik pustek 73.62%
 $R_{th(j-a)} = 4.26 \text{ K/W}$



(h)



Rys. 4.30. Zdjęcia rentgenowskie połączeń lutowanych z wyznaczonymi wskaźnikami pustek lutowniczych: (a) i (b) SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$, (c) i (d) SAC-0.25_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$, (e) i (f) SAC-0.5_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$, (g) i (h) SAC-0.75_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$, (i) i (j) SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$.

Dla próbek testowych zawierających dodatki nanoproszków w postaci $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ można zaobserwować, iż wraz ze wzrostem stężenia umacniającego w połączeniu lutowanym, zwiększeniu ulega wartość wskaźnika pustek lutowniczych (Rys. 4.30). Zauważona prawidłowość jest zgodna z obserwacjami opisywanymi w literaturze, gdzie badacze zwracają uwagę, iż obecność nanocząstek ceramicznych w kompozytowych stopach lutowniczych może wpływać na zwiększenie napięcia powierzchniowego i zwilżalności past lutowniczych. W efekcie końcowym może dojść do intensyfikacji formowania pustek lutowniczych, których udział w badanej grupie testowej (z wyłączeniem próbki SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_2$ – Rys. 4.31b) przekracza wartość określoną w normie IPC-A-610D (dopuszczalna wartość 25%). Najmniejsze przekroczenie wyniosło 5,26% (w stosunku do normy IPC-A-610D) dla połączenia SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_1$ (Rys. 4.31a), a największe 49,66% dla SAC-0.75_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_1$ (Rys. 4.31g), liczone jako różnica między wartością zmierzoną a dopuszczalnym limitem. Opisane zjawisko szczególnie zauważalne jest dla próbek badawczych, gdzie stężenie umocnienia znajduje się w przedziale od 0,5 wt.% do 1,0 wt.%, gdyż w tych grupach (z wyłączeniem próbki SAC-0.5_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_1$ – Rys. 4.30e) wartość wskaźnika pustek lutowniczych znajduje się w przedziale od 62,4% (SAC-0.5_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_2$ – Rys. 4.30f) do 74,4% (SAC-0.75_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_1$ – Rys. 4.30g).

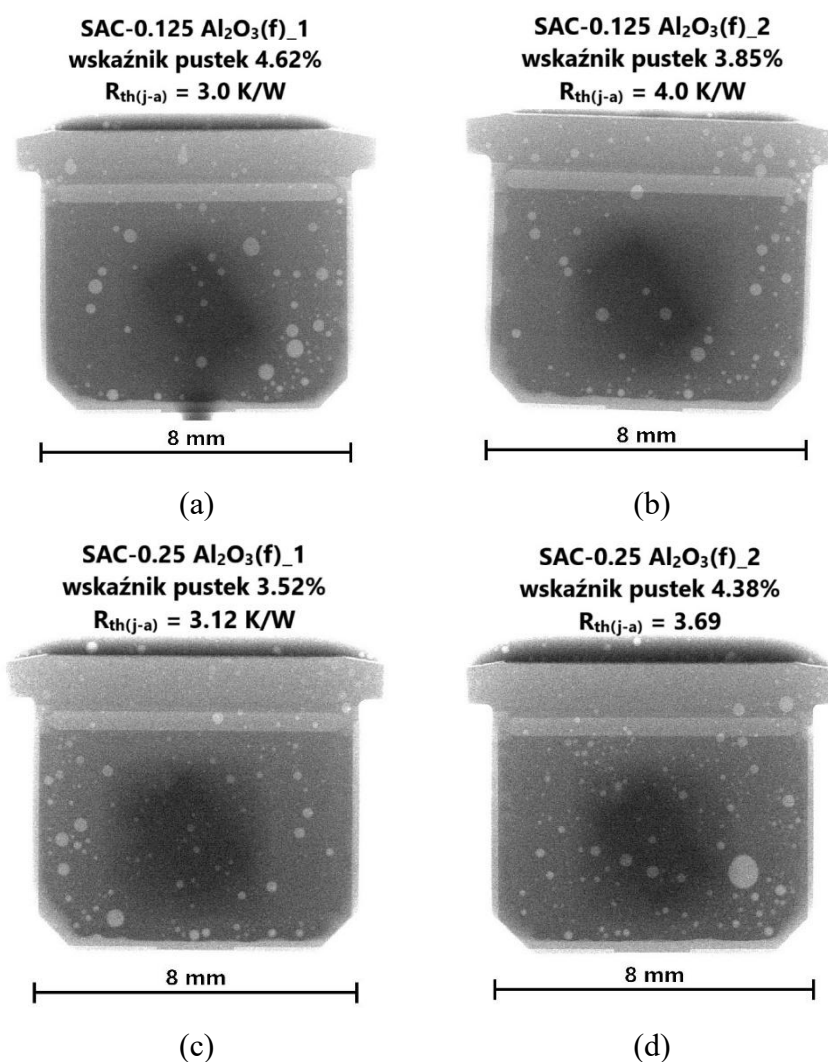
Jednocześnie, pomimo wysokiego udziału pustek lutowniczych, zauważalny jest brak jednoznacznego wzrostu rezystancji termicznej (z wyjątkiem grupy testowej SAC-0.5_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ oraz próbki SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_2$), tak jak w przypadku w przypadku grupy

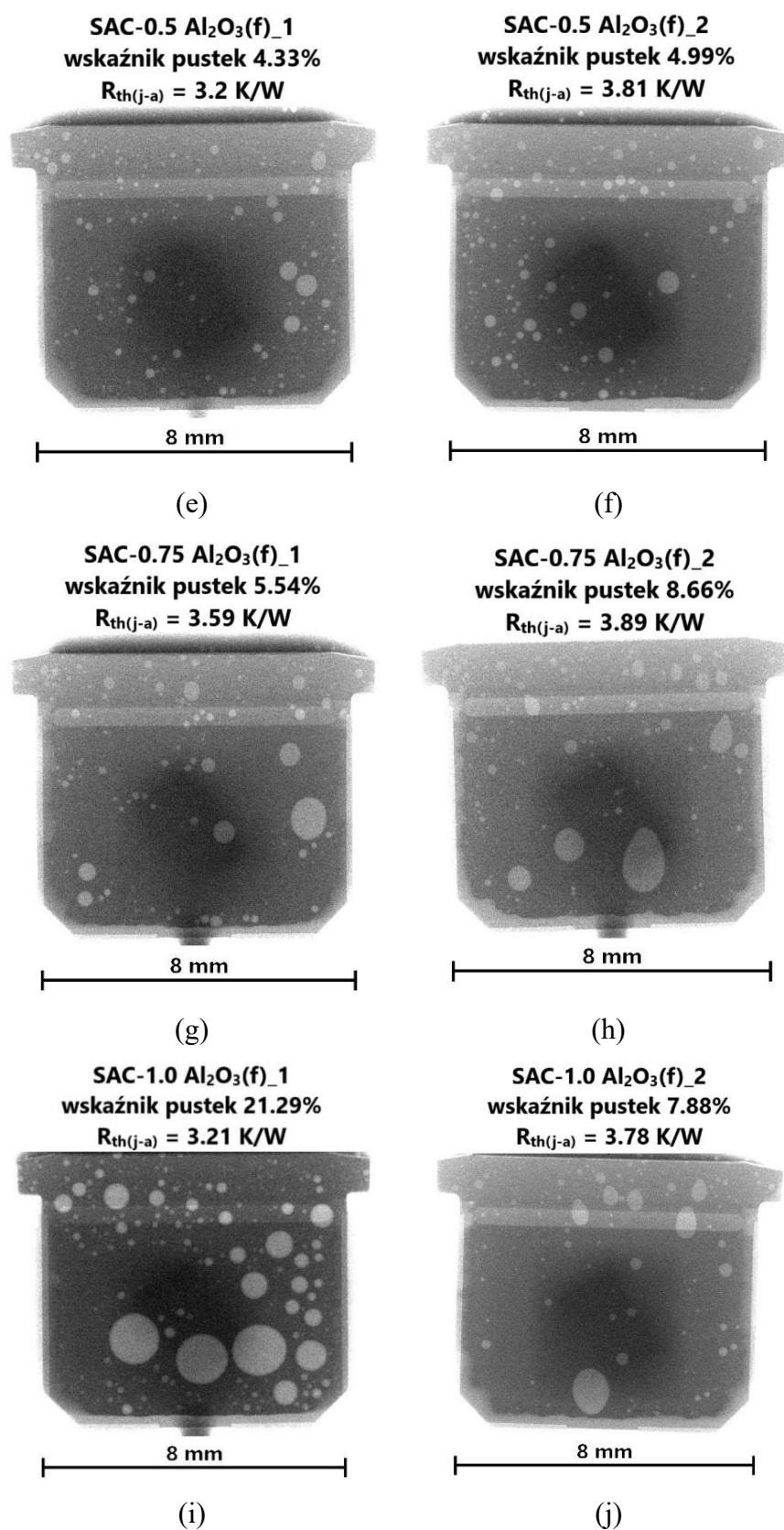
referencyjnej (SAC0307 – Rys. 4.29). W przypadku grup SAC-0.25_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ oraz SAC-0.75_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ zaobserwowano niewielkie różnice w powierzchni pustek lutowniczych pomiędzy próbkami należącymi do tej samej grupy, wynoszące odpowiednio 0,47% oraz 0,84%. Jednocześnie wartości wyznaczonych rezystancji termicznych tych próbek wykazywały wyraźne różnice, co wskazuje, że sam udział pustek lutowniczych nie wyjaśnia obserwowanych różnic rezystancji termicznej. W przypadku grupy SAC-0.25_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ różnica pomiędzy wartością wyznaczonych rezystancji termicznych wynosi 0,75 K/W, natomiast dla grupy SAC-0.75_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ różnica ta wynosi 0,72 K/W. Ponadto, dla grupy testowej SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ (Rys. 4.30a oraz Rys. 4.30b) można zauważyć, iż pomimo większej wartości wskaźnika pustek lutowniczych (30,2% dla SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_1$ – Rys. 4.30a), wartość wyznaczonej rezystancji termicznej jest niższa (3,28 K/W) niż w przypadku próbki badawczej, która wyróżnia się niższą wartością wskaźnika pustek lutowniczych na poziomie (21,1% dla SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_2$ – Rys. 4.30b), gdzie rezystancja termiczna wynosi 4,0 K/W. Wyżej opisana zależność może mieć również związek z faktem, iż obecność umocnień w postaci materiałów ceramicznych może powodować modyfikację mikrostruktury połączenia lutowanego poprzez rozdrobnienie ziaren oraz wpływać na strukturę i rozmieszczenie faz międzymetalicznych. Dlatego też, zmiany zachodzące w mikrostrukturze połączenia lutowanego, które powstają w skutek obecności umocnień ceramicznych, mogą częściowo kompensować negatywny wpływ występowania pustych przestrzeni lutowniczych na efektywny transfer ciepła z wnętrza przylutowanego elementu do podłoża.

Istotny jest również fakt, iż zbyt duże stężenie $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ może mieć negatywny wpływ na proces formowania połączenia lutowanego, poprzez wzrost temperatury topnienia stopu lutowniczego, co widoczne jest w przypadku próbki testowej SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_2$ (Rys. 4.30j). Prawdopodobnie w związku z obecnością umocnienia $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ na poziomie 1,0 wt.%, zmianie uległa temperatura topnienia stopu lutowniczego (temperatura likwidusu) co spowodowało, że stop lutowniczy SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ (dla próbki testowej SAC-0.1_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_2$) nie przeszedł z fazy stałej do fazy ciekłej. W konsekwencji nie doszło do zjawiska parowania (odgazowywania) substancji zawartych w topniku, przez co nie doszło do powstania pustych przestrzeni lutowniczych w połączeniu lutowanym – wskaźnik pustek lutowniczych niemożliwy do określenia (N/D) (Rys. 4.30j). Dlatego też, w tym skrajnym przypadku (SAC-0.1_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})_2$), pomimo spełnienia funkcji mechanicznej (mocowanie elementu do podłoża) oraz elektrycznej (umożliwienie przepływu prądu z przymocowanego elementu do podłoża), nie można traktować stworzonego połączenia jako połączenia lutowanego, gdyż

prawdopodobnie w związku z brakiem przekroczenia temperatury likwidusu, w połączeniu nie powstały warstwy związków międzymetalicznych, których wytworzenie warunkuje powstanie połączenia lutowanego. Również w tym przypadku, jedna z kluczowych funkcji połączenia lutowanego (funkcja termiczna) nie jest spełniona, gdyż poprzez skrajny wzrost wartości rezystancji termicznej (11,11 K/W) transfer ciepła z wnętrza elementu półprzewodnikowego do podłoża jest wysoce nieefektywny.

Ostatnią grupą próbek testowych, które poddane zostały analizie rentgenowskiej, były próbki wykonane przy użyciu kompozytowych stopów lutowniczych zawierających dodatki nanowłókien tlenku glinu ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$). Poniżej zamieszczono zdjęcia rentgenowskie próbek testowych zawierającej dodatek $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ w różnych stężeniach (Rys. 4.31), gdzie podobnie jak w poprzednim przypadku (Rys. 4.29 oraz Rys. 4.30) analizie rentgenowskiej poddano po dwie próbki z każdej grupy, które charakteryzowały się najwyższą oraz najniższą wartością wyznaczonej restancji termicznej.





Rys. 4.31. Zdjęcia rentgenowskie połączeń lutowanych z wyznaczonymi wskaźnikami pustek lutowniczych: (a) i (b) SAC-0.125_ Al₂O₃(f), (c) i (d) SAC-0.25_ Al₂O₃(f), (e) i (f) SAC-0.5_ Al₂O₃(f), (g) i (h) SAC-0.75_ Al₂O₃(f), (i) i (j) SAC-1.0_ Al₂O₃(f).

W przypadku umocnień charakteryzujących się morfologią włóknistą ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$), zaobserwować można istotnie odmienny charakter zmian w wartościach wskaźników pustek lutowniczych (Rys. 4.31). W przeciwieństwie do umocnienia w postaci $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ (Rys. 4.30), zwiększanie stężenia dodatku $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ nie powoduje sukcesywnego wzrostu udziału pustek w połączeniu lutowanym, a wartość wyznaczonych wskaźników pustek lutowniczych (z wyłączeniem próbki testowej SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ – Rys. 4.31i) pozostaje zbliżona do wartości wskaźników pustek lutowniczych grupy referencyjnej (SAC0307 – Rys. 4.29). Zauważona prawidłowość znajduje uzasadnienie w literaturze analizującej reologię, czyli opis zachowania materiałów pod wpływem naprężeń i ich zdolności do odkształcania oraz płynięcia, oraz procesy odgazowywania stopów kompozytowych. Wskazuje się, że specyficzna, wydłużona morfologia dodatków może ograniczać powstawanie zwartej bariery dyfuzyjnej dla pęcherzy gazów, co sprzyja ich swobodniejszemu przemieszczaniu się ku powierzchni w fazie ciekłej stopu (Mei i in., 2019; Kim i in., 2015). W praktyce oznacza to, że obecność nanowłókien nie wpływa negatywnie na proces parowania frakcji lotnych topnika, a mechanizm rozplywu pozostaje zbliżony do charakterystyki czystego stopu SAC0307. W rezultacie, stopień porowatości połączeń pozostaje na poziomie dopuszczalnym przez normy jakościowe (IPC-A-610H), nawet przy wyższych stężeniach fazy umacniającej.

Kolejno dokonując analizy wyznaczonych wartości rezystancji termicznych oraz wyznaczonych wskaźników pustek lutowniczych można zauważyć, iż w przypadku grup testowych SAC-0.25_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ (Rys. 4.31c oraz Rys 4.4.7d), SAC-0.5_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ (Rys. 4.31e oraz Rys 4.4.7f) i SAC-0.75_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ (Rys. 4.31g oraz Rys 4.4.7h) widoczna jest prawidłowość, która zauważona została dla grupy referencyjnej (SAC0307 – Rys. 4.29). Podobnie jak w przypadku referencyjnej grupy badawczej (SAC0307 – Rys. 4.29), również dla kompozytowych stopów lutowniczych zawierających umocnienie $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ w stężeniach od 0,25 wt.% do 0,75 wt.%, wzrost wartości wskaźników pustek lutowniczych powiązany jest z wzrostem wartości wyznaczonych rezystancji termicznych. Odpowiednio, w kolejnych analizowanych grupach zaobserwowano wzrost rezystancji termicznej wraz ze wzrostem wskaźnika pustek lutowniczych, jednak zależność ta nie miała charakteru jednoznacznego. Największa różnica wskaźnika pustek, wynosząca 3,12% dla grupy SAC-0.75 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$, odpowiadała wzrostowi rezystancji termicznej jedynie o 0,30 K/W, podczas gdy dla grup SAC-0.25 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ i SAC-0.5 $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ mniejsze różnice wskaźnika pustek (0,86% i 0,66%) skutkowały większym wzrostem rezystancji termicznej, odpowiednio o 0,57 K/W i 0,61 K/W. Wyniki te sugerują, że na właściwości termiczne połączeń wpływały nie tylko pustki

lutownicze, lecz również inne czynniki, takie jak zmiany mikrostruktury spoiny lutowniczej, rozmieszczenie pustek, morfologia faz międzymetalicznych oraz lokalna niejednorodność materiału.

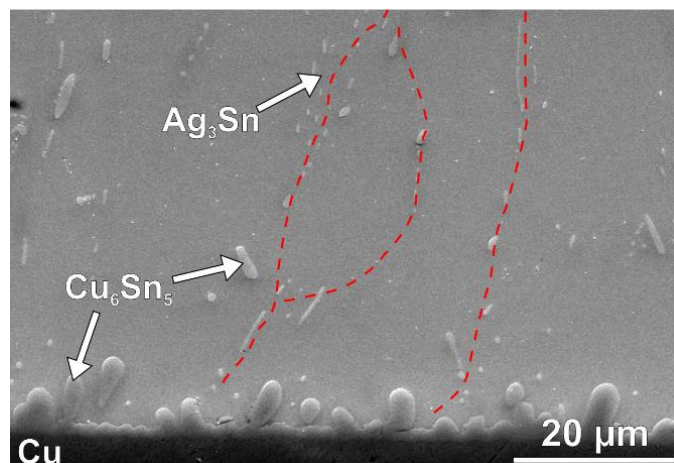
Jednakże, w przypadku pozostałych grup badawczych zawierających umocnienia $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ (SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ oraz SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$) można zauważyć odmienne zjawisko, gdzie wzrost udziału pustek lutowniczych nie wpływa na wzrost wartości wyznaczonych rezystancji termicznych. Odpowiednio, w przypadku grupy SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$, próbka testowa (SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})_1$ – Rys.4.4.7a), która charakteryzuje się najniższą wartością rezystancji termicznej (3,0 K/W) posiada wskaźnik pustek lutowniczych na poziomie 4,62%, co w stosunku do drugiej próbki badawczej z tej grupy, której rezystancja termiczna wynosi 4,0 K/W (SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})_2$ – Rys. 4.31b) jest wartością wyższą o 0,77%. Powyżej opisana prawidłowość została również zauważona w przypadku grupy badawczej SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$, gdzie odpowiednio próbka testowa (SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})_1$ – Rys.4.4.7i), która charakteryzuje się najniższą wartością rezystancji termicznej (3,21 K/W) posiada wskaźnik pustek lutowniczych na poziomie 21,29%, co w stosunku do drugiej próbki badawczej z tej grupy, której rezystancja termiczna wynosi 3,78 K/W (SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})_2$ – Rys. 4.31j) jest wartością wyższą o 14,41%. W związku z czym można przypuszczać, iż pewien poziom stężenia (w tym przypadku 0,125 wt.% oraz 1,0 wt.%) umocnienia $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ może w sposób istotny powodować zmiany w mikrostrukturze połączenia lutowanego, co przekłada się na wzrost efektywności transferu ciepła z wnętrza przylutowanego elementu do podłoża, pomimo występowania pustek lutowniczych.

Podsumowując, wyznaczone wartości wskaźników pustek lutowniczych dla grup testowych zawierających umocnienia w postaci nanoproszków Al_2O_3 ($\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ oraz $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$) (Rys. 4.30 oraz Rys. 4.31), w odniesieniu do próbek testowych grupy referencyjnej (SAC0307 – Rys. 4.45) oraz wymagań norm IPC-A-610D pozwalają stwierdzić, iż stężenie oraz forma umocnienia odgrywa kluczową rolę w procesie formowania pustek lutowniczych. W przypadku umocnienia $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ – nanoproszki, widoczna jest tendencja do praktycznie systematycznego wzrostu powierzchni pustych przestrzeni lutowniczych, wraz ze wzrostem wartości stężenia dodatku $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ (Rys. 4.30). W skrajnych przypadkach (Rys. 4.30j) zjawisko formowania połączenia lutowanego, czyli przekroczenia temperatury likwidusu powodującej parowanie topnika (powstawanie gazów) może nie mieć miejsca, co wprost przekłada się na niemożliwość określenia wartości pustych przestrzeni lutowniczych z powodu braku wystąpienia zjawiska odgazowywania. Z kolei umocnienia w postaci $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ - nanowłókna, które charakteryzują się

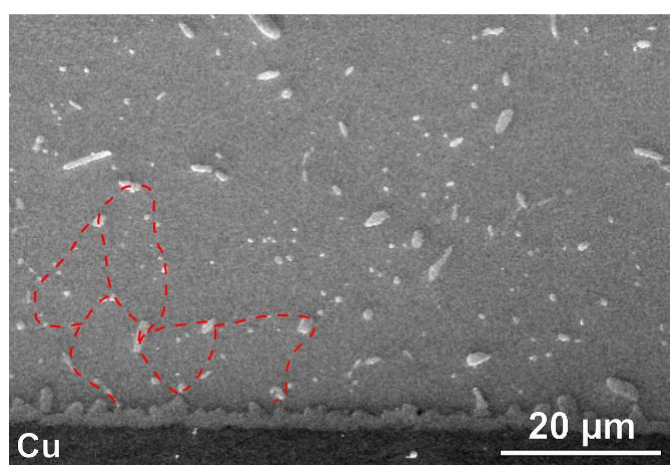
morfologią włóknistą (posiadają trzy wymiary: długość, średnicę oraz rozwiniętą powierzchnię właściwą), w połączeniu z ich wysokim współczynnikiem kształtu (*ang. aspect ratio*) znacząco mogą wpływać na proces powstawania pustek lutowniczych. Włóknista struktura o wysokim współczynniku kształtu, w sposób pozytywny może wpływać na zmniejszenie liczby pustek lutowniczych, poprzez rozbijanie dużych pęcherzy gazu na mniejsze, które łatwiej rozpraszają się w połączeniu lutowanym. Powyższe stwierdzenie znajduje potwierdzenie w wyznaczonych współczynnikach pustek lutowniczych dla grupy testowej zawierającej umocnienia $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ (Rys. 4.31), gdyż większość próbek testowych (poza SAC-1.0_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})_1$ – Rys. 4.31i) charakteryzuje się udziałem pustek lutowniczych na poziomie zbliżonym do grupy referencyjnej (SAC0307 – Rys. 4.29). Jednocześnie przeprowadzone badania wykazały, iż w przypadku wielu grup testowych, zarówno zawierających umocnienia $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ (Rys. 4.30) oraz $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ (Rys. 4.31) widoczny jest brak jednoznacznej zależności pomiędzy wartością współczynnika pustek lutowniczych, a wartością wyznaczonej rezystancji termicznej. W związku z tym można stwierdzić, iż w przypadku stosowania umocnień w postaci nanoproszków Al_2O_3 , mechanizm transferu ciepła z wnętrza przylutowanego elementu półprzewodnikowego, poprzez połączenie lutowane do podłoża ma bardziej złożony charakter, gdyż prawdopodobnie związane jest ze zmianami w budowie mikrostruktury połączenia lutowanego, które powstały w skutek dodatków umacniających.

4.5.3 Mikrostruktura SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{p})$ oraz SAC_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$

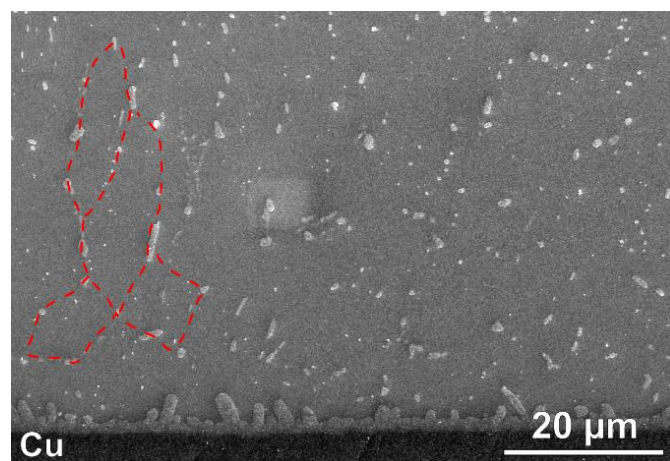
W celu przeprowadzenia analizy budowy mikrostruktury połączeń lutowanych, wybrane zostały próbki testowe zawierające umocnienia w postaci nanowłókien Al_2O_3 , odpowiednio w stężeniach: 0,125 wt.% (SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})_1$) oraz 0,25 wt.% (SAC 0.25_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})_{21}$). Wyboru próbek dokonano w oparciu o uzyskane wyniki pomiarów parametrów termicznych (4.5.1), gdyż w przypadku grup o tych stężeniach (0,125 wt.% oraz 0,25 wt.%) wyznaczona średnia rezystancja termiczna była najniższa. Podczas analizy mikrostruktury zrezygnowano z badań dotyczących próbek testowych zawierających nanocząstki Al_2O_3 , gdyż wyznaczone wskaźniki pustych przestrzeni lutowniczych przekraczały normę IPC-A-610D (maksymalna powierzchnia pustek lutowniczych 25%), co bez wątpienia miało wpływ na wzrost wartości parametrów termicznych [Pietruszka i in., 2022; Otiaba i in., 2012]. Poniżej (Rys. 4.32) zamieszczono obrazy mikrostruktury referencyjnego połączenia lutowanego (SAC0307) oraz połączeń lutowanych zawierających dodatki $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ – 0,125 wt.% oraz 0,25 wt.%.



(a)



(b)



(c)

Rys. 4.32. Mikrostruktura połączeń lutowanych: (a) SAC0307_2, (b) SAC-0.125_Al₂O₃(f)_1, (c) SAC-0.25_Al₂O₃(f)_1.

Jak wynika z zdjęć przedstawionych powyżej (Rys. 4.32), w przypadku połączenia referencyjnego SAC0307_2 (Rys. 4.32a) grubość warstwy związków międzymetalicznych

(IMC) wynosi około 2,68 μm . Ponadto, średnia wielkość ziarna wynosi 40–50 μm , co wskazuje na relatywnie dużą, mniej rozdrobnioną mikrostrukturę. W przypadku stopów lutowniczych modyfikowanych dodatkiem $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$ (Rys. 4.32b oraz Rys. 4.32c), można zaobserwować wyraźną zmianę mikrostruktury połączenia lutowanego. Wraz ze wzrostem zawartości cząstek wzmacniających następuje stopniowe zmniejszenie grubości warstwy związków międzymetalicznych na granicy połączenia lutowane – podłoże PCB. Dla lutu kompozytowego SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})_1$ średnia grubość warstwy IMC wynosiła około 2,36 μm . Z kolei w przypadku próbki testowej SAC-0.25_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})_1$, średnia grubość warstwy IMC zmniejsza się do około 2,11 μm , co zaobserwowali również inni badacze (Tikale i Prabhu, 2020; Tsao i in., 2013). Dodatkowo, analiza mikrostruktury wykazała widoczną zmianę średniej wielkości ziaren, która zmniejszyła się do poziomu 10–15 μm . Zjawisko prawdopodobnie spowodowane jest obecnością $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})$, które w tym przypadku pełnią rolę heterogenicznych zarodków krystalizacji oraz barier dla migracji granic ziaren, co ogranicza ich wzrost w trakcie formowania się połączenia lutowanego – krzepnięcia stopu (Chuang i in., 2011). W rezultacie uzyskuje się bardziej jednorodną i drobnoziarnistą mikrostrukturę, która wpływa na stabilizację oraz ograniczenie nadmiernego rozrostu warstwy związków międzymetalicznych (Muzni i in., 2023; Yin i in., 2021).

Podsumowując, przeprowadzona analiza mikrostruktury połączeń lutowanych potwierdziła, iż zastosowanie dodatku nanowłókien Al_2O_3 w niskosrebrowym stopie SAC0307 korzystnie wpływa na mikrostrukturę i właściwości termiczne połączenia lutowanego. Analiza obrazów mikrostruktury wykazała, że wprowadzenie nanowłókien Al_2O_3 prowadzi do wyraźnego rozdrobnienia struktury ziarnistej stopu oraz zmniejszenia grubości warstwy związków międzymetalicznych (IMC) na granicy lut–podłoże PCB, z około 2,68 μm dla połączenia referencyjnego (Rys. 4.32a) do około 2,36 μm dla SAC-0.125_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})_1$ (Rys. 4.32b) oraz około 2,11 μm dla SAC-0.25_ $\text{Al}_2\text{O}_3(\text{f})_1$ (Rys. 4.32c). Zauważone zjawisko związane jest z działaniem samych nanowłókien, jako heterogenicznych zarodków krystalizacji oraz barier dla migracji granic ziaren. Efekt ten ogranicza rozrost ziaren podczas krzepnięcia stopu lutowniczego i prowadzi do powstania bardziej jednorodnej, drobnoziarnistej mikrostruktury. Uzyskane wyniki dowiodły, że modyfikacja stopów lutowniczych dodatkiem Al_2O_3 w postaci nanowłókien, szczególnie w stężeniach nieprzekraczających 0,25 wt.%, stanowi korzystne rozwiązanie z punktu widzenia kształtowania mikrostruktury, ograniczenia rozrostu warstwy IMC oraz poprawy właściwości termicznych połączeń lutowanych.

5. Wpływ procesu montażu powierzchniowego, w tym profilu temperaturowego na parametry termiczne tranzystorów IGBT

5.1 Przygotowanie próbek badawczych

Obiektami badawczymi były układy elektroniczne, w których tranzystor IGBT przylutowano na powierzchni dedykowanego podłoża (obwodu drukowanego). Podobnie jak w przypadku poprzednich prac eksperymentalnych (4.1), również w tym przypadku przylutowany tranzystor pełnił rolę elementu wydzielającego ciepło podczas pracy. Należy podkreślić, że celem prowadzonych badań nie było porównanie właściwości termicznych tranzystorów MOSFET i IGBT, lecz ocena wpływu procesu montażu powierzchniowego, w tym zastosowanej metody oraz profilu temperaturowego, na odprowadzanie ciepła z elementu półprzewodnikowego (parametry termiczne). Z tego względu rodzaj zastosowanego tranzystora nie stanowił zmiennej badawczej. W odróżnieniu od wcześniejszych badań, w których zastosowano tranzystory MOSFET, na potrzeby niniejszych prac wykorzystano tranzystory IGBT NGB8207BN (producent ON Semiconductor), pełniące analogiczną funkcję źródła ciepła w badanym układzie. Poniżej zamieszczono tabelę (Tab. 5.1), zawierającą wybrane parametry termiczne i elektryczne zastosowanego elementu półprzewodnikowego.

Tab. 5.1. Wybrane parametry termiczne i elektryczne tranzystora IGBT NGB8207BN [ON Semiconductor, NGB8207N, NGB8207BN: Ignition IGBT, Datasheet nr NGB8207N/D, Rev. 1, grudzień 2011].

Parametr	Wartość opuszczalna / maksymalna	Jednostka
Napięcie kolektor-emiter (U_{CE})	365	V
Napięcie bramka-emiter (U_{GE})	± 15	V
Prąd ciągły kolektora (I_C) dla $T_c = 25^\circ\text{C}$	20	A_{DC}
	50	A_{AC}
Całkowite rozproszenie mocy dla $T_c = 25^\circ\text{C}$ (P_D)	165	W
Rezystancja termiczna złącze-obudowa ($R_{th(j-c)}$)	1,1	$^\circ\text{C/W}$

Zastosowany tranzystor IGBT (Tab. 5.1) został wykonany w obudowie TO-263 (D²PAK), charakteryzującej się obecnością dużego padu termicznego. W rezultacie połączenie lutowane pomiędzy elementem a podłożem zajmuje stosunkowo dużą powierzchnię, co uzasadnia analizę wpływu jakości tego połączenia na parametry termiczne badanego elementu. W związku z powyższym, montaż powierzchniowy elementu w tego typu obudowie tworzy wraz

z połączeniem lutowanym oraz podłożem rozległe połączenie, którego jakość ma istotne znaczenie w przypadku analizy transferu ciepła z wnętrza przylutowanego elementu do podłoża.

5.1.1 Projekt obwodu drukowanego

Na potrzeby realizacji niniejszych prac badawczych wykorzystano ten sam projekt obwodu drukowanego, który użyto w poprzednim etapie prac eksperymentalnych (Rys. 4.3). Oprócz różnicy polegającej na typie elementu zastosowanego podczas procesu lutowania (poprzednio wykorzystano tranzystor MOSFET), główną różnicą był materiał wykorzystany podczas produkcji obwodu drukowanego. W tym przypadku zastosowano standardowy typ laminatu FR4 (*ang. Flame Retardant 4*). W tabeli poniżej (Tab. 5.2) opisano najważniejsze parametry techniczne podłoża wykorzystanego podczas przeprowadzonych eksperymentów.

Tab. 5.2. Parametry techniczne podłoża FR4 wykorzystanego podczas prac eksperymentalnych.

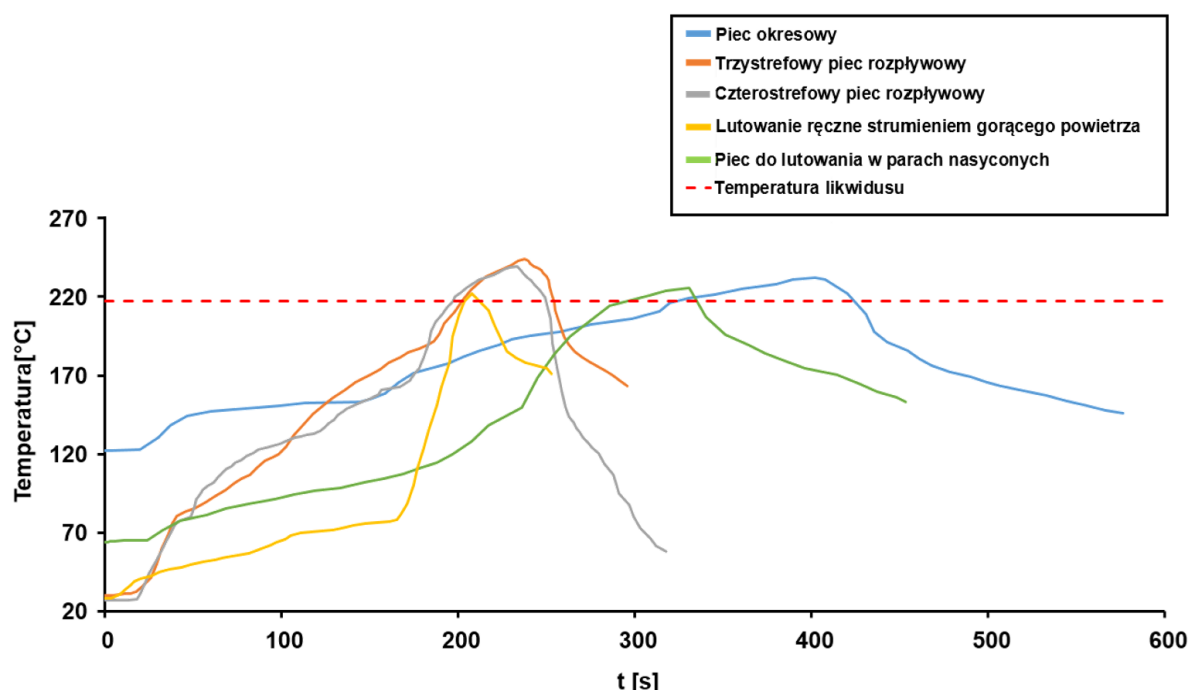
Parametr	Jednostka	Wartość
Przewodność cieplna	W/m·K	0,3
Grubość warstwy miedzi	μm	35
Grubość warstwy dielektrycznej	mm	1,55
Grubość powłoki HASL	μm	15
Grubość całkowita	mm	1,6

Podłoże FR4 wykorzystano głównie ze względu na jego wysoką popularność, gdyż jest najczęściej stosowane w produkcji obwodów drukowanych. Jest to materiał kompozytowy wykonany z włókna szklanego impregnowanego żywicą epoksydową, który charakteryzuje się właściwościami samogaszącymi (Teeba oraz Mutharasu, 2012; Polansky i in., 2014). Podczas wszystkich pomiarów, próbka testowa (tranzystor przylutowany do podłoża) przykręcona była do wymiennika ciepła chłodzonego cieczą. Dodatkowo pomiędzy podłożem a powierzchnią wymiennika zastosowano warstwę pasty termoprzewodzącej, zapewniającą przy tym powtarzalne warunki odprowadzania ciepła.

5.1.2 Proces montażu powierzchniowego – zastosowane metody lutowania

W trakcie procesu montażu powierzchniowego zastosowano niskosrebrową pastę lutowniczą typu SAC0307 – Sn99Ag0,3Cu0,7 (LOCTITE HF 212 – Henkel Adhesives), gdzie

aplikacja pasty lutowniczej na powierzchnię obwodu drukowanego odbywała się z wykorzystaniem szablonu lutowniczego o grubości równej 125 μm . Zgodnie z założeniami badawczymi, proces lutowania realizowano przy wykorzystaniu różnych urządzeń technologicznych: pieca okresowego, trzystrefowego oraz czterostrefowego pieca konwekcyjnego, pieca do lutowania w parach nasyconych oraz stacji lutowniczej z gorącym powietrzem (*ang. hot-air*). W zależności od zastosowanego urządzenia możliwe było uzyskanie odmiennych przebiegów profilu temperaturowego procesu. Na rysunku poniżej (Rys. 5.1) przedstawiono profile temperaturowe zarejestrowane dla poszczególnych metod realizacji procesu lutowania.



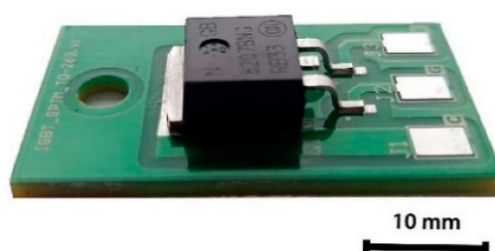
Rys. 5.1. Krzywe temperaturowe profili lutowniczych zastosowanych podczas procesu lutowania.

Przedstawione profile temperaturowe (Rys. 5.1) wykazują wyraźne zróżnicowanie, które wynika bezpośrednio z zastosowanych technologii montażu. Kluczowe rozbieżności dotyczą całkowitego czasu trwania procesu lutowania, temperatury początkowej oraz dynamiki nagrzewania do temperatury likwidusu. Ponadto widoczne są istotne różnice w czasie pozostawiania spoiwa w stanie płynnym, czyli temperatury powyżej likwidusu (*ang. Time Above Liquidus, TAL*), szybkości chłodzenia oraz wartości końcowych temperatur chłodzenia próbek testowych oraz sposobu przenoszenia ciepła w ukł. Poniżej zamieszczono tabelę (Tab. 5.3), która zawiera szczegółowe informacje związane z wartościami temperatur oraz przedziałami czasowymi, w zależności od zastosowanej metody lutowania.

Tab. 5.3. Szczegółowe parametry temperaturowo-czasowe użytych metod lutowania.

Metoda lutowania	Typ grzania	Temperatura [°C]	Czas [s]	Atmosfera
Piec okresowy	Promieniowanie podczerwone	Podgrzewanie: 150 – 180	140	Powietrze
		Rozpływ: 210 – 254	200	
		Chłodzenie: 254 – 170	180	
Trzystrefowy piec rozpływowy	Konwekcja	Podgrzewanie: 160 – 180	60	Powietrze
		Rozpływ: 213 – 247	40	
		Chłodzenie: 247 – 150	70	
Czterostrefowy piec rozpływowy	Konwekcja	Podgrzewanie: 140 – 175	50	Powietrze
		Rozpływ: 210 – 240	50	
		Chłodzenie: 240 – 140	30	
Piec do lutowania w parach nasyconych	Przewodzenie ciepła	Podgrzewanie: 125 – 187	50	Gaz obojętny
		Rozpływ: 206 – 227	60	
		Chłodzenie: 227 – 150	130	
Lutowanie ręczne strumieniem gorącego powietrza	Konwekcja	Podgrzewanie: 120 – 195	15	Powietrze
		Rozpływ: 195 – 221	10	
		Chłodzenie: 221 – 175	50	

Poniżej przedstawiono zdjęcie próbki testowej (Rys. 5.2) po zakończeniu procesu montażu powierzchniowego, gdzie widoczne jest podłoże (obwód drukowany), do którego na warstwie wierzchniej przylutowany został element generujący ciepło w postaci tranzystora IGBT. Dla każdej grupy testowej wykonane zostało po pięć próbek badawczych.



Rys. 5.2. Widok próbki testowej – tranzystro IGBT przylutowany na podłożu FR4.

5.2 Metody badań

W trakcie realizowania prac badawczych, wykorzystano identyczne metody pomiarowe, jak w przypadku badań dotyczących kompozytowych stopów lutowniczych. W pierwszym etapie zrealizowane zostały pomiary parametrów termicznych, gdzie ponownie zastosowano autorską metodę pomiarową (podrozdział 4.2.1) – pośrednia metoda elektryczna. Jedyną różnicą polegała na wykorzystanym parametrze termoczułym. W przypadku poprzednich badań, w których użyty został tranzystor MOSFET, parametrem termoczułym było napięcie bramka-źródło U_{GS} (Rys. 4.6). Dla tranzystora IGBT wykorzystano analogiczny parametr termoczuły, czyli napięcie bramka-emiter U_{GE} . Kolejne etapy metody pomiaru przejściowej impedancji termicznej pozostały bez zmian, gdzie po wyznaczeniu charakterystyki termometrycznej badanego elementu półprzewodnikowego (określeniu zależności napięcia U_{GE} od temperatury otoczenia T_a), realizowano etap drugi związany z wydzielaniem mocy grzewczej P_H (w tym przypadku 5 W) do osiągnięcia stanu termicznie ustalonego, a następnie etap trzeci związany studzeniem badanej próbki do temperatury równej temperaturze otoczenia T_a . Podczas trwania etapu drugiego oraz trzeciego, za pomocą przetwornika analogowo-cyfrowego wykonywano pomiar parametru termoczułego U_{CE} , gdzie kolejno na podstawie zmierzonych wartości oraz wyznaczano przejściowe impedancje termiczne badanych próbek testowych i wyznaczano rezystancje termiczną każdej próbki testowej.

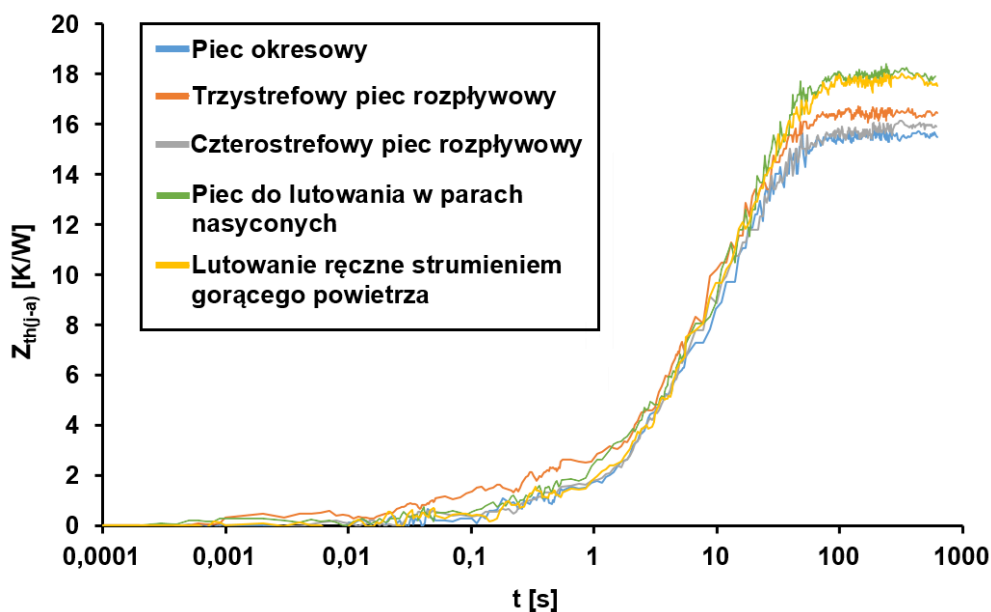
Kolejną metodą badawczą, którą wykorzystano była metoda związana z wyznaczeniem współczynników powierzchni pustek lutowniczych w połączeniu lutowanym (podrozdział 4.2.2). W tym celu wykonano zdjęcia rentgenowskie, skupiając się na połączeniu lutowanym pomiędzy obwodem drukowanym, a padem termicznym tranzystora. Następnie wyznaczono udział pustek lutowniczych w połączeniu lutowanym dla wytypowanych próbek badawczych z każdej grupy testowej. Dzięki temu, możliwe było wykonanie analizy dotyczącej wyników pomiarów parametrów termicznych, w stosunku do obszaru pustek lutowniczych znajdujących się w połączeniach lutowanych.

Ostatnią metodą badawczą użytą podczas realizacji niniejszego eksperymentu była technika, która dotyczyła analizy budowy mikrostruktury połączeń lutowanych. W tym celu ponownie wykorzystano badania przy użyciu SEM (podrozdział 4.2.3), gdzie uwagę skupiono na ocenie grubości oraz ciągłości warstw związków międzymetalicznych (IMC) górnej oraz dolnej części połączeń lutowanych. Badania wykonano dla wytypowanych próbek testowych z każdej grupy badawczej.

5.3 Wyniki i analiza przeprowadzonych badań

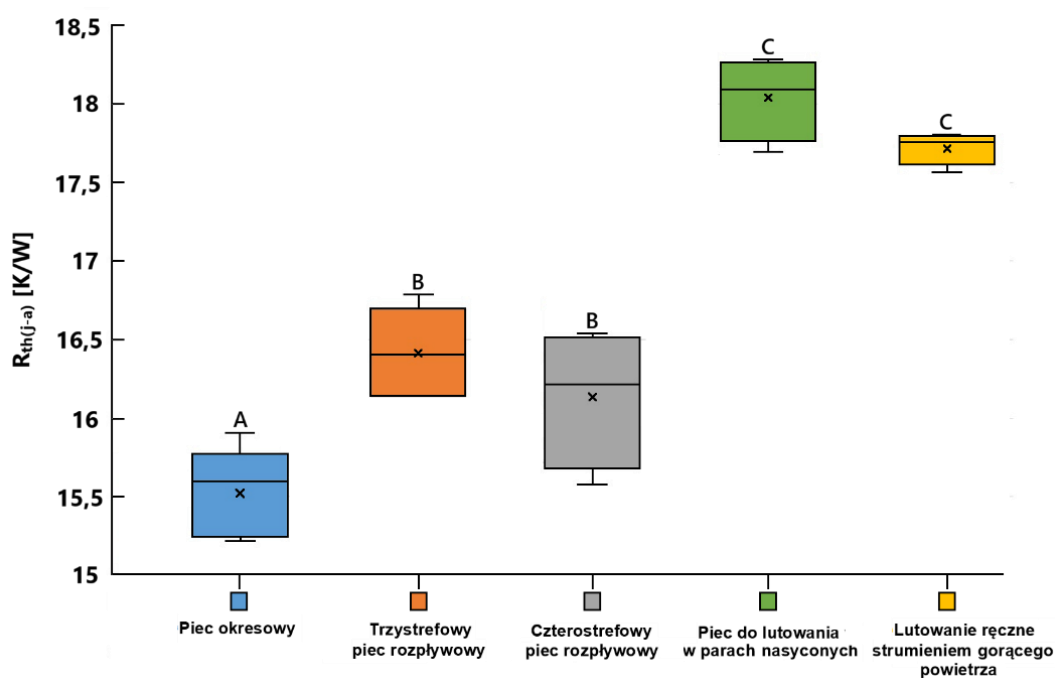
5.3.1 Parametry termiczne próbek testowych

Pierwszym etap prac badawczych związany był z pomiarami przejściowych impedancji termicznych każdej próbki testowej, a następnie wyznaczenie średnich wartości impedancji termicznych każdej analizowanej grupy. Poniżej (Rys. 5.3) zamieszczono rysunek, na którym przedstawiono krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej każdej grupy testowej.



Rys. 5.3. Krzywe przejściowej impedancji termicznej próbek testowych wykonanych przy użyciu różnych metod lutowania.

Kolejno, na podstawie zrealizowanych pomiarów przejściowych impedancji termicznych, wyznaczono średnie wartości rezystancji termicznych próbek testowych. Następnie, dla uzyskanych wartości przeprowadzono jednoczynnikową analizę wariancji ANVOA, gdzie poziom istotności (α) wynosił 0,05. Poniżej zamieszczono wykres pudełkowy (Rys. 5.4), gdzie widoczne są wartości wyznaczonych rezystancji termicznych próbek badawczych w każdej grupie oraz wyniki analizy statystycznej.



Rys. 5.4. Rozkład rezystancji termicznych próbek testowych wykonanych przy użyciu różnych metod lutowania.

Na podstawie zrealizowanych pomiarów parametrów termicznych, dokonując analizy przebiegów średnich wartości zmierzonych impedancji termicznych (Rys. 5.3) widać, iż w zakresie wartości czasu, które odpowiadają stanowi ustalonemu ($t > 100$ s), można zaobserwować wyraźne różnice pomiędzy badanymi grupami próbek testowych. Najniższe wartości średniej impedancji termicznej odnoszą się do tranzystorów lutowanych w piecu okresowym, gdzie średnia wartość przejściowej impedancji termicznej wynosi około 15,5 K/W. Grupa próbek testowych lutowanych w trzystrefowym piecu rozplýwowym wyróżnia się wyższymi wartościami impedancji termicznej, gdzie wynosi ona około 16,2 K/W, natomiast grupa próbek testowych lutowana w czterostrefowym piecu rozplýwowym charakteryzuje się średnią wartością impedancji termicznej na poziomie około 15,9 K/W. Z kolei najwyższe średnie wartości impedancji termicznej uzyskano dla grup testowych lutowanych w piecu do lutowania w parach nasyconych (18,2 K/W), oraz przy użyciu stacji do lutowania gorącym powietrzem (17,8 K/W). Dodatkowo, różnica pomiędzy grupą o najniższej oraz najwyższej średniej wartości impedancji termicznej wynosi 2,7 K/W, co odpowiada zmianie równej około 17%.

Kolejno, dokonując interpretacji wyznaczonych wartości rezystancji termicznych oraz przeprowadzonej analizy statystycznej ANOVA (Rys. 5.4) można stwierdzić, iż powyżej opisane zależności dotyczące średnich wartości impedancji termicznych badanych grup są spójne z wyznaczonymi wartościami. W przypadku próbek testowych lutowanych przy

wykorzystaniu pieca okresowego, mediana rezystancji termicznej (Rys. 5.4 – pozioma kreska wewnątrz niebieskiego kwadratu) wynosi około 15,6 K/W, a średnia wartość (Rys. 5.4 – znak „x” wewnątrz niebieskiego „pudełka”) wynosi około 15,5 K/W. Powyższa zależność (średnia zbliżona do mediany) świadczy o jednorodności i powtarzalności procesu lutowania. Dodatkowo analiza statystyczna wykazała, iż badana grupa różni się istotnie (w sensie statystycznym) od pozostałych analizowanych grup (Rys. 5.4 – oznaczenie grupy niebieskiej literą „A”).

Próbki testowe, które lutowane były w piecach rozpliwowych (trzystrefowy oraz czterostrefowy) wykazują wyższe wartości mediany rezystancji termicznej, odpowiednio około 16,4 K/W dla pieca trzystrefowego oraz 16,25 K/W dla pieca czterostrefowego. Pomimo, iż w obu przypadkach (piece tunelowe) mediana jest zbliżona do średniej, to sam obszar „pudełka” jest większy, niż w przypadku pieca okresowego. Dodatkowo analiza statystyczna wykazała, iż grupy te nie różnią się w sposób istotny statystycznie pomiędzy sobą, jednak różnią się w sposób istotny pomiędzy pozostałymi grupami (Rys. 5.4 – oznaczenie grupy pomarańczowej i grupy szarej literą „B”).

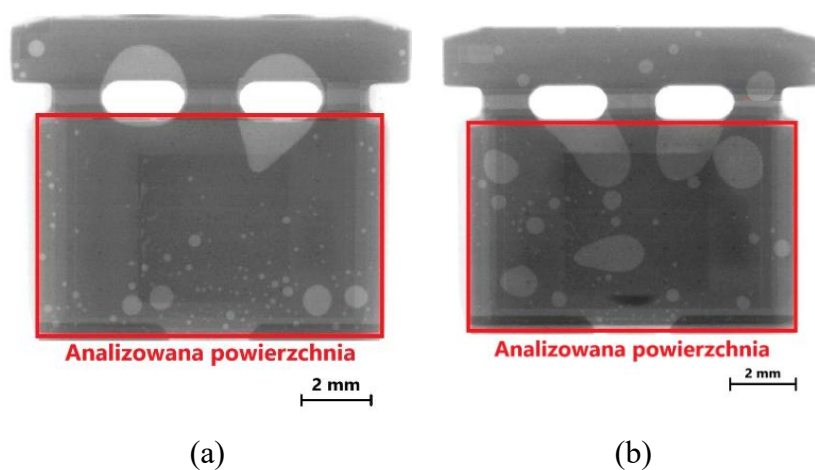
W przypadku dwóch ostatnich metod lutowania (lutowanie w parach nasyconych oraz lutowanie ręczne przy użyciu gorącego powietrza) widać, że wyznaczone średnie wartości rezystancji termicznych są największe i wynoszą około 18,2 K/W (Rys. 5.4 – grupa w kolorze zielonym, lutowanie w parach nasyconych), oraz około 17,8 K/W (Rys. 5.4 – grupa w kolorze żółtym, lutowanie ręczne przy użyciu gorącego powietrza). Dodatkowo w przypadku tych grup analiza statystyczna wykazała, iż pomiędzy grupami nie są obserwowane istotne różnice pod względem statystycznym, jednak porównując je z innymi grupami, otrzymane wartości są istotnie różne (Rys. 5.4 – oznaczenie grupy zielonej i grupy żółtej literą „C”).

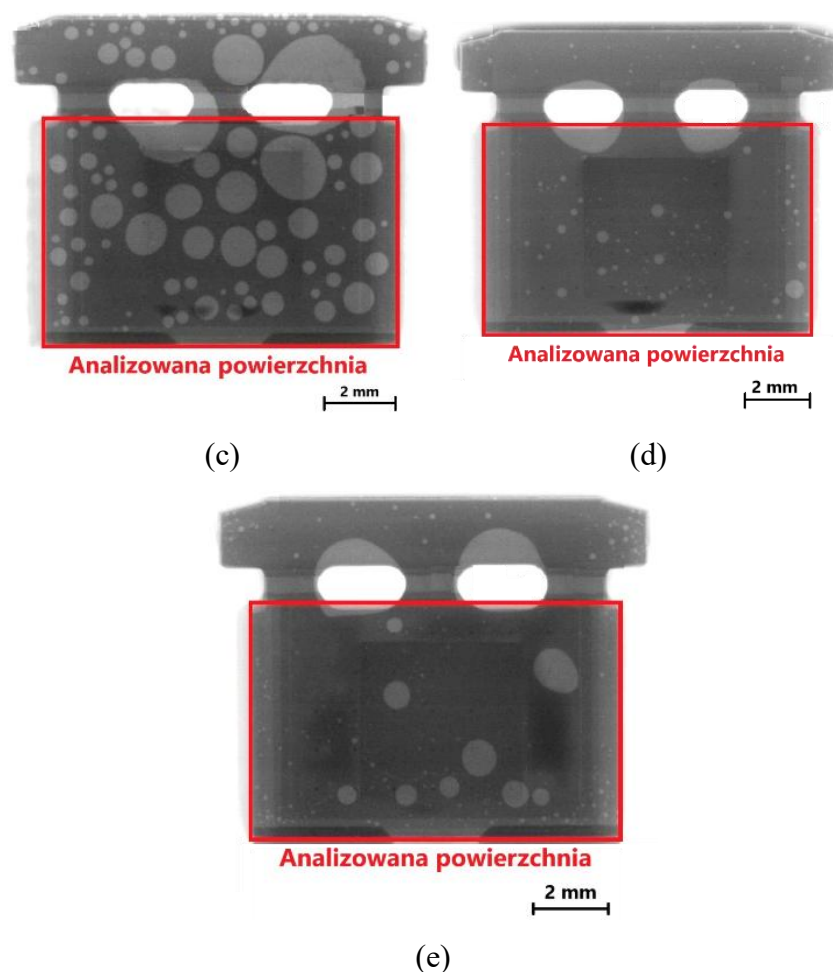
Podsumowując, wyniki pomiarów parametrów termicznych (Rys. 5.3) oraz wyznaczone wartości rezystancji termicznych i wykonana analiza statystyczna (Rys. 5.4) jednoznacznie wskazują, że zastosowana technologia montażu powierzchniowego w sposób istotny wpływa na właściwości termiczne badanego układu. Najkorzystniejsze parametry termiczne uzyskano w przypadku grupy testowej, gdzie próbki badawcze lutowane były w piecu okresowym (Rys. 5.3 oraz Rys. 5.4 – grupa w kolorze niebieskim), natomiast najwyższe wartości parametrów termicznych uzyskano dla metody wykorzystującej piec do lutowania w parach nasyconych oraz metody lutowania ręcznego stacją gorącego powietrza (Rys. 5.3 oraz Rys. 5.4 – grupa w kolorze zielonym oraz grupa w kolorze żółtym). Uzyskane różnice w wynikach mogą być bezpośrednio związane z jakością połączenia lutowanego, w szczególności z zjawiskiem

występowania pustek lutowniczych oraz zmianami w budowie mikrostruktury połączenia lutowanego. Z kolei ww. zmiany mogą być związane z zastosowaniem odmiennych metod montażu powierzchniowego, gdzie istotne znaczenia ma zastosowany profil temperaturowy oraz sposób doprowadzania ciepła (Rys. 5.1 oraz Tab. 5.3). W związku z powyższym, aby w sposób dokładny zbadać mechanizmy mające wpływ na zauważone różnice przeprowadzono badania związane z jakością połączenia lutowanego. Badania te umożliwiły dokonanie analizy udziału pustek lutowniczych w połączeniu lutowanym oraz zmian mikrostrukturalnych w budowie połączenia lutowanego.

5.3.2 Powierzchnia pustek lutowniczych

W celu przeprowadzenia analizy pustek lutowniczych występujących w połączeniu lutowanym, wykorzystana została metoda badawcza polegająca na radiografii rentgenowskiej (podrozdział 4.2.2). Analizie rentgenowskiej poddane zostały wszystkie próbki testowe z każdej grupy, gdzie kolejno wyznaczono średnie procentowe wartości wskaźników pustek lutowniczych. Poniżej (Rys. 5.5) zamieszczone zostały zdjęcia z radiografii rentgenowskiej, na których widoczne są puste przestrzenie lutownicze wewnątrz połączeń lutowanych dla jednej próbki testowej z każdej grupy badawczej – za pomocą czerwonej ramki zaznaczony został obszar poddany analizie.





Rys. 5.5. Zdjęcia rentgenowskie połączeń lutowanych: (a) lutowanie w piecu okresowym, (b) lutowanie w trzystrefowym piecu rozplýwowym, (c) lutowanie w czterostrefowym piecu rozplýwowym, (d) lutowanie w piecu do lutowania w parach nasyconych, (e) lutowanie ręczne z wykorzystaniem gorącego powietrza.

Następnie, na podstawie wykonanych zdjęć rentgenowskich wszystkich próbek testowych, wyznaczone zostały średnie, procentowe wartości pustek lutowniczych dla każdej analizowanej grupy (Tab. 5.4).

Tab. 5.4. Średnie wartości pustek lutowniczych dla danej metody lutowania.

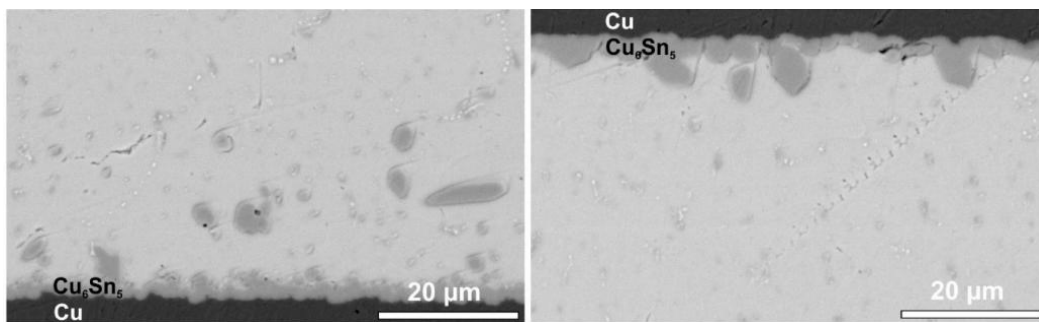
Metoda lutowania	Średnia wartość współczynnika pustek lutowniczych [%]
Piec okresowy	$6,9 \pm 1,5$
Trzystrefowy piec rozplýwowy	$12,8 \pm 6,7$
Czterostrefowy piec rozplýwowy	$30,9 \pm 4,9$
Piec do lutowania w parach nasyconych	$11,2 \pm 4,6$
Lutowanie ręczne strumieniem gorącego powietrza	$3,6 \pm 2,2$

Na podstawie uzyskanych wyników (Rys. 5.5 oraz Tab. 5.4) można zauważyć, iż w zależności od zastosowanej metody montażu, udział pustek lutowniczych w połączeniu lutowanym różnił się w sposób istotny a ponadto, nie jest jednoznacznie powiązany z wyznaczonymi parametrami termicznymi próbek testowych (Rys. 5.3 oraz Rys. 5.4). Najwyższy średni procentowy współczynnik pustek lutowniczych (ponad 30%) charakteryzuje grupę testową próbek badawczych, wykonanych z wykorzystaniem czterostrefowego pieca rozpliwowego. Jednak wartość wyznaczonego parametru, nie przełożyła się bezpośrednio na najgorsze właściwości cieplne analizowanych struktur. Z kolei najwyższe wartości parametrów termicznych, które charakteryzują grupę próbek badawczych lutowanych w piecu do lutowania w parach nasyconych (Rys. 5.3 oraz Rys. 5.4 – grupa w kolorze zielonym), nie są skorelowane z wyznaczonym średnim wskaźnikiem procentowego udziału pustek lutowniczych w połączeniu lutowanym, gdyż nie przekracza on 12%.

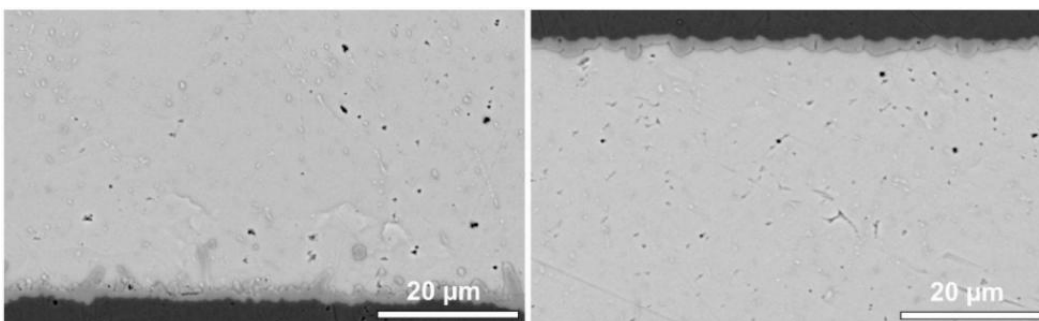
W związku z powyższym można stwierdzić, iż obecność pustek lutowniczych w połączeniu lutowanym (przynajmniej do poziomu około 30% powierzchni padu termicznego elementu półprzewodnikowego), nie jest czynnikiem dominującym w procesie kształtowania efektywności odprowadzania ciepła z wnętrza przylutowanej struktury półprzewodnikowej do podłoża o relatywnie niskiej przewodności cieplnej. Zjawisko to sugeruje wyraźnie, iż istnieją inne, bardziej istotne mechanizmy wpływające bezpośrednio na wartość parametrów cieplnych przylutowanych struktur. W konsekwencji analiza obecności pustek lutowniczych w połączeniu lutowanym, choć istotna z punktu widzenia wytrzymałości mechanicznej, nie powinna być traktowana jako jedyny (decydujący) wskaźnik jakości termicznej połączeń lutowanych (Pietruszka i in., 2021).

5.3.3 Mikrostruktura połączeń lutowanych

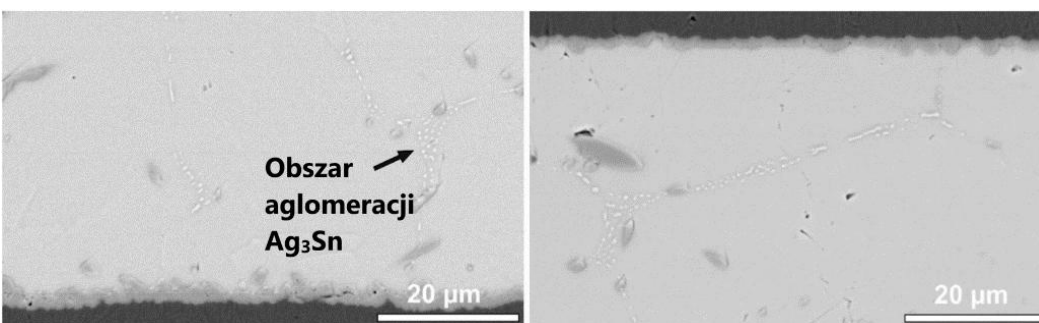
W celu przeprowadzenia analizy mikrostruktury połączeń lutowanych, wykorzystana została skaningowa mikroskopia elektronowa (podrozdział 4.2.3). Podczas badań uwagę skupiono głównie na grubości górnej oraz dolnej warstwy związków międzymetalicznych (IMC). Poniżej (Rys. 5.6) przedstawione zostały zdjęcia mikrostruktur połączeń lutowanych dla wybranych próbek testowych z każdej grupy badawczej, gdzie po lewej stronie widoczna jest dolna warstwa połączenia lutowanego, natomiast po prawej stronie górna warstwa połączenia lutowanego.



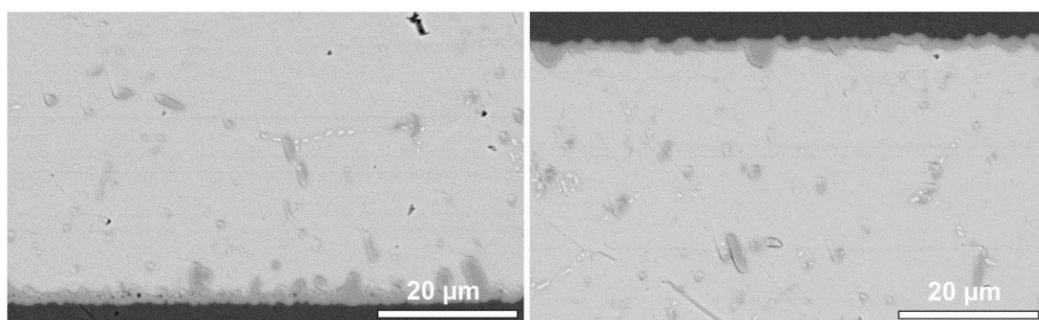
(a)



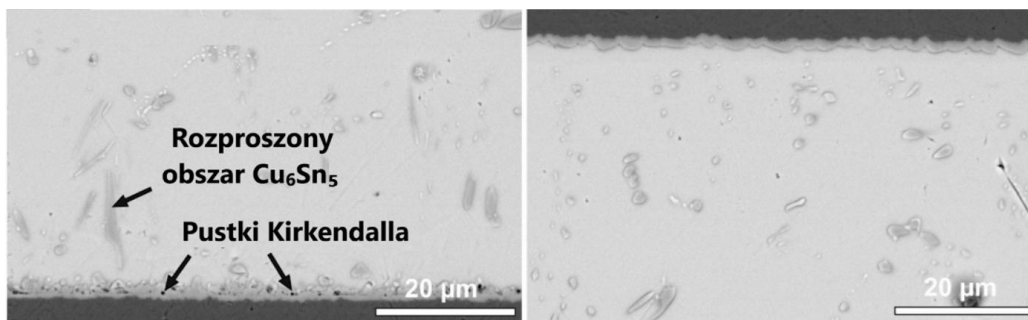
(b)



(c)



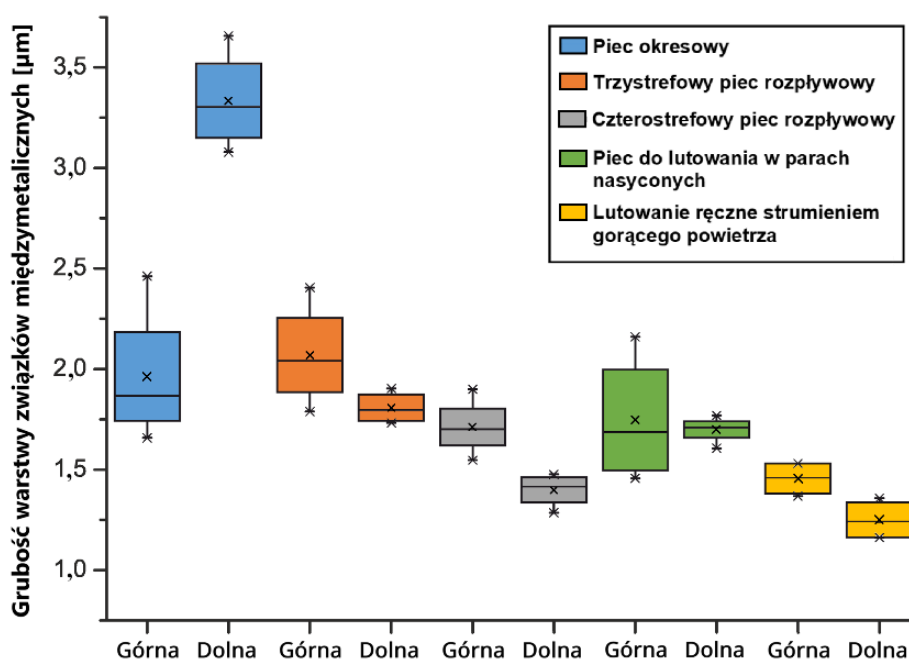
(d)



(e)

Rys. 5.6. Zdjęcia SEM połączeń lutowanych (dolnej warstwy po prawej stronie oraz górnej warstwy po lewej stronie) próbek testowych: (a) lutowanie w piecu okresowym, (b) lutowanie w trzystrefowym piecu rozpliwowym, (c) lutowanie w czterostrefowym piecu rozpliwowym, (d) lutowanie w piecu do lutowania w parach nasyconych, (e) lutowanie ręczne z wykorzystaniem gorącego powietrza.

Następnie na podstawie zrealizowanych badań SEM, wyznaczono grubości warstw międzymetalicznych dla każdego połączenia lutowanego, gdzie uwzględniona została dolna oraz górna warstwa tego połączenia. Poniżej (Rys. 5.7) zamieszczono wykres pudełkowy, który przedstawia zmierzone wartości grubości IMC dla każdej analizowanej grupy.



Rys. 5.7. Rozkład grubości warstw związków międzymetalicznych połączeń lutowanych (górna oraz dolna warstwa połączenia), wykonanych przy użyciu różnych metod lutowania.

Dokonując analiz obrazów (Rys. 5.6) można stwierdzić, iż w budowa mikrostruktury połączeń lutowanych różni się w sposób istotny, w zależności od zastosowanej metody lutowania. W przypadku metody lutowania w czterostrefowym piecu rozpliwowym (Rys.

5.6c), w mikrostrukturze połączenia lutowanego widoczne są lokalne aglomeracje faz Ag_3Sn . Ponadto, dla połączeń lutowanych wykonanych za pomocą metody lutowania strumienia gorącego powietrza widoczne są pustki Krinkendala (Rys. 5.6e), które najprawdopodobniej powstały w skutek nierównomiernej dyfuzji składników podczas procesu lutowania.

Równie istotnym parametrem różnicującym badane połączenia lutowane jest grubość warstw związków międzymetalicznych (Rys. 5.7). Na podstawie uzyskanych wyników można zauważyć istotne zróżnicowanie tego parametru, zarówno w zależności od zastosowanej technologii lutowania, jak i lokalizacji (część górna i dolna połączenia lutowanego). Zaobserwowane zróżnicowanie grubości warstw związków międzymetalicznych jest powiązane z zastosowaną metodą lutowania, w tym profilem temperaturowym (Rys. 5.1) (Pietruszka i in., 2021).

Największe wartości grubości warstw międzymetalicznych zaobserwowano dla próbek lutowanych w piecu okresowym, gdzie warstwa IMC osiągała wartości przekraczające $3\text{ }\mu\text{m}$ w części dolnej, co wskazuje na intensywny przebieg procesów dyfuzyjnych podczas oddziaływania temperatury. W pozostałych przypadkach (różnych technologiach lutowania) grubość IMC była wyraźnie mniejsza i zazwyczaj mieściła się w zakresie około $1,3\text{--}2,2\text{ }\mu\text{m}$, przy czym zauważalne były również różnice pomiędzy strefą górną i dolną złącza, świadczące o niejednorodnym rozkładzie temperatury oraz kinetyki wzrostu faz międzymetalicznych (Pietruszka i in., 2021).

Dokonując całościowej analizy uzyskanych wyników, w tym wyników pomiarów parametrów termicznych (Rys. 5.3 oraz Rys. 5.4), pomiarów pustych przestrzeni lutowniczych (Rys. 5.5 oraz Tab. 5.4) oraz analizy i pomiarów grubości warstw związków międzymetalicznych (Rys. 5.6 oraz Rys. 5.7) widać, iż sama obecność pustek lutowniczych oraz grubość warstwy związków międzymetalicznych nie wykazuje jednoznacznego wpływu na rezystancję termiczną badanych próbek testowych. Pomimo stosunkowo dużej grubości warstwy związków międzymetalicznych dla próbek badawczych lutowanych w piecu okresowym (Rys. 5.7 – kolor niebieski), zmierzone i wyznaczone parametry termiczne (Rys. 5.3 oraz 5.4) są najniższe. Można to sugerować, iż kluczowe znaczenie dla efektywności odprowadzania ciepła z wnętrza przylutowanego tranzystora IGBT ma nie tylko bezwzględna grubość warstwy IMC, ale również jej ciągłość, jednorodność morfologiczna oraz ogólna jakość mikrostruktury połączenia.

Dodatkowo, choć udział pustek lutowniczych różnił się istotnie w zależności od technologii lutowania (Tab. 5.4), parametr ten nie wykazuje jednoznacznej korelacji z wartościami

rezystancji termicznej próbek testowych (Rys. 5.4). Najwyższy średni udział pustek, przekraczający 30%, zaobserwowano w próbkach lutowanych w piecu tunelowym czterostrefowym (Rys. 5.5c oraz Tab. 5.4), jednak nie przełożyło się to na najgorsze parametry termiczne (Rys. 5.3 oraz Rys. 5.4 – kolor szary). Z kolei najwyższe wartości rezystancji termicznej wyznaczono dla próbek lutowanych za pomocą pieca do lutowania w osłonie gazowej (Rys. 5.4 – kolor zielony) oraz metodą gorącego powietrza (Rys. 5.4 – kolor żółty), mimo relatywnie niskiego poziomu pustek (Rys. 5.5d, Rys. 5.5e oraz Tab. 5.4).

Podsumowując, otrzymane rezultaty wskazują, że ani udział pustek, ani grubość warstw związków międzymetalicznych rozpatrywane oddzielnie nie stanowią czynnika dominującego w kształtowaniu rezystancji termicznej. Kluczowe znaczenie wydaje się mieć rzeczywista mikrostruktura złącza obserwowana w analizie SEM, obejmująca jednorodność warstwy lutowia, ciągłość kontaktu mechanicznego, obecność pustek Kirkendalla oraz morfologię faz międzymetalicznych. Dopiero łączne oddziaływanie tych czynników determinuje efektywność odprowadzania ciepła z badanych struktur. Ponadto uzyskane wyniki pozwalają odrzucić hipotezę, że pogorszone właściwości cieplne próbek lutowanych w fazie parowej wynikają głównie z ograniczonego odgazowania topnika w obecności pary.

6. Modelowanie wpływu rezystancji termicznej połączenia lutowanego oraz materiału podłoża na parametry termiczne tranzystorów MOSFET

6.1 Przygotowanie obiektów badawczych

6.1.1 Próbkki do badań termicznych

Próbkki badawcze opisane w niniejszym podrozdziale zostały przygotowane ponownie w celu uzyskania niezależnych wyników eksperymentalnych, przeznaczonych do porównania z wynikami symulacji numerycznych wykonanych w środowisku ANSYS Icepak. Pomimo że analogiczne próbki, wykonane z wykorzystaniem tych samych materiałów, tranzystorów MOSFET, obwodów drukowanych oraz parametrów procesu lutowania, były przedmiotem wcześniejszych badań eksperymentalnych, uzyskane wówczas wyniki pomiarów termicznych nie zostały wykorzystane w niniejszej analizie. Ponowne przygotowanie próbek i wykonanie pomiarów pozwoliło na uzyskanie niezależnego zestawu danych eksperymentalnych, który wykorzystano do bezpośredniego porównania z wynikami symulacji numerycznych.

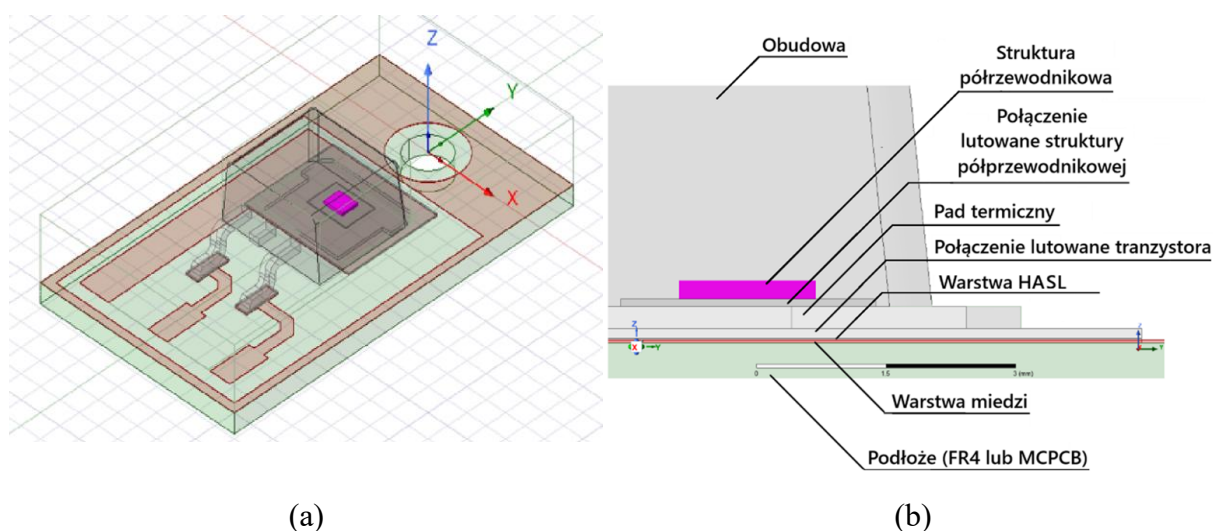
Do przygotowania próbek badawczych zastosowano dwa rodzaje podłoży: standardowe podłoże FR4 (Tab. 5.2) oraz podłoże z metalowym rdzeniem MCPCB (Tab. 4.1). W obu przypadkach projekt obwodu drukowanego był identyczny (Rys. 4.2 oraz Rys. 4.3), a zastosowana warstwa miedzi miała grubość 35 μm . Powierzchnia pól lutowniczych została pokryta powłoką typu HASL o grubości od 1 do 40 μm . Całkowita grubość podłoży FR4 oraz MCPCB wynosiła około 1,6 mm. Jako element generujący moc cieplną wykorzystano tranzystor MOSFET IPB090N06N3 G w obudowie TO-263.

W procesie montażu powierzchniowego zastosowano piec lutowniczy okresowy Essemtec RO06 Plus oraz niskosrebrą pastę lutowniczą SAC0307 (Sn99Ag0.3Cu0.7, Alpha Industries). Pastę lutowniczą nanoszono metodą sitodruku z wykorzystaniem szablonu o grubości 125 μm . Wszystkie próbki przygotowano z zastosowaniem tego samego profilu temperaturowego (Rys. 3.2 – krzywa w kolorze zielonym). Dla każdej grupy testowej przygotowano pięć próbek badawczych, które następnie poddano pomiarom termicznym.

6.1.2 Model symulacyjny

Na potrzeby realizacji prac badawczych związanych z analizą numeryczną transferu ciepła z wnętrza przylutowanego elementu do podłoża, opracowano trójwymiarowe modele symulacyjne próbek badawczych. Każdy z dwóch stworzonych modeli odpowiadał

rzeczywistym obiektom badawczym, gdzie jeden z nich opisuje próbkę testową wykonaną z wykorzystaniem podłoża FR4, natomiast drugi model do podłoża MCPCB. Zdefiniowane wymiary stworzonych modeli symulacyjnych są tożsame z rzeczywistymi próbkami testowymi, dla których wyniki pomiarów parametrów cieplnych zostały opisane w niniejszej pracy. Dodatkowo, w modelach uwzględniono wszystkie kluczowe aspekty, takie jak: struktura tranzystora MOSFET w obudowie TO-263, połączenie lutowane oraz budowę każdego z podłoży. Na rysunku poniżej (Rys. 6.1) przedstawiono widok trójwymiarowego modelu symulacyjnego (Rys. 6.1a) oraz przekrój poprzeczny modelu (Rys. 6.1b) w raz z opisem poszczególnych warstw.



Rys. 6.1. Model symulacyjny: (a) widok trójwymiarowy modelu oraz (b) przekrój poprzeczny modelu wraz z opisem poszczególnych warstw.

Jak wynika z rysunku powyżej (Rys. 6.1), trójwymiarowy model geometryczny próbki testowej stanowiący podstawę opracowania modelu numerycznego, w sposób dokładny odwzorowywał rzeczywistą geometrię próbek badawczych wykorzystanych podczas wszystkich etapów pomiarów elektrycznych. Tego typu podejście zapewniło możliwie realistyczne odtworzenie warunków laboratoryjnych, w których próbki testowe poddawane były pomiarom elektrycznym. Należy jednak zaznaczyć, że na rysunku powyżej (Rys. 6.1b) warstwa podłoża została przedstawiona w sposób uproszczony i ma charakter poglądowy. W szczególności w przypadku podłoża typu MCPCB rzeczywista struktura obejmuje dodatkowo cienką warstwę dielektryczną (izolacyjną) oraz metalowy rdzeń, najczęściej wykonany z aluminium. Elementy te nie zostały uwzględnione na przedstawionym modelu (Rys. 6.1b), a podłoże zaprezentowano w sposób uogólniony jako pojedynczą warstwę materiału. W kolejnych etapach opracowywania modeli numerycznych, zarówno dla

konstrukcji opartej na laminacie FR4, jak i dla podłoża MCPCB, wszystkie warstwy budowy podłoża zostały odwzorowane indywidualnie zgodnie z ich rzeczywistą strukturą materiałową i geometryczną.

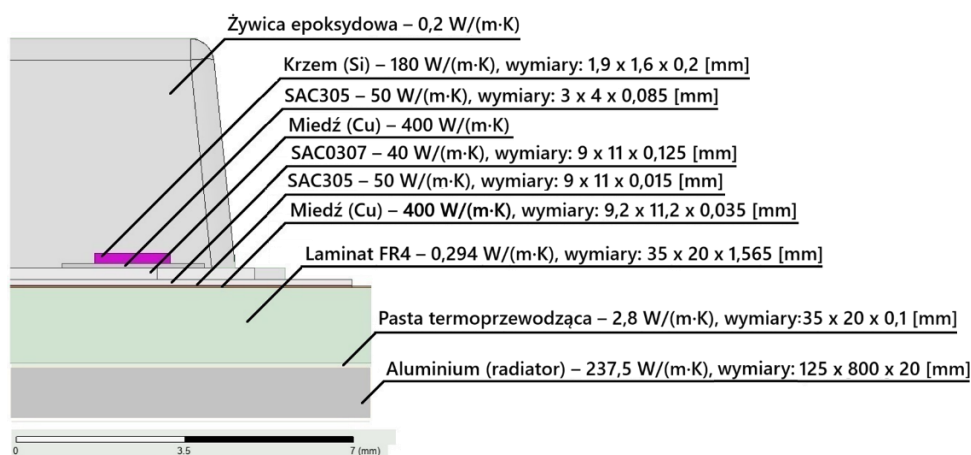
6.2 Metody badań eksperymentalnych i symulacyjnych

6.2.1 Metoda pomiaru parametrów termicznych

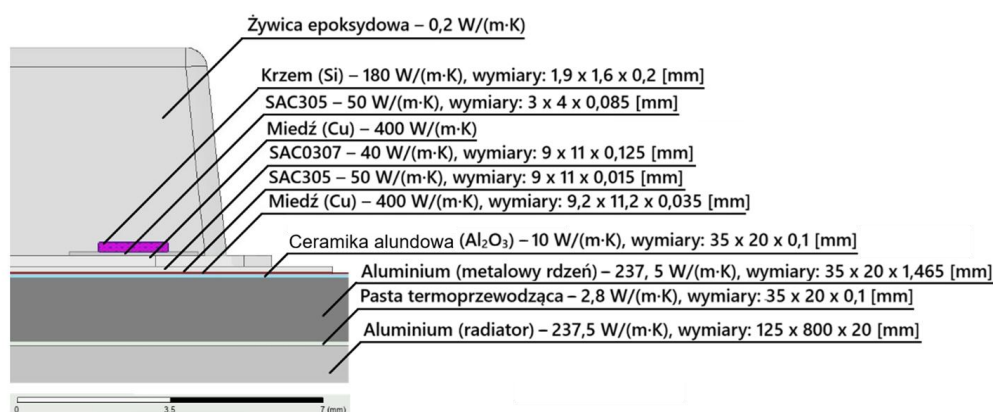
W celu realizacji pomiarów parametrów termicznych, podobnie jak w przypadku badań dotyczących kompozytowych stopów lutowniczych, zastosowano pośrednią metodę elektryczną (podrozdział 4.2.1), polegającą na rejestrowaniu przebiegu czasowego parametru termoczułego. Podobnie jak w wymienionym podrozdziale, do przygotowania próbek testowych zostały wykorzystane tranzystory MOSFET. W związku z tym, parametrem termoczułym było napięcie bramka-źródło U_{GS} (Rys. 4.6).

6.2.2 Metoda symulacji numerycznych MES

Podczas projektowania trójwymiarowego modelu próbki testowej, zwrócono szczególną uwagę na dokładne odwzorowanie poszczególnych warstw modelu, w tym grubość warstwy miedzi, grubość połączenia lutowanego, grubość podłoża (FR4 oraz MCPCB) oraz parametry fizyczne materiałów (przewodność cieplna oraz pojemność cieplna), z których wykonane zostały poszczególne warstwy. Ponadto, aby w sposób realistyczny odwzorować warunki testowe związane z pomiarami elektrycznymi, niezbędne było zamodelowanie chłodzenia próbki testowej w postaci aluminiowego radiatora, którego parametry termiczne były zgodne układem chłodzenia wykorzystanym podczas pomiarów elektrycznych. W kolejnym etapie dla trójwymiarowych modeli próbek testowych, korzystając z biblioteki materiałów dostępnych w oprogramowaniu ANSYS, zdefiniowano właściwości termofizyczne wszystkich zastosowanych materiałów. Parametry te obejmowały przewodność cieplną, gęstość oraz ciepło właściwe, które są niezbędne do prawidłowego odwzorowania procesów transportu i akumulacji ciepła w analizowanych strukturach. Wprowadzenie rzeczywistych właściwości materiałowych umożliwiło przeprowadzenie symulacji przepływu ciepła ze struktury półprzewodnikowej tranzystora do podłoża oraz wyznaczenie charakterystyk cieplnych badanych próbek. Poniżej (Rys. 6.2) przedstawiono przekrój poprzeczny trójwymiarowych modeli próbek testowych, odpowiednio dla podłoża FR4 (Rys. 6.2a) oraz podłoża MCPCB (Rys. 6.2b), gdzie oznaczono rodzaj zdefiniowanego materiału oraz jego grubość i przewodność cieplną.



(a)



(b)

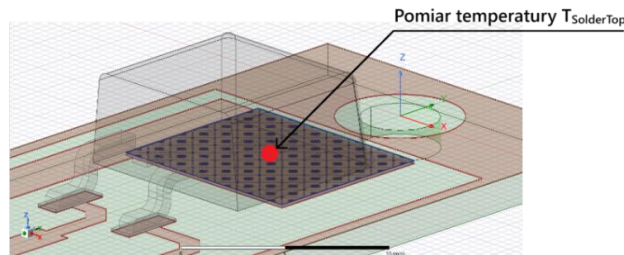
Rys. 6.2. Widok przekroju poprzecznych modeli numerycznych próbek testowych wraz z układem chłodzenia oraz definiowanymi materiałami: (a) przekrój poprzeczny modelu dla podłoża FR4 (b) przekrój poprzeczny modelu dla podłoża MCPCB.

Jak przedstawiono na rysunkach powyżej (Rys. 6.2a oraz Rys. 6.2b), analizowane modele stanowią układ złożony z tranzystora przylutowanego do podłoża (obwodu drukowanego). Ciepło wytwarzane w strukturze krzemowej rozchodzi się przez wewnętrzną strukturę obudowy do pada termicznego tranzystora, który stanowi integralną część konstrukcji obudowy TO-263. Następnie energia cieplna przekazywana jest przez warstwę połączenia lutowanego, która łączy pad termiczny tranzystora z miedzianymi ścieżkami znajdującymi się na powierzchni obwodu drukowanego. Kolejnym etapem transferu ciepła jest przewodzenie przez warstwę miedzi oraz dielektryk podłoża (FR4 lub MCPCB), a następnie przez warstwę materiału pośredniczącego (pastę termoprzewodzącą) do radiatora.

W celu uproszczenia analizy oraz konstrukcji samego modelu przyjęte zostały warunki zidealizowane, które obejmują brak defektów w warstwie połączenia lutowanego (np. pęknięć lub pustek lutowniczych), jednorodną grubość poszczególnych warstw materiałowych, ich

homogeniczną strukturę oraz pełny kontakt termiczny pomiędzy przylegającymi powierzchniami. Dodatkowo radiator modelowany jest jako element o wymiarach odpowiadających rezystancji termicznej wymiennika ciepła chłodzonego cieczą, wykorzystywanego podczas pomiarów elektrycznych, co umożliwia analizę ograniczeń wynikających głównie z rezystancji termicznych struktury modelu.

W modelu symulacyjnym zdefiniowano również punkty monitorujące temperaturę, które umożliwiły rejestrację rozkładu temperatury w objętości próbki. Punkty te umieszczono w obszarach kluczowych dla analizy parametrów termicznych, tj. na powierzchni obudowy, w obszarze struktury krzemowej (Si), na górnej i dolnej powierzchni połączenia lutowanego oraz na powierzchni podłoża. Na rysunku poniżej (Rys. 6.3), za pomocą czerwonego punktu, przedstawiono lokalizację punktu pomiaru temperatury na górnej powierzchni połączenia lutowanego ($T_{SolderTop}$) pomiędzy tranzystorem, a podłożem.



Rys. 6.3. Lokalizacja punktu monitorującego temperaturę.

Kolejno, na podstawie zmierzonych temperatur w punktach monitorujących, wyznaczone zostały rezystancje termiczne poszczególnych składowych modelu symulacyjnego, w tym rezystancja termiczna samego połączenia lutowanego ($R_{thSolder}$). Wartość tę obliczano jako iloraz różnicy temperatur pomiędzy górną i dolną powierzchnią danej warstwy oraz mocy wydzielanej w strukturze półprzewodnikowej. W celu obliczenia wartości rezystancji termicznej połączenia lutowanego skorzystano z równania przedstawionego poniżej:

$$(6.1) \quad R_{thSolder} = \frac{T_{SolderTop} - T_{SolderBottom}}{P_H};$$

gdzie:

- a) $R_{thSolder}$ – rezystancja termiczna połączenia lutowanego;
- b) $T_{SolderTop}$ – temperatura na górnej powierzchni połączenia lutowanego;
- c) $T_{SolderBottom}$ – temperatura na dolnej powierzchni połączenia lutowanego;
- d) P_H – wydzielona moc grzewcza wewnątrz struktury półprzewodnikowej.

Ostatnim etapem przygotowania modelu do symulacji metodą elementów skończonych (MES) był etap, który dotyczył zdefiniowania poszczególnych parametrów symulacji transferu ciepła. W zależności od analizowanego podłoża (FR4 lub MCPCB), poszczególne parametry symulacyjne różniły się w niewielkim stopniu. Poniżej zamieszczono tabelę (Tab. 6.1), która zawiera najważniejsze parametry symulacyjne zdefiniowane dla każdego z trójwymiarowych modeli analizowanego układu.

Tab. 6.1. Parametry symulacji zdefiniowane dla każdego z modeli.

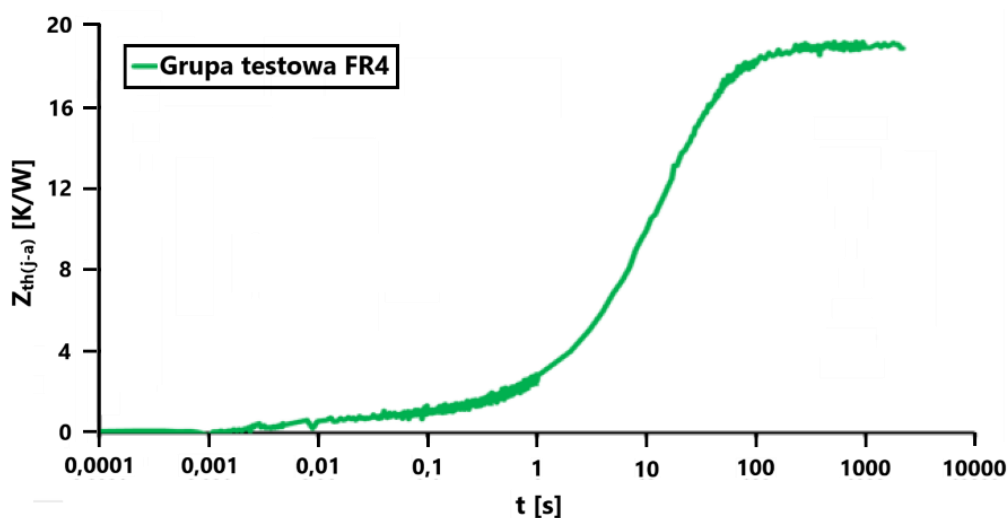
Parametr	FR4	MCPCB
Typ symulacji	Stan ustalony	Stan ustalony
Temperatura otoczenia (T_a)	20 °C	20 °C
Moc grzewcza (P_H)	5 W	25 W
Warunki brzegowe	Zadana temperatura na powierzchni	Zadana temperatura na powierzchni
Warunki przepływu	Konwekcja naturalna	Konwekcja naturalna
Typ analizy	Sprzężona analiza temperatury i przepływu	Sprzężona analiza temperatury i przepływu
Reżim przepływu	Turbulentny	Turbulentny
Siatka – liczba elementów	358 729	421 792
Metoda rozwiązania	Metoda elementów skończonych	Metoda elementów skończonych
Liczba iteracji	100	100

Podsumowując, przyjęte założenia geometryczne (Rys. 6.1), materiałowe (Rys. 6.2), pomiarowe (Rys. 6.3) oraz parametry obliczeniowe (Tab. 6.1), umożliwiły uzyskanie numerycznie zbliżonych modeli, które w sposób dokładny odwzorowywały fizyczne pomiary elektryczne. Zastosowanie symulacji w stanie ustalonym, przy zdefiniowanych warunkach brzegowych oraz kontrolowanym modelu przepływu, umożliwiły wyznaczenie rozkładów temperatury w każdej z składowych części modeli symulacyjnych. Dodatkowo zagęszczenie siatki w obszarach krytycznych termicznie, pozwoliło na uzyskanie gradientów temperatury w rejonie połączenia lutowanego, które stanowi kluczowy element analizowanej ścieżki przewodzenia ciepła. Ponadto, model zdefiniowany w powyższy sposób umożliwił bezpośrednie porównanie wyników obliczeń numerycznych z rezultatami pomiarów eksperymentalnych, co niewątpliwie stanowi istotny element walidacji opracowanego modelu.

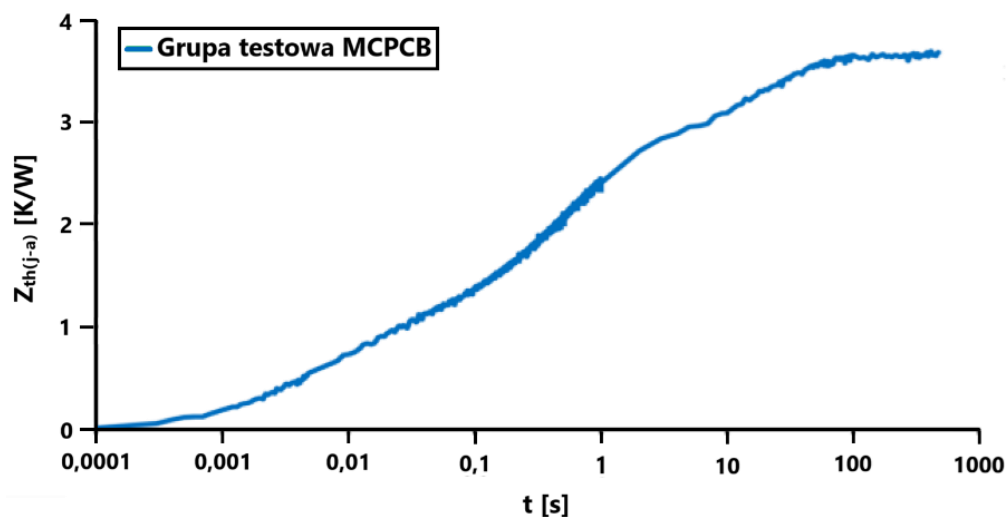
6.3 Wyniki i analiza zrealizowanych badań

6.3.1 Pomiar parametrów termicznych

Poniżej (Rys. 6.4) zamieszczono krzywe reprezentujące średnie wartości przejściowej impedancji termicznej dla badanych grup testowych. Przedstawione charakterystyki wyznaczono na podstawie wyników pomiarów przeprowadzonych dla wszystkich próbek należących do danej grupy badawczej. Wartości średnie obliczono poprzez uśrednienie przebiegów impedancji termicznej uzyskanych dla poszczególnych próbek, co pozwoliło ograniczyć wpływ rozrzutu wyników pomiarowych oraz zapewnić bardziej reprezentatywną ocenę właściwości cieplnych analizowanych struktur.



(a)



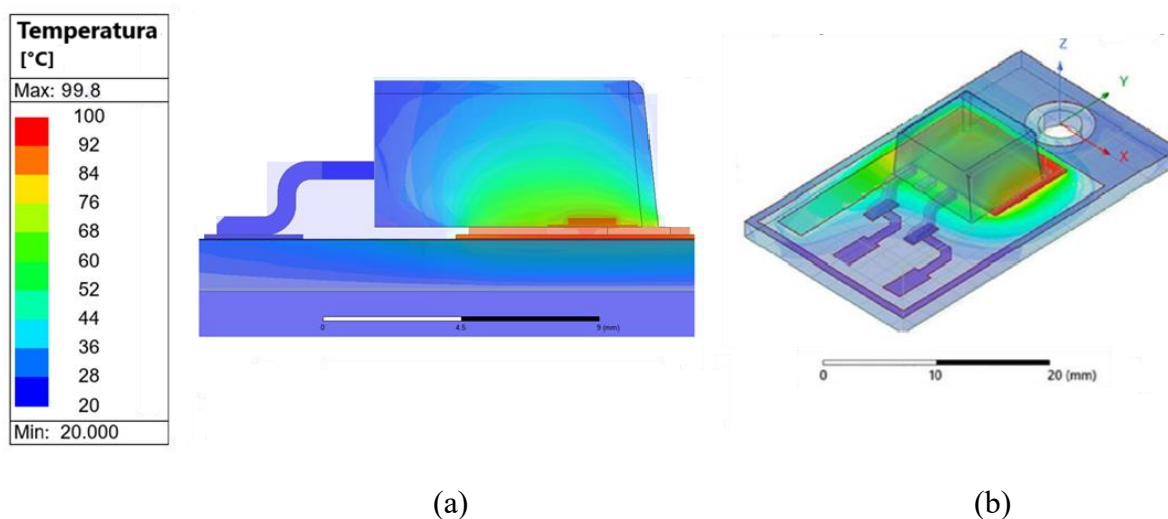
(b)

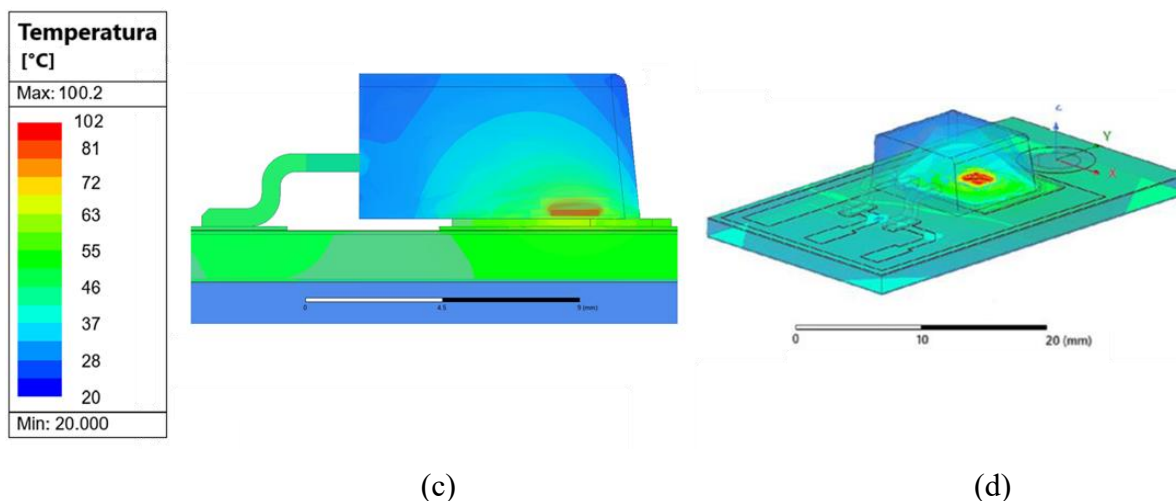
Rys. 6.4. Krzywe średniej przejściowej impedancji termicznej: (a) podłoże FR4, (b) podłoże MCPCB.

Na podstawie przeprowadzonych pomiarów można stwierdzić występowanie istotnych różnic w wartościach rezystancji termicznej, w zależności od zastosowanego rodzaju podłoża. W przypadku grupy testowej, w której próbki wykonano na podłożu FR4, średnia wartość rezystancji termicznej wynosiła około 19,57 K/W (Rys. 6.4a). Dla drugiej grupy testowej, obejmującej tranzystory MOSFET przylutowane do podłoża MCPCB, średnia wartość rezystancji termicznej wyniosła około 3,68 K/W (Rys. 6.4b). Różnica pomiędzy analizowanymi grupami wynosiła około 15,89 K/W. Oznacza to, że średnia wartość rezystancji termicznej próbek wykonanych na podłożu FR4 była około 5,3-krotnie większa niż w przypadku próbek wykonanych na podłożu MCPCB.

6.3.2 Symulacja numeryczna MES

Poniżej (Rys. 6.5) zaprezentowano wyniki symulacji przedstawiające rozkład temperatury w trójwymiarowych modelach próbek testowych. Odpowiednio, dla trójwymiarowego modelu na podłożu FR4 zaprezentowano rozkład temperatury w przekroju poprzecznym (Rys. 6.5a) oraz w widoku izometrycznym (Rys. 6.5.b). Kolejno dla trójwymiarowego modelu wykorzystującego podłoże MCPCB zaprezentowano rozkład temperatury w widoku poprzecznym (Rys. 6.5c) oraz w widoku dimetrycznym (Rys. 6.5d).





Rys. 6.5. Rozkład temperatury w badanym modelu: (a) rozkład temperatury na podłożu FR4 w przekroju poprzecznym, (b) rozkład temperatury na podłożu FR4 w widoku izometrycznym, (c) rozkład temperatury na podłożu MCPCB w przekroju poprzecznym, (d) rozkład temperatury na podłożu MCPCB w widoku dimetrycznym.

Na podstawie wykonanych symulacji numerycznych dla modelu próbki testowej z podłożem FR4 (Rys. 6.5a oraz Rys. 6.5b) można zauważyć, że dla mocy wynoszącej 5W maksymalna temperatura w obszarze struktury tranzystora osiągnęła wartość około 99,8 °C. Dodatkowo otrzymany rozkład temperatury wskazuje na wysoką rezystancję termiczną układu opartego na podłożu FR4. Pomimo obserwowanego rozprzestrzeniania się ciepła w obrębie podłoża, jego efektywne odprowadzanie ze struktury tranzystora jest ograniczone, co prowadzi do występowania wyższych temperatur w obszarze źródła ciepła. Ponadto zaobserwowano znaczny gradient temperatury, odpowiadający różnicy 79,8 °C pomiędzy temperaturą minimalną (20,0 °C) a maksymalną (99,8 °C). Najwyższe wartości temperatury występowały w obszarze struktury półprzewodnikowej tranzystora. Wraz ze wzrostem odległości od struktury półprzewodnikowej tranzystora temperatura gwałtownie malała, a ta prawidłowość potwierdza, iż podłoże FR4 charakteryzuje się niewielką zdolność do efektywnego rozprowadzania ciepła na większej powierzchni obwodu drukowanego.

Odmienne rezultaty uzyskano w przypadku symulacji przeprowadzonej dla podłoża MCPCB (Rys. 6.5c oraz Rys. 6.5d). Pomimo znacznie większej wartości wydzielanej mocy wewnątrz struktury półprzewodnikowej (25 W), maksymalna temperatura w tej strukturze osiągnęła wartość około 100,2 °C. Oznacza to, że przy pięciokrotnie większej mocy wydzielanej w tej samej strukturze półprzewodnikowej, maksymalna temperatura była porównywalna z temperaturą uzyskaną w przypadku podłoża FR4. Ponadto, dokonując analizy

rozkładu temperatury w analizowanym modelu widać, iż jej rozkład był znacznie bardziej równomierny, a gradient temperatury wyraźnie łagodniejszy.

Ostatnim etapem symulacji transferu ciepła z wnętrza struktury do podłoża było wyznaczenie wartości temperatur występujących na poszczególnych powierzchniach analizowanych modeli, a następnie określenie rezystancji termicznych badanego układu oraz połączenia lutowanego. Poniżej (Tab. 6.2) zamieszczono tabele, która zawiera wartości temperatur oraz obliczone wartości rezystancji termicznych dla dwóch analizowanych modeli (FR4 oraz MCPCB).

Tab. 6.2. Wartości temperatur oraz rezystancji termicznych dla modeli symulacyjnych.

Parametr	FR4	MCPCB
Maksymalna temperatura struktury półprzewodnikowej ($T_{j(max)}$)	99,8 °C	100,2 °C
Temperatura górnej powierzchni połączenia lutowanego ($T_{SolderTop}$)	97,7 °C	89,7 °C
Temperatura dolnej powierzchni połączenia lutowanego ($T_{SolderBottom}$)	95,6 °C	79,2 °C
Zmiana temperatury połączenia lutowanego (ΔT_{Solder})	2,1 °C	10,5 °C
Rezystancja termiczna struktura półprzewodnikowa – otoczenie ($R_{th(j-a)}$)	15,96 K/W	3,21 K/W
Rezystancja termiczna połączenia lutowanego ($R_{thSolder}$)	0,42 K/W	0,42 K/W
Procentowy udział rezystancji termicznej połączenia lutowanego ($R_{thSolder} / R_{th(j-a)}$)	2,63 %	13,1 %

Na podstawie tabeli przedstawionej powyżej (Tab. 6.2) widać, iż w przypadku trójwymiarowego modelu wykorzystującego podłoże FR4, całkowita rezystancja termiczna wynosiła 15,69 K/W. W przypadku symulacji układu wykorzystującego podłoże MCPCB, całkowita rezystancja termiczna wynosiła 3,21 K/W, co jest wartością mniejszą o około 79,5 % w porównaniu z układem opartym na podłożu FR4. Dodatkowo, w obydwu przypadkach wartość rezystancji termicznej samego połączenia lutowanego pomiędzy tranzystorem, a podłożem wynosiła około 0,42 K/W, co jest wartością zbliżoną do wartości opisywanych w literaturze (Li i in., 2021; Glazov oraz Muratikov, 2023; Zhang i in., 2014). Jednakże, dokonując analizy procentowego udziału rezystancji termicznej samego połączenia lutowanego w rezystancji termicznej całego układu, można stwierdzić, że w przypadku podłoża charakteryzującego się niską przewodnością cieplną (FR4) udział ten wynosi około 2,63%. Oznacza to, że dominującym składnikiem całkowitej rezystancji termicznej pozostaje podłoże FR4, jednak samo połączenie lutowane stanowi istotny element lokalnej ścieżki przepływu ciepła i może wpływać na rozkład temperatury w obszarze struktury półprzewodnikowej.

Wynik ten jest spójny z obserwacjami przedstawionymi w rozdziale 5, gdzie wykazano brak jednoznacznej korelacji pomiędzy udziałem pustek lutowniczych a całkowitą rezystancją termiczną układu, co wskazuje, że wpływ zmian mikrostruktury złącza lutowanego ujawnia się przede wszystkim w skali lokalnej, a nie w całkowitym bilansie cieplnym. Dla podłoża charakteryzującego się większą przewodnością cieplną (MCPCB), rezystancja termiczna połączenia lutowanego ma istotniejsze znaczenie, gdyż wartość ta stanowi około 13,1 % rezystancji termicznej analizowanego układu.

6.3.3 Dyskusja otrzymanych wyników

Uzyskane wyniki pomiarów eksperymentalnych (podrozdział 6.3.1) oraz symulacji numerycznych (podrozdział 6.3.2) jednoznacznie wskazują, że zastosowanie podłoża MCPCB znacząco poprawia warunki odprowadzania ciepła z badanego elementu półprzewodnikowego w porównaniu z klasycznym laminatem FR4. Różnica pomiędzy wartościami rezystancji termicznej dla obu typów podłoży jest wyraźna i potwierdza lepsze właściwości przewodzenia ciepła w przypadku podłoża zawierającego rdzeń metalowy.

Przeprowadzona analiza wyników symulacji MES potwierdziła obserwacje uzyskane w badaniach eksperymentalnych (pomiar przy użyciu pośredniej metody elektrycznej). W przypadku podłoża FR4 stwierdzono znaczny wzrost temperatury w obszarze struktury półprzewodnikowej oraz duży gradient temperatury w kierunku dalszych obszarów płytki (Rys. 6.5a oraz Rys. 6.5b), co bezpośrednio świadczy o ograniczonej zdolności tego materiału do efektywnego rozpraszania ciepła z wnętrza przylutowanej struktury. Odmienną sytuację zaobserwowano w przypadku podłoża MCPCB, gdzie rozkład temperatury był znacznie bardziej równomierny (Rys. 6.5c oraz Rys. 6.5d). W przypadku podłoża MCPCB dominującym mechanizmem transportu ciepła było przewodzenie w kierunku osiowym, od struktury półprzewodnikowej poprzez warstwę dielektryczną do metalowego rdzenia podłoża. Taka konfiguracja zapewniała niską rezystancję termiczną ścieżki przepływu ciepła oraz umożliwiała jego efektywne odprowadzanie do otoczenia lub współpracującego wymiennika ciepła. W rezultacie, pomimo pięciokrotnie większej mocy wydzielanej wewnątrz przylutowanej struktury (25 W), temperatura elementu półprzewodnikowego pozostawała na poziomie zbliżonym do temperatury dla elementu półprzewodnikowego przylutowanego na podłożu FR4.

Dodatkowo porównanie wyników symulacji i pomiarów eksperymentalnych umożliwiło ocenę dokładności opracowanego modelu numerycznego. W przypadku podłoża FR4 wartość

rezystancji termicznej złącze–otoczenie ($R_{th(j-a)}$) wyznaczona w symulacji wyniosła 15,96 K/W (Tab. 6.2) i była niższa od wartości uzyskanej w pomiarach eksperymentalnych (19,57 K/W). Zaobserwowana różnica może wynikać między innymi z dużej niepewności związanej z określeniem właściwości termicznych laminatu FR4, którego przewodność cieplna wykazuje znaczną zależność od struktury materiału, składu oraz kierunku przepływu ciepła. Dodatkowo w modelu numerycznym przyjęto warunki idealne, nieuwzględniające defektów strukturalnych, takich jak pęknięcia, nieciągłości czy pustki w warstwie połączenia lutowanego, które w rzeczywistych układach mogą zwiększać rezystancję termiczną oraz pogarszać warunki odprowadzania ciepła (Ismail i in., 2024; Li i in., 2023). Znacznie lepszą zgodność wyników uzyskano dla podłoża MCPCB, dla którego wartość rezystancji termicznej wyznaczona w symulacji wyniosła 3,21 K/W, natomiast w pomiarach eksperymentalnych 3,68 K/W. Różnica przekraczająca 10% może być związana z niejednorodnością struktury podłoża MCPCB oraz lokalnymi zmianami przewodności cieplnej, które nie zostały w pełni uwzględnione w modelu numerycznym. W tym przypadku istotnym czynnikiem jest również charakter transportu ciepła, który w strukturach MCPCB ma w dużej mierze kierunek osiowy, co sprzyja efektywnemu odprowadzaniu energii cieplnej do metalowego rdzenia (Pietruszka i in., 2025). Dlatego też, mimo występujących rozbieżności opracowany model symulacyjny w sposób stosunkowo dokładny odzwierciedla rzeczywiste zjawiska cieplne zachodzące w badanych strukturach.

Znacznie lepszą zgodność wyników uzyskano dla podłoża MCPCB. Wartość rezystancji termicznej wyznaczona w symulacji wyniosła 3,21 K/W, natomiast w pomiarach eksperymentalnych 3,68 K/W. W obu analizowanych przypadkach rezystancja termiczna połączenia lutowanego wynosiła 0,42 °C/W (Tab. 6.2), jednak jej udział w całkowitej rezystancji termicznej analizowanych modeli był znacząco różny. W przypadku podłoża FR4 udział ten wynosił jedynie 2,63 % (Tab. 6.2), natomiast dla podłoża MCPCB wzrósł do 13,1 % (Tab. 6.2). Zauważone zjawisko świadczy o tym, że w układach o wysokiej przewodności cieplnej (podłoże MCPCB), jakość połączenia lutowanego ma znacznie większy wpływ na efektywność odprowadzania ciepła niż w przypadku podłoża o niskiej przewodności cieplnej (FR4). Potwierdzeniem różnic w rozkładzie temperatury w obrębie połączenia lutowanego jest również analiza gradientu temperatury. Dla podłoża MCPCB różnica temperatur w analizowanym obszarze wynosiła około 10,5 °C (Tab. 6.1), natomiast dla podłoża FR4 około 2,1 °C (Tab. 6.2). Oznacza to, że w przypadku podłoża MCPCB w obrębie połączenia lutowanego występowały większe lokalne różnice temperatur. Wynik ten wskazuje na

odmienny charakter rozkładu ciepła w obu analizowanych układach, związany z różnicami w ich właściwościach cieplnych i konstrukcji (Pietruszka i in., 2025). Mimo tych niewielkich rozbieżności można stwierdzić, że opracowany model symulacyjny w sposób stosunkowo dokładny odzwierciedla rzeczywiste zjawiska cieplne zachodzące w badanych strukturach.

Podsumowując, przeprowadzona analiza wykazała wysoką zgodność pomiędzy wynikami badań eksperymentalnych a symulacjami numerycznymi. Jednocześnie uzyskane rezultaty potwierdzają, że stosowanie podłoży MCPCB w konstrukcjach wykorzystujących tranzystory mocy znacząco poprawia efektywność odprowadzania ciepła, co ma kluczowe znaczenie dla zapewnienia odpowiednich warunków pracy elementów półprzewodnikowych oraz zwiększenia ich niezawodności w zaawansowanych aplikacjach energoelektronicznych (Lee i in., 2014; Juntunen i in., 2014).

7. Podsumowanie zrealizowanych badań

Przeprowadzona w niniejszej pracy doktorskiej analiza wpływu warunków montażu powierzchniowego na parametry termiczne tranzystorów wykazała, że zarówno profil temperaturowy procesu lutowania, materiał wykorzystany do produkcji podłoża, jak i skład materiałowy połączeń lutowanych mają istotny wpływ na parametry termiczne badanych struktur. Dodatkowo zrealizowane prace badawcze udowodniły, że zmienne warunki procesu montażu powierzchniowego odgrywają również kluczową rolę, w przypadku analizy wytrzymałości mechanicznej połączeń lutowanych oraz budowy ich mikrostruktury.

Uzyskane wyniki jednoznacznie wskazują, że profil temperaturowy procesu lutowania istotnie determinuje jakość połączeń lutowanych. W przypadku lutowania w piecu okresowym, charakteryzującego się łagodnym przebiegiem nagrzewania oraz dłuższym czasem przebywania w temperaturach powyżej likwidusu, uzyskano najwyższą wytrzymałość mechaniczną dla stopu referencyjnego SAC0307 (średnio 39,46 N). Z kolei zastosowanie dynamicznego profilu temperaturowego w piecu konwekcyjnym prowadziło do obniżenia wytrzymałości mechanicznej tego stopu o około 31%, co związane jest z przyspieszoną kinetyką krystalizacji oraz powstawaniem niekorzystnych cech mikrostrukturalnych, takich jak rozrost ziaren β -Sn czy wzrost naprężeń własnych.

Istotnym elementem pracy była analiza wpływu dodatków nanocząstek ceramicznych na właściwości połączeń lutowanych. Wykazano, że efektywność modyfikacji właściwości mechanicznych i cieplnych zależy zarówno od rodzaju dodatku, jak i jego stężenia oraz zastosowanego profilu lutowniczego. Najbardziej korzystne rezultaty uzyskano dla kompozytowych stopów lutowniczych z dodatkiem nanocząstek węgla krzemowego (SiC), szczególnie w warunkach profili lutowniczych o dużej czasowej pochodnej temperatury. Dla dodatku 0,5–0,75 wt.% SiC uzyskano najwyższe wartości wytrzymałości mechanicznej (do około 42,67 N), przewyższające zarówno stop referencyjny lutowany w piecu konwekcyjnym, jak i w niektórych przypadkach połączenia wykonane w piecu okresowym.

W zakresie właściwości cieplnych wykazano, że odpowiednio dobrane dodatki nanocząstek mogą prowadzić do zauważalnego obniżenia rezystancji termicznej połączeń lutowanych. Największą poprawę uzyskano dla kompozytowego stopu lutowniczego SAC-0.5_SiC(p), dla którego rezystancja termiczna zmniejszyła się o około 7% w stosunku do stopu referencyjnego. Podobny efekt, choć mniej wyraźny, zaobserwowano dla dodatków TiO_2 przy optymalnym stężeniu (0,25 wt.% oraz 0,5 wt.%), co potwierdza istnienie nieliniowej zależności pomiędzy ilością dodatku a właściwościami cieplnymi przylutowanych struktur.

Analiza mikrostruktury wykazała, że dodatki nanocząstek, szczególnie SiC, prowadzą do znaczącego rozdrobnienia ziaren fazy β -Sn oraz ograniczenia wzrostu warstw związków międzymetalicznych (IMC). Zmniejszenie grubości warstw IMC (nawet o około 25%) oraz bardziej jednorodna mikrostruktura skutkowały poprawą przewodnictwa cieplnego połączeń, pomimo obecności większej liczby pustek lutowniczych. Wyniki te wskazują, że mikrostruktura połączenia ma większy wpływ na transport ciepła niż sama obecność pustek, o ile ich poziom mieści się w dopuszczalnych granicach technologicznych.

Przeprowadzone badania zwilżalności wykazały natomiast, że dodatki nanocząstek mogą zarówno poprawiać, jak i pogarszać właściwości rozplýwu pasty lutowniczej, w zależności od ich rodzaju i stężenia. Najlepsze wyniki uzyskano dla stopów z dodatkiem $\text{TiO}_2(\text{p}_1)$ (1,0 wt.%) oraz Al_2O_3 (0,25 wt.%), dla których osiągnięto klasę zwilżalności A. Jednocześnie wykazano, że nadmierna ilość dodatków prowadzi do aglomeracji cząstek i pogorszenia właściwości technologicznych. Dodatkowo, analiza DSC potwierdziła, że dodatki ceramiczne mają ograniczony wpływ na temperaturę inicjacji topnienia, natomiast mogą powodować niewielki wzrost temperatury końca topnienia, co wskazuje na stabilizację struktury materiału w wyższych temperaturach pracy.

Istotnym elementem pracy była realizacja symulacji numerycznych 3D oraz ich walidacja eksperymentalna. Uzyskane wyniki potwierdziły wysoką zgodność pomiędzy modelami symulacyjnymi a wynikami pomiarów rzeczywistych, co umożliwiło wykorzystanie modeli numerycznych jako narzędzia predykcyjnego w analizie zjawisk cieplnych. W kontekście zastosowanego podłoża wykazano jednoznacznie, że rodzaj materiału bazowego ma fundamentalny wpływ na efektywność odprowadzania ciepła z tranzystora. Podłoża typu MCPCB, dzięki znacznie wyższemu przewodnictwu cieplnemu w porównaniu do podłoża FR4, umożliwiają istotne obniżenie wartości rezystancji termicznej całego układu. W przypadku struktur wykonanych na podłożach FR4 obserwowano wyraźnie wyższe wartości impedancji termicznej, co wynika z ograniczonej zdolności tego materiału do przewodzenia ciepła. Analiza porównawcza wykazała, że zastosowanie podłoża MCPCB jest szczególnie uzasadnione w układach o wysokiej gęstości mocy oraz w aplikacjach wymagających efektywnego zarządzania ciepłem, a rezystancja termiczna połączenia lutowanego odgrywa istotną rolę.

Podsumowując, wyniki pracy pozwoliły na sformułowanie następujących kluczowych wniosków:

- a) warunki procesu montażu powierzchniowego, w szczególności profil temperaturowy procesu lutowania, mają kluczowy wpływ na właściwości połączeń,

- b) rodzaj podłoża (FR4 vs MCPCB) w istotny sposób determinuje parametry cieplne całego układu,
- c) kompozytowe połączenia lutowane mogą znacząco poprawić właściwości cieplne i mechaniczne, jednak tylko w określonym zakresie stężeń,
- d) mikrostruktura połączenia lutowanego jest jednym z najważniejszych czynników wpływających na transport ciepła,
- e) modele symulacyjne mogą być skutecznie wykorzystywane do predykcji parametrów termicznych, pod warunkiem ich właściwej kalibracji.

Uzyskane rezultaty mają istotne znaczenie praktyczne i mogą zostać wykorzystane w projektowaniu układów elektronicznych o podwyższonej gęstości mocy, w szczególności w aplikacjach wymagających wysokiej niezawodności i efektywnego odprowadzania ciepła.

Literatura

Abueed, M., Athamenh, R., Hamasha, S., Suhling, J. i Lall, P. (2020), "Effect of fatigue on Individual SAC305 Solder Joints Reliability at Elevated Temperature", 2020 19th IEEE Intersociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems (ITherm), IEEE, Orlando, FL, pp. 1043-1050.

Ahmed, A.E., Al-Shidaifat, A.M., Al-Ghamdi, A.S. i Al-Makhadmeh, Z.L. (2021), "Performance and reliability enhancement of advanced transistor structures", IEEE Access, Vol. 9, pp. 112045-112058.

Ahmed, S., Basit, M., Suhling, J.C. i Lall, P. (2016), "Effects of Aging on SAC-Bi Solder Materials", 2016 15th IEEE Intersociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems (ITherm), IEEE, Las Vegas, NV, USA, pp. 746–754.

Al-sorory, H., Gumaan, M.S. i Shalaby, R.M. (2022), "ZnO nanoparticles and compositional dependence of structural, thermal, mechanical, and electrical properties for eutectic SAC355 lead-free solder alloys", Results in Materials, Vol. 15, Article 100285.

Alam, M.S., Basit, M., Suhling, J.C. i Lall, P. (2016), "Mechanical Characterization of SAC305 Lead-Free Solder at High Temperatures", 2016 15th IEEE Intersociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems (ITherm), IEEE, Las Vegas, NV, USA, pp. 755-760.

Albrecht, O., Wohlrabe, H. i Meier, K. (2019), "Impact of Warpage Effects on Quality and Reliability of Solder Joints", 2019 42nd International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), IEEE, Wroclaw, pp. 1-6.

Allied Market Research (2023), "Power Transistors Market Openings to Reach \$23.3 Billion by 2032", dostępność: alliedmarketresearch.com (dostęp: 23 czerwca 2026 r.).

Ammous, K., Abid, S. i Ammous, A. (2007), "Thermal modeling of semiconductor devices in power modules", Microelectronics International, Vol. 24 No. 3, pp. 46-54.

Anuar, A.I., Parimin, N., Ahad, N.A., Derman, M.N., Garus, S. i Vizureanu, P. (2024), "Microstructural Analysis and Wetting Optimization of Bi-Doped Lead-Free Solder Matrix Elements", Archives of Metallurgy and Materials, Vol. 69 No. 3, pp. 1025–1031.

Baliga, B.J. (2010), Fundamentals of Power Semiconductor Devices, Springer Science & Business Media, New York, NY.

Biswal, L., Krishna, A. i Sprunger, D. (2006), "Effect of solder voids on thermal performance of a high power electronic module", Proceedings of 7th Electronic Packaging Technology Conference (EPTC 2005), IEEE, Singapore, Vol. 2, pp. 642–647.

Bouarroudj, M., Khatir, Z., Ousten, J.-P. i Lefebvre, S. (2008), "Temperature-Level Effect on Solder Lifetime During Thermal Cycling of Power Modules", IEEE Transactions on Device and Materials Reliability, Vol. 8 No. 3, pp. 471-477.

Bukat, K., Kościelski, M., Sitek, J., Jakubowska, M. i Młóżniak, A. (2011), "Silver nanoparticles effect on the wettability of Sn-Ag-Cu solder pastes and solder joints

microstructure on copper", *Soldering & Surface Mount Technology*, Vol. 23 No. 3, pp. 150–160.

Cao, R., Li, Y., Zhang, Y., Liu, X., Lv, C. i Zhang, J. (2020), "Thermal modeling of power semiconductor devices with heat sink considering ambient temperature dynamics", 2020 IEEE 9th International Power Electronics and Motion Control Conference (IPEMC2020-ECCE Asia), IEEE, Nanjing, pp. 290-295.

Chandra Rao, B.S.S., Weng, J., Shen, L., Lee, T.K. i Zeng, K.Y. (2010), "Morphology and mechanical properties of intermetallic compounds in SnAgCu solder joints", *Microelectronic Engineering*, Vol. 87 No. 11, pp. 2416-2422.

Chang, S.Y., Jain, C.C., Chuang, T.H., Feng, L.P. i Tsao, L.C. (2011), "Effect of addition of TiO₂ nanoparticles on the microstructure, microhardness and interfacial reactions of Sn_{3.5}AgXCu solder", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 528 No. 31, pp. 8913–8919.

Che, F.X. i Pang, J.H.L. (2012), "Fatigue reliability analysis of lead-free solder joints under thermal cycling", *Journal of Electronic Packaging*, Vol. 134 No. 2, Article 021004.

Chen, M., Jiang, Y., Sekulic, D.P. i Zhao, H. (2010), "Wetting kinetics of SiC nanoparticle reinforced Sn-Pb eutectic solders", *China Welding*, Vol. 19 No. 3, pp. 16-20

Chen, Q., Yang, X., Wang, Z., Zhang, L. i Zheng, M. (2007), "Thermal design considerations for integrated power electronics modules based on temperature distribution cases study", 2007 IEEE Power Electronics Specialists Conference, IEEE, Orlando, FL, pp. 1029-1035.

Cheng, F., Gao, F., Zhang, J., Zhang, S. i Qiao, G. (2011), "Tensile Properties and Wettability of SAC0307 and SAC105 Low Ag Lead-Free Solder Alloys", *Journal of Materials Science*, Vol. 46 No. 10, pp. 3424-3429.

Choi, U.-M., Blaabjerg, F. i Jørgensen, S. (2017), "Study on effect of junction temperature swing duration on lifetime of transfer molded power IGBT modules", *IEEE Transactions on Power Electronics*, Vol. 32 No. 8, pp. 6434-6443.

Chuang, T.H., Wu, M.W., Chang, S.Y., Ping, S.F. i Tsao, L.C. (2011), "Strengthening mechanism of nano-Al₂O₃ particles reinforced Sn_{3.5}Ag0.5Cu lead-free solder", *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, Vol. 22 No. 8, pp. 1021–1027.

Cioban, R., Szőke, Sz., Zaharie-B, D., Kórádi, Z., Leordean, C. i Simon, S. (2022), "Finite element thermal modelling of power MOSFET packages", *Microelectronics Reliability*, Vol. 136, Article 114629.

Cutivet, A., Bouchilaoun, M., Chakroun, A., Rodriguez, C., Soltani, A., Jaouad, A., Boone, F. i Maher, H. (2017), "Thermal impedance extraction from electrical measurements for double-ended gate transistors", *Physica Status Solidi c*, Vol. 14 No. 12, Article 1700225.

Delepaut, C., Siconolfi, S., Mourra, O. i Tonicello, F. (2013), "MOSFET gate open failure analysis in power electronics", 2013 Twenty-Eighth Annual IEEE Applied Power Electronics Conference and Exposition (APEC), IEEE, Long Beach, CA, pp. 189-196.

Derman, G. (1986), "The impact of surface mount technology on electronics manufacturing", *Microelectronics Journal*, Vol. 17 No. 2, pp. 5-11.

Du, B., Hudgins, J.L., Santi, E., Bryant, A.T., Palmer, P.R. i Mantooth, H.A. (2010), "Transient electro-thermal simulation of power semiconductor devices", *IEEE Transactions on Power Electronics*, Vol. 25 No. 1, pp. 237-248.

Dušek, K., Veselý, P., Bušek, D. i Placek, M. (2022), "Understanding the Effect of Reflow Profile on the Metallurgical Properties of Tin–Bismuth Solders", *Metals*, Vol. 12 No. 1, Article 121.

Dušek, K., Veselý, P., Bušek, D., Petráč, A., Géczy, A., Illés, B. i Krammer, O. (2021), "Influence of Flux and Related Factors on Intermetallic Layer Growth within SAC305 Solder Joints", *Materials*, Vol. 14 No. 24, Article 7909.

Dziurdzia, B., Górecki, K. i Ptak, P. (2019), "Influence of a Soldering Process on Thermal Parameters of Large Power LED Modules", *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, Vol. 9 No. 11, pp. 2160-2167.

Efzan, M.N.E., Nur Haslinda, M.M. i Al Bakri Abdullah, M.M. (2021), "Effect of nanoparticles addition on the properties of Sn-Ag-Cu lead free solder alloy", *AIP Conference Proceedings*, Vol. 2339 No. 1, Article 020005.

El-Daly, A.A., El-Taher, A.M. i Gouda, M. (2015), "Development of new Sn-Ag-Cu-Bi lead-free solder alloys for low-temperature electronic packaging applications", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 648, pp. 411-421.

El-Taher, A.M., Ali, H.E. i Algarni, H. (2024), "Enhancing Performance of Sn–Ag–Cu Alloy Through Germanium Additions: Investigating Microstructure, Thermal Characteristics, and Mechanical Properties", *Materials Today Communications*, Vol. 38, Article 108315.

Filippov, K.A. i Balandin, A.A. (2003), "The effect of the thermal boundary resistance on self-heating of AlGaIn/GaN HFETs", *MRS Internet Journal of Nitride Semiconductor Research*, Vol. 8, No. 4, Article 4.

Fladischer, K., Mitterhuber, L., Kraker, E., Ginter, D., Rosc, J. i Magnien, J. (2018), "A Close Look on Voids in Solder Joints", 2018 24th International Workshop on Thermal Investigations of ICs and Systems (THERMINIC), *IEEE*, Stockholm, pp. 1-5.

Froš, D., Dušek, K. i Veselý, P. (2020), "Investigation of Impacts on Printed Circuit Board Laminated Composites Caused by Surface Finish Application", *Materials*, Vol. 13 No. 20, Article 453.

Gain, A.K., Chan, Y.C. i Yung, W.K.C. (2011), "Microstructure, thermal analysis and hardness of a Sn–Ag–Cu–1 wt% nano-TiO₂ composite solder on flexible ball grid array substrates", *Microelectronics Reliability*, Vol. 51 No. 5, pp. 975-984.

Gao, F., Takemoto, T. i Nishikawa, H. (2007), "Effects of Co addition on microstructure and mechanical properties of Sn-Ag-Cu solder joints", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 464 No. 1-2, pp. 110–115.

Goldstein, J.I., Newbury, D.E., Michael, J.R., Ritchie, N.W.M., Scott, J.H.J. i Joy, D.C. (2017), *Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis*, 4th ed., Springer, New York.

Gooch, J.W. (2011), "Arrhenius Equation", w: Gooch, J.W. (Red.), *Encyclopedic Dictionary of Polymers*, Springer, New York, NY.

Gu, J., Lei, Y., Lin, J., Fu, H., Xie, X. i Wu, Z. (2015), "The Study of Sn-0.3Ag-0.7Cu and Sn-1.0Ag-0.5Cu Solder Joint Reliability Under Board Level Drop Impact", 2015 16th International Conference on Electronic Packaging Technology (ICEPT), IEEE, Changsha, China, pp. 491-496.

Górecki, K. i Posobkiewicz, K. (2022), "Influence of a cooling system on power MOSFETs' thermal parameters", *Energies*, Vol. 15 No. 8, Article 2923.

Górecki, K. i Posobkiewicz, K. (2021), "Selected Problems of Power MOSFETs Thermal Parameters Measurements", *Energies*, Vol. 14 No. 24, Article 8353.

Górecki, K. i Posobkiewicz, K. (2024), "Influence of the selection of the approximating function of thermometric characteristics on the measurement results of thermal resistance of power MOSFETs", *Metrology and Measurement Systems*, Vol. 31 No. 2, pp. 209–224.

Górecki, K., Ptak, P. i Skwarek, A. (2022), *Konstrukcja urządzeń elektronicznych*, Wydawnictwo Uniwersytetu Morskiego w Gdyni, Gdynia.

Górecki, P. (2022), "Compact thermal modeling of power semiconductor devices with the influence of atmospheric pressure", *Energies*, Vol. 15 No. 10, Article 3565.

Górecki, P., **Pietruszka, A.**, Skwarek, A. i Illés, B. (2023), "Reliability tests of the surface-mounted power MOSFETs soldered using SAC0307-TiO₂ composite solder paste", 2023 29th International Workshop on Thermal Investigations of ICs and Systems (THERMINIC), Budapest, Hungary, pp. 1–5.

Hirman, M. i Steiner, F. (2017), "Optimization of solder paste quantity considering the properties of solder joints", *Soldering & Surface Mount Technology*, Vol. 29 No. 1, pp. 15-27.

Hirman, M., Steiner, F. i Navrátil, J. (2014), "Diagnostics and quality evaluation of solder joints using electrical resistance measurement", 2014 37th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), IEEE, Dresden, Germany, pp. 222–226.

Horn, D.A. (2016), "The International Development of RoHS", 2016 IEEE Conference on Technologies for Sustainability (SusTech), IEEE, Phoenix, AZ, USA, pp. 34-38.

Huang, M., Wang, Y., Liu, C. i Peak, R. (2011), "Shear strength and thermal conductance of LED solder joints using SAC-nano Cu solder pastes", *IEEE Transactions on Components, Packaging and Manufacturing Technology*, Vol. 1 No. 8, pp. 1205-1212.

Hui, I.K. i Law, H.W. (2000), "An alternative approach for the analysis of intermetallic compounds in SMT solder joints", *Soldering & Surface Mount Technology*, Vol. 12, No. 1, pp. 23–31.

Hurtony, T., Bonyár, A., Gordon, P. i Harsányi, G. (2012), "Investigation of intermetallic compounds (IMCs) in electrochemically stripped solder joints with SEM", *Microelectronics Reliability*, Vol. 52, No. 6, pp. 1138–1142.

Hwang, J.S. (1991), "Solder Paste Technology and Applications", w: Lau, J.H. (Red.), Solder Joint Reliability, Springer, Boston, MA, pp. 15-41.

Iannuzzo, F. (Red.) (2020), Modern Power Electronic Devices: Physics, Applications, and Reliability, The Institution of Engineering and Technology (IET), Stevenage, UK.

Illés, B., Choi, H., Skwarek, A., Hurtony, T., Krammer, O., Witek, K. i Géczy, A. (2024), "Effects of CuO nanoparticles on SAC composite solder joints: microstructural and DFT study", Journal of Materials Research and Technology, Vol. 32, pp. 5930–5943.

Illés, B., Choi, H., Illés, B. i Skwarek, A. (2024), "Development and Characterization of Sn99Ag0.3Cu0.7-(ZrO₂/CuO/TiO₂) Nano-Composite Solder Alloys", 2024 Pan Pacific Strategic Electronics Symposium (Pan Pacific), IEEE, Kona, Big Island, HI, USA, pp. 1–8.

Illés, B., Michałowski, P.P., Skwarek, A., Choi, H., Byun, J., Dušek, K., Bušek, D. i Pietruszka, A. (2024), "Dispersion and incorporation of TiO₂ and SiC nano-particles in SAC alloy: SIMS and DFT study", Scripta Materialia, Vol. 243, Article 115987.

Infineon Technologies (2010), IPB090N06N3 G: OptiMOS™ 3 Power-Transistor Datasheet, 60 V, N-channel, wersja 2.1, Infineon Technologies AG, München.

Infineon Technologies (2015), "AN2015-10: Transient Thermal Measurements and thermal equivalent circuit models", nota aplikacyjna, wersja 1.0, Infineon Technologies AG, München.

International Electrotechnical Commission [IEC] (2018), IEC 61709:2018: Electric components - Reliability - Reference conditions for failure rates and stress models for prediction, IEC, Geneva.

Ioana, A.C., Dumitrascu, D.I. i Dumitrascu, A.E. (2025), "Soldering Process Analysis of Printed Circuit Boards Applying Surface Mount Technology (SMT) and Through-Hole Technology (THT)", w: Machado, J., Trojanowska, J., Ottaviano, E., Xavier, M.A., Valášek, P. i Basova, Y. (red.), Innovations in Mechanical Engineering IV, Springer, Cham, pp. 261–275.

IPC - Association Connecting Electronics Industries (2005), IPC-A-610D: Acceptability of Electronic Assemblies, IPC, Bannockburn, IL.

IPC - Association Connecting Electronics Industries (2012), IPC-2221B: Generic Standard on Printed Board Design, IPC, Bannockburn, IL.

Iradukunda, C., Huitink, D.R. i Luo, F. (2020), "A review of advanced thermal management solutions and the implications for integration in high-voltage packages", IEEE Journal of Emerging and Selected Topics in Power Electronics, Vol. 8 No. 1, pp. 256-271.

Ismail, N., Wan Yusoff, W.Y., Amat, A., Abdul Manaf, N.A. i Ahmad, N. (2024), "A review of extreme condition effects on solder joint reliability: Understanding failure mechanisms", Defence Technology, Vol. 41, pp. 134-158.

Jattakul, P. (2021), "Influence of cooling conditions on microstructure and mechanical property of Sn-0.3Ag-0.7Cu lead-free solder", Journal of Metals, Materials and Minerals, Vol. 31 No. 2, pp. 129-136.

JEDEC Solid State Technology Association (2012), JESD51-12: Guidelines for Reporting and Using Electronic Package Thermal Information, JEDEC, Arlington, VA.

Ji, B., Song, X., Sciberras, E., Cao, W., Hu, Y. i Pickert, V. (2015), "Multiobjective design optimization of IGBT power modules considering power cycling and thermal cycling", IEEE Transactions on Power Electronics, Vol. 30 No. 5, pp. 2493-2504.

Jo, S.Y., Sim, G.-J., Park, E.J., Park, J., Won, J.Y., Kim, H. i Lee, M.-G. (2024), "Effect of solder void on mechanical and thermal properties of flip-chip light-emitting diode: Statistical analysis based on finite element modeling", Heliyon, Vol. 10 No. 12, Article e33242.

Juntunen, E., Tapaninen, O.J., Sitomaniemi, A., Jämsä, M., Heikkinen, V., Karppinen, M. i Karioja, P. (2014), "Copper-core MCPCB with thermal vias for high-power COB LED modules", IEEE Transactions on Power Electronics, Vol. 29 No. 3, pp. 1410–1417.

Kang, S.K., Choi, W.K., Shih, D.Y., Henderson, D.W., Gosselin, T., Alpha, A., Dyer, J. i Goldsmith, C. (2002), "Microstructure and mechanical properties of lead-free solder joints", Journal of Electronic Materials, Vol. 31 No. 11, pp. 1194-1203.

Khan, A.N., Jena, K., Chatterjee, G., Chauhan, M. i Routray, S. (2025), "Thermal Resistance Modeling and its Different Aspects on AlGaIn/GaN HEMTs: A Comprehensive Review", w: Nirmal, D. i Ajayan, J. (Red.), Modeling of AlGaIn/GaN High Electron Mobility Transistors, Springer, Singapore.

Kim, D.-S., Yu, Q., Shibutani, T., Sadakata, N. i Inoue, T. (2004), "Effect of Void Formation on Thermal Fatigue Reliability of Lead-Free Solder Joints", Proceedings of the Ninth Intersociety Conference on Thermal and Thermomechanical Phenomena in Electronic Systems (ITherm), IEEE, Las Vegas, NV, USA, Vol. 2, pp. 325-329.

Kong, D., Hu, X., Gong, Z. i Zhang, D. (2024), "Segmentation of void defects in X-ray images of chip solder joints based on PCB-DeepLabV3 algorithm", Scientific Reports, Vol. 14, Article 11925.

Kozak, J., Zakrzewski, T., Witt, M. i Dębowska-Wąsak, M. (2023), "Thermal operating window in selective laser melting processes", Transactions on Aerospace Research, Vol. 2023 No. 4, pp. 12-25.

Kozak, M., Veselý, P., Pilnaj, D., Dušek, K., Plaček, M., Králová, I. i Steiner, F. (2024), "Effect of Temperature Profile and Chemical Composition of the Flux on Void Formation in Solder Joints: In-Depth Analysis", Welding in the World, Vol. 68, pp. 3195-3204.

Krammer, O., Varga, Á., Géczy, A. i Csorba, K. (2022), "Image Processing Methods for Detecting Voids in the Solder Joints of Surface-Mounted Components", 2022 45th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), IEEE, Vienna, pp. 1-4.

Langer, G., Leitgeb, M., Nicolics, J., Unger, M., Hoschopf, H. i Wenzl, F.P. (2014), "Advanced Thermal Management Solutions on PCBs for High Power Applications", Journal of Microelectronics and Electronic Packaging, Vol. 11 No. 3, pp. 104-114.

Lanin, V.L., Emel'yanov, V.A. i Petukhov, I.B. (2024), "Chapter 6. Surface Mount Assembly of Electronic Modules", *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, Vol. 60 No. 4, pp. 374–407.

Lee, J., Kim, J., Kim, D. i Chung, W. (2014), "Heat dissipation performance of metal-core printed circuit board prepared by anodic oxidation and electroless deposition", *Thermochimica Acta*, Vol. 589, pp. 278-283.

Lee, T.-K., Bieler, T.R., Kim, C.-U. i Ma, H. (2015), *Fundamentals of Lead-Free Solder Interconnect Technology: From Microstructures to Reliability*, Springer, New York, NY.

Li, M.-L., Zhang, L., Jiang, N., Zhang, L. i Zhong, S.-J. (2021), "Materials Modification of the Lead-Free Solders Incorporated with Micro/Nano-Sized Particles: A Review", *Materials & Design*, Vol. 197, Article 109224.

Li, S., Liu, Y., Zhang, H., Cai, H., Sun, F. i Zhang, G. (2018), "Microstructure and Hardness of SAC305 and SAC305-0.3Ni Solder on Cu, High Temperature Treated Cu, and Graphene-Coated Cu Substrates", *Results in Physics*, Vol. 11, pp. 617–622.

Li, S., Wang, X., Liao, M., Li, Z., Li, Q., Yan, H., Liu, A. i Wang, F. (2025), "Microstructures, Mechanical Properties and Reliability Induced from Size Effect in Sn-Based Solder Joints: Review", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 35, pp. 5067-5083.

Li, S., Wang, X., Liu, Z., Mao, F., Jiu, Y., Luo, J., Shangguan, L., Jin, X., Wu, G., Zhang, S., He, P. and Long, W. (2020), "Research Status of Evolution of Microstructure and Properties of Sn-Based Lead-Free Composite Solder Alloys", *Journal of Nanomaterials*, Vol. 2020, Article 8843166.

Li, X.-Y., Wu, B.-S. i Yang, X.-H. (2005), "The formation and evolution of IMC and its effect on the solder joint properties", 2005 6th International Conference on Electronic Packaging Technology, IEEE, Shenzhen, pp. 273-278.

Li, Z., Fushinobu, K., Haketa, H., Yasui, R. i Shinoda, T. (2020), "In-situ diagnosis of solder joint failure by means of thermal resistance measurement", *Microelectronics Reliability*, Vol. 114, Article 113797.

Li, Z., Wang, J., Zheng, X. i Wu, C. (2025), "Enhancing SMT Quality and Efficiency With Self-Adaptive Collaborative Optimization", *IEEE Transactions on Cybernetics*, Vol. 55 No. 3, pp. 1409-1420.

Liang, K., Wan, W., Ding, X., Zhang, Y., Wang, H. i Chen, J. (2025), "Performance and Reliability of Nanoparticle-Reinforced Lead-Free Solder Composite Joints", *Journal of Materials Science*, Vol. 60, pp. 7091–7116.

Liu, A., Ji, X., Du, Y., Wang, Y., Wu, Y. i Guo, F. (2024), "Strong composite SnAgCu solder joints with internal aligned carbon fibers by magnetic field", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 326, Article 118345.

Liu, D., Bai, T., Wang, X., Liu, X., Qiao, Y., Dong, W. i Zhao, N. (2025), "Microstructure evolution and properties of SAC305/Cu BGA joints by laser jet solder ball bonding for advanced packaging", *Materials Characterization*, Vol. 226, Article 115483.

Liu, L., Xue, S. i Liu, S. (2018), "Mechanical Property of Sn-58Bi Solder Paste Strengthened by Resin", *Applied Sciences*, Vol. 8 No. 11, Article 2024.

Liu, X., Huang, M.L. i Wang, Z.J. (2008), "Microstructure and mechanical properties of Sn-Zn-Bi lead-free solder joints", *Journal of Electronic Materials*, Vol. 37 No. 4, pp. 427-433.

Pilletier, M.G., Preston, S.C., Cook, J.A., Tran, K.D., Wanjura, J.D. i Holt, G.A. (2019), "Thermal performance of double-sided metal core PCBs", *AgriEngineering*, Vol. 1 No. 4, pp. 539–549.

Lloyd, J.R. (2007), "Black's law revisited — Nucleation and growth in electromigration failure", *Microelectronics Reliability*, Vol. 47 No. 9–11, pp. 1468-1472.

Lu, Y., Li, S., Wang, X., Long, W. i He, P. (2023), "Evolution of Microstructure and Properties of Tin-Based Lead-Free Composite Solders: A Critical Review", *Metals*, Vol. 13 No. 6, Article 1024.

Lu, X., Zhao, M., Wang, X. i Li, M.-L. (2022), "Structure and properties of low-Ag SAC solders for electronic packaging", *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, Vol. 33 No. 29, pp. 22668–22705.

Ma, H., Suhling, J.C., Zhang, Y., Lall, P. i Bozack, M.J. (2007), "The Influence of Elevated Temperature Aging on Reliability of Lead Free Solder Joints", 2007 Proceedings 57th Electronic Components and Technology Conference, IEEE, Sparks, NV, pp. 653-668.

Mallik, S., Schmidt, M., Bauer, R. i Ekere, N.N. (2008), "Influence of solder paste components on rheological behaviour", 2008 2nd Electronics System-Integration Technology Conference, IEEE, Greenwich, pp. 1135-1140.

Manca, J.V., De Ceuninck, W., De Schepper, L. i Stals, L. (1999), "The Arrhenius relation for electronics in extreme temperature conditions", HITEN 99. Third European Conference on High Temperature Electronics, IEEE, Berlin, pp. 29-32.

Marin Carbonne, J., Kiss, A., Bouvier, A.-S., Meibom, A., Baumgartner, L., Bovay, T., Plane, F., Escrig, S. i Rubatto, D. (2022), "Surface Analysis by Secondary Ion Mass Spectrometry (SIMS): Principles and Applications from Swiss Laboratories", *CHIMIA*, Vol. 76, No. 1–2, pp. 26–33.

Maxfield, C.M. (2009), "Chapter 18 - Printed Circuit Boards (PCBs)", w: Maxfield, C.M. (Red.), *Bebop to the Boolean Boogie*, 3rd ed., Newnes, Oxford, pp. 251-276.

Mei, J., Haug, R., Hinderberger, S., Grözinger, T. i Zimmermann, A. (2019), "Void formation in solder joints under power cycling conditions and its effect on reliability", *Microelectronics Reliability*, Vol. 126, Article 114175.

Melliar-Smith, C.M., Borrus, M.G., Haggan, D.E., Lowrey, T., Vincentelli, A.S.G. i Troutman, W.W. (1998), "The transistor: an invention becomes a big business", *Proceedings of the IEEE*, Vol. 86 No. 1, pp. 86-110.

- Melus, T., Kolenak, R., Drapala, J., Gogola, P., Pasak, M., Drimal, D. i Sloboda, M. (2025), "Wettability Study of Soldered Joints in SiC Ceramics and Combined Ni-SiC Using SnSbTi-Based Solder and Electron Beam Heating", *Materials*, Vol. 18 No. 12, Article 2814.
- Mohan, N., Undeland, T.M. i Robbins, W.P. (2003), *Power Electronics: Converters, Applications, and Design*, 3rd ed., John Wiley & Sons, Hoboken, NJ.
- Morel, C. i Morel, J.-Y. (2024), "Power semiconductor junction temperature and lifetime estimations: a review", *Energies*, Vol. 17 No. 18, Article 4589.
- Mousa, M.M., Mohammed, M.M., El-Kady, O.A. i Mohamed, H.S. (2024), "Microstructure, hardness, electrical, and thermal conductivity of SZCN solder reinforced with TiO₂ and ZrO₂ nanoparticles fabricated by powder metallurgy method", *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, Vol. 35 No. 17, Article 1083.
- Mutharasu, D. i Shanmugan, S. (2013), "Thermal resistance of high power LED on surface modified heat sink", *Frontiers of Optoelectronics*, Vol. 6 No. 2, pp. 160–166.
- Muzni, N.H.M., Noor, E.E.M. i Abdullah, M.M.A.B. (2023), "Wettability of Sn-3.0Ag-0.5Cu Solder Reinforced with TiO₂ and Al₂O₃ Nanoparticles at Different Reflow Times", *Nanomaterials*, Vol. 13 No. 20, Article 2811.
- Nai, S.M.L., Wei, J. i Gupta, M. (2014), "Improving the performance of lead-free solder joints with nano-reinforcements", *Journal of Materials Science: Materials in Electronics*, Vol. 25 No. 4, pp. 1761-1772.
- Noor, E.E.M., Nasir, N.F.M. i Idris, S.R.A. (2016), "A review: lead free solder and its wettability properties", *Soldering & Surface Mount Technology*, Vol. 28 No. 3, pp. 125–132.
- Nash, E. (n.d.), "AN-2591: When It Comes to Long-Term Reliability of RF Amplifier ICs, Focus First on Die Junction Temperature", nota aplikacyjna, Analog Devices, dostępność: analog.com (dostęp: 16 czerwca 2026 r.).
- Nguyen, T.A., Zhang, J., Wu, X., Song, F. i Lee, S.W.R. (2015), "The tensile impact properties of aged Sn–3Ag–0.5Cu/Cu solder joints", *Microelectronics Reliability*, Vol. 55 No. 12, pp. 2800-2807.
- Nguyen, T.T., Yu, D. i Park, S.B. (2011), "Characterizing the Mechanical Properties of Actual SAC105, SAC305, and SAC405 Solder Joints by Digital Image Correlation", *Journal of Electronic Materials*, Vol. 40 No. 7, pp. 1409-1415.
- Nurmi, S., Sundelin, J., Ristolainen, E. i Lepistö, T. (2004), "The effect of solder paste composition on the reliability of SnAgCu joints", *Microelectronics Reliability*, Vol. 44 No. 3, pp. 485-494.
- Oettinger, F. F., Blackburn, D. L. i Rubin, S. (1976), "Thermal characterization of power transistors", *IEEE Transactions on Electron Devices*, Vol. 23 No. 8, pp. 831–838.
- Oishi, T., Kimoto, T. i Suda, J. (2023), "High temperature reliability and performance evaluation of 1200 V SiC MOSFETs", *Journal of Crystal Growth*, Vol. 606, Article 127086.

ON Semiconductor (2011), NGB8207N, NGB8207BN: Ignition IGBT, 20 A, 365 V, N-Channel Datasheet, nr NGB8207N/D, Rev. 1, ON Semiconductor Components Industries, LLC, Phoenix, AZ.

Otiaba, K.C., Bhatti, R.S., Ekere, N.N., Mallik, S., Alam, M.O., Amalu, E.H. i Ekpu, M. (2012), "Numerical study on thermal impacts of different void patterns on performance of chip-scale packaged power device", *Microelectronics Reliability*, Vol. 52 No. 7, pp. 1409-1419.

Padmanaban, D., Sunderraj, D.A.J. i Geethan, K. (2020), "Intermetallic formation and characterization of Sn-Cu-Mn-Ag lead-free soldering alloys", *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Vol. 770 No. 1, Article 012013.

Pal, M.K., Gergely, G., Koncz-Horváth, D. i Gácsi, Z. (2021), "Investigation of microstructure and wetting behavior of Sn-3.0Ag-0.5Cu (SAC305) lead-free solder with additions of 1.0 wt % SiC on copper substrate", *Intermetallics*, Vol. 128, Article 106991.

Pan, J. (2014), "A Control-Chart-Based Method for Solder Joint Crack Detection", *Journal of Microelectronics and Electronic Packaging*, Vol. 11 No. 3, pp. 94-103.

Pietruszka, A., Górecki, P. i Skwarek, A. (2023), "Influence of SAC0307-TiO₂ Composite Solder Joint on Thermal Parameters of MOSFETs", 2023 46th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), Timișoara, Romania, pp. 1–5.

Pietruszka, A., Górecki, P. i Skwarek, A. (2024), "Sn99Ag0.3Cu0.7-TiO₂ composite solder joints and their influence on thermal parameters of power components", *Soldering & Surface Mount Technology*, Vol. 36 No. 4, pp. 230-238.

Pietruszka, A., Górecki, P. i Skwarek-Illés, A. (2025), "Influence of Solder Joint Thermal Resistance on Power MOSFET Heat Dissipation", 2025 48th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), IEEE, Budapest, pp. 1–6.

Pietruszka, A., Górecki, P., Tarasiuk, J. i Skwarek, A. (2022), "Wpływ rozmieszczenia pustek lutowniczych na parametry cieplne tranzystorów MOSFET", *Przegląd Elektrotechniczny*, R. 98 nr 9, pp. 94–98.

Pietruszka, A., Górecki, P., Wroński, S., Illés, B. i Skwarek, A. (2021), "The Influence of Soldering Profile on the Thermal Parameters of Insulated Gate Bipolar Transistors (IGBTs)", *Applied Sciences*, Vol. 11 No. 12, Article 5583.

Plumbridge, W.J., Gagg, C.R. i Peters, S. (2003), "The effect of microstructure on the mechanical behavior of lead-free solder joints", *Microelectronics Reliability*, Vol. 43 No. 4, pp. 589-599.

Polanský, R., Prosr, P. i Čermák, M. (2014), "Determination of the thermal endurance of PCB FR4 epoxy laminates via thermal analyses", *Polymer Testing*, Vol. 33, pp. 11-19.

Prasad, R.P. (1989), *Surface Mount Technology: Principles and Practice*, 1st ed., Van Nostrand Reinhold, New York, NY.

Radamson, H.H., He, X., Zhang, Q., Liu, J., Cui, H., Xiang, J., Kong, Z., Xiong, W., Li, J., Gao, J., Yang, H., Gu, S., Zhao, X., Du, Y., Yu, J. i Wang, G. (2019), "Miniaturization of CMOS", *Micromachines*, Vol. 10 No. 5, Article 293.

Rajendran, S.H., Jung, J.P., Pal, M.K. i Kim, J.H. (2024), "Al₂O₃ nanofibers reinforced Sn58Bi/SAC 305 hybrid joints for low temperature ball grid array bonding", *Materials Today Communications*, Vol. 38, Article 108250.

Ramli, M.I.I., Muhd Amli, S.F., Saud, N. i Che Halin, D.S. (2023), "Optimization of Hot Air Solder Leveling (HASL) Machine for a Robust Surface Finish in Soldering Applications", *European Journal of Materials Science and Engineering*, Vol. 8 No. 1, pp. 30-35.

Ramli, M.I.I., Salleh, M.A.A.M., Abdullah, M.M.A.B., Zaimi, N.S.M., Sandu, A.V., Vizureanu, P., Rylski, A. i Amli, S.F.M. (2022a), "Formation and Growth of Intermetallic Compounds in Lead-Free Solder Joints: A Review", *Materials*, Vol. 15 No. 4, Article 1451.

Ramli, M.I.I., Salleh, M.A.A.M., Abdullah, M.M.A.B., Zaimi, N.S.M., Sandu, A.V., Vizureanu, P., Rylski, A. and Amli, S.F.M. (2022b), "Significance of Intermetallic Compound (IMC) Layer to the Reliability of a Solder Joint, Methods of IMC Layer Thickness Measurements", w: *International Conference on Intermetallic Compounds*, Springer, Cham, pp. 115-132.

Rashid, M.H. (2014), *Power Electronics: Circuits, Devices, and Applications*, 4th ed., Pearson, Upper Saddle River, NJ.

Raypah, M.E., Devarajan, M.K., Sulaiman, F. i Mutharasu, D. (2016), "Investigation on thermal characterization of low power SMD LED mounted on different substrate packages", *Applied Thermal Engineering*, Vol. 101, pp. 19–29.

Reid, M., Punch, J., Collins, M.N. i Ryan, C. (2008), "Effect of Ag content on the microstructure of Sn-Ag-Cu based solder alloys", *Soldering & Surface Mount Technology*, Vol. 20 No. 4, pp. 3–8.

Riordan, M. i Hoddeson, L. (2007), "Crystal fire: the invention, development and impact of the transistor", *IEEE Solid-State Circuits Society Newsletter*, Vol. 12 No. 2, pp. 24-29.

Ross, I.M. (1998), "The invention of the transistor", *Proceedings of the IEEE*, Vol. 86 No. 1, pp. 7-28.

Salleh, M.A.A.M., Mayappan, R., Shafi, H.Z., Abidin, M.S.Z. i Al Bakri, A.M.M. (2015), "Effect of SiC Particles Addition on the Wettability and Intermetallic Compound Layer Formation of Sn-Cu-Ni (SN100C) Solder Paste", *Applied Mechanics and Materials*, Vol. 754-755, pp. 546-550.

Sayed, B.T., Alkhazaleh, H.A., Rodrigues, P., Askar, S.K., Sharma, M.K. i Almufti, S.M. (2025), "Optimising solder joint inspection in printed circuit boards through X-ray imaging and machine learning integration", *Nondestructive Testing and Evaluation*, Vol. 40 No. 6, pp. 6086–6106.

Sedra, A.S., Smith, K.C., Carusone, T.C. i Gaudet, V. (2020), *Microelectronic Circuits*, 8th ed., Oxford University Press, New York, NY.

Shen, Y., Wang, H., Blaabjerg, F., Zhao, H. i Long, T. (2020), "Thermal modeling and design optimization of PCB vias and pads", *IEEE Transactions on Power Electronics*, Vol. 35 No. 1, pp. 882-900.

Shi, X.Q., Zhou, W., Pang, J.H.L. i Wang, Z.P. (1999), "Effect of Temperature and Strain Rate on Mechanical Properties of 63Sn/37Pb Solder Alloy", *Journal of Electronic Packaging*, Vol. 121 No. 3, pp. 179-185.

Sigma-Aldrich (n.d.), Materiały elektroniczne (Katalog produktów online), sigmaaldrich.com. (Odniesienie: Sigma-Aldrich. (n.d.))

Silk, J., Pan, J. and Powers, M. (2012), "The Morphology Evolution and Voiding of Solder Joints on QFN Central Pads with a Ni/Au Finish", *IPC APEX Expo 2012*, San Diego, CA, USA.

Singh, A. i Durairaj, R. (2016), "Effect on the wettability, hardness and shear strength properties of 3%-nano Titanium Oxide (TiO₂) added Sn-3.8Ag-0.7Cu (SAC)/Copper (Cu) solder joint", *Journal of Mechanical Engineering*, Vol. 13 No. 2, pp. 47-59.

Skwarek, A., Illés, B., Hurtony, T., Bušek, D. i Dušek, K. (2020), "Effect of Recrystallization on β to α -Sn Allotropic Transition in 99.3Sn-0.7Cu wt. % Solder Alloy Inoculated with InSb", *Materials*, Vol. 13 No. 4, Article 968.

Skwarek, A., Choi, H., Hurtony, T., Byun, J., Mohamad, A.A., Bušek, D., Dušek, K. i Illés, B. (2024), "Effects of ZrO₂ Nano-Particles' Incorporation into SnAgCu Solder Alloys: An Experimental and Theoretical Study", *Nanomaterials*, Vol. 14 No. 20, Article 1636.

Skwarek, A., Illés, B., Górecki, P., **Pietruszka, A.**, Tarasiuk, J. i Hurtony, T. (2023), "Influence of SiC reinforcement on microstructural and thermal properties of SAC0307 solder joints", *Journal of Materials Research and Technology*, Vol. 22, pp. 403-412.

Skwarek, A., Krammer, O., Hurtony, T., Ptak, P., Górecki, K., Wroński, S., Straubinger, D., Witek, K. i Illés, B. (2024), "Application of ZnO Nanoparticles in Sn99Ag0.3Cu0.7-Based Composite Solder Alloys", *Materials*, Vol. 17 No. 11, Article 2515.

Skwarek, A., Synkiewicz-Musialska, B., Witek, K., Illés, B. i Géczy, A. (2024), "Application of ZnO Nanoparticles in Sn99Ag0.3Cu0.7-Based Composite Solder Alloys", *Coatings*, Vol. 14 No. 3, Article 312.

Smirnov, V.I. i Gavrikov, A.A. (2023), "Measurement of the thermal impedance matrix of power modules by the modulation method", *IEEE Transactions on Electron Devices*, Vol. 70 No. 10, pp. 5223-5227.

Steiner, F., Hirman, M., Rendl, K. i Wirth, V. (2018), "Optimization of Soldering Process to Reduce Contamination and Related Consequences", 2018 41st International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), IEEE, Zlatibor, pp. 1-6.

Syed, A., Kim, T.S., Cho, Y.M., Kim, C.W. i Yoo, M. (2006), "Alloying Effect of Ni, Co, and Sb in SAC Solder for Improved Drop Performance of Chip Scale Packages with Cu OSP Pad Finish", 2006 8th Electronics Packaging Technology Conference (EPTC), IEEE, Singapore, pp. 404-411.

Synkiewicz, B., Skwarek, A. i Witek, K. (2014), "Voids investigation in solder joints performed with vapour phase soldering (VPS)", *Soldering & Surface Mount Technology*, Vol. 26 No. 1, pp. 8-11.

Sze, S.M. i Ng, K.K. (2007), *Physics of Semiconductor Devices*, 3rd ed., John Wiley & Sons, Hoboken, NJ.

Székely, V. i Bien, T. (2018), "Fine structure of heat flow path in semiconductor devices: a measurement and identification method", *Solid-State Electronics*, Vol. 31 No. 9, pp. 1363–1368.

Tamizi, M, Movahedi, M., Kokabi, A.H. i Rad, S.A. (2022), "Wettability and Rheological Behavior of Low Ag Lead-Free SAC/Graphene and Cobalt-Graphene Nanocomposite Solder Paste", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol. 53, pp. 2811–2822.

Tan, A.T., Tan, A.W. i Yusof, F. (2015), "Influence of nanoparticle addition on the formation and growth of intermetallic compounds (IMCs) in Cu/Sn–Ag–Cu/Cu solder joint during different thermal conditions", *Science and Technology of Advanced Materials*, Vol. 16 No. 3.

Teeba, N. i Mutharasu, D. (2012), "Comparison on the Thermo-Optical Performance of LEDs with MCPCB and FR4PCB under Various Drive Currents and Ambient Temperatures", *Advanced Materials Research*, Vol. 488–489, pp. 1369–1374.

Teeba, N. i Mutharasu, D. (2012), "Comparison on the Thermo-Optical Performance of LEDs with MCPCB and FR4PCB under Various Drive Currents and Ambient Temperatures", *Advanced Materials Research*, Vols. 488–489, pp. 1369–1374.

Tikale, S. i Prabhu, K.N. (2020), "Development of low-silver content SAC0307 solder

Tsao, L.C. (2011), "Evolution of nano-Ag₃Sn particle formation on Cu–Sn intermetallic compounds during liquid-state reaction of Sn–Ag–Cu–TiO₂ composite solder", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 509 No. 17, pp. 5352–5358.

Tsao, L.C., Chang, S.Y., Shin, C.I., Feng, L.P. i Shin, S.L. (2012), "Influence of TiO₂ nanoparticles addition on the microstructural evolution and mechanical properties of Sn–3.0Ag–0.5Cu composite solder", *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 556, pp. 411–419.

Tsao, L.C., Wu, R.W., Cheng, T.H. i Fan, K.H. (2013), "Effects of nano-Al₂O₃ particles on microstructure and mechanical properties of Sn_{3.5}Ag_{0.5}Cu composite solder ball grid array joints on Sn/Cu pads", *Materials & Design*, Vol. 50, pp. 774–781.

US Department of Defense (1995), MIL-HDBK-217F: *Military Handbook: Reliability Prediction of Electronic Equipment* (Notice 2), Department of Defense, Washington, DC.

Varga, M., Meier, K., Wohlrabe, H. i Nowotnick, M. (2025), "Long-term thermal reliability and aging effects on microstructural degradation of SAC solder joints", *Microelectronics Reliability*, Vol. 164, Article 115321.

Vassighi, A. i Sachdev, M. (2006), *Thermal and Power Management of Integrated Circuits*, Springer, New York, NY.

Veselý, P., Králová, I., Pilnaj, D., Plaček, M. i Dušek, K. (2024), "SnAgCu Solder Joint Microstructure Evolution During Thermal Aging: Influence of Flux", *Advanced Engineering Materials*, Vol. 26 No. 23, Article 2401366.

Vickerman, J.C. i Briggs, D. (2013), *ToF-SIMS: Materials Analysis by Mass Spectrometry*, 2nd ed., IM Publications, Chichester

Vo, T.T.B.C. i Nguyen, N.T. (2019), "Effect of the surface mounting technology assembly based on lean production: A case study", *CTU Journal of Innovation and Sustainable Development*, Vol. 11 No. 2, pp. 69-80.

Whalley, D. C. (2004), "A simplified reflow soldering process model", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 150 No. 1-2, pp. 134-144.

Wang, M.-Y., Lu, G.-Q., Mei, Y.-H., Li, X., Wang, L. i Chen, G. (2015), "Electrical method to measure the transient thermal impedance of insulated gate bipolar transistor module", *IET Power Electronics*, Vol. 8 No. 6, pp. 1009-1016.

Wang, Z., Qiu, J., Zhang, L., Jiang, H. i Liu, Y. (2023), "Lifetime estimation and health monitoring of power MOSFETs and IGBTs in power electronic converters: a review", *IEEE Transactions on Power Electronics*, Vol. 38 No. 4, pp. 4912-4927.

Wernicki, E., Shu, Y., Fratto, E., Gao, F., Morose, G., Lucas, B., Yang, Z. i Gu, Z. (2023), "Preparation and characterization of nano-solder paste with high nanoparticle loading and their thermal and printing properties", *Materials Chemistry and Physics*, Vol. 297, Article 127399.

Wu, B.Y., Chan, Y.C., Zhong, H.W., Zhu, F.X. and Wang, Y.P. (2007), "Effect of Current Stressing on the Reliability of 63Sn37Pb Solder Joints", *Journal of Materials Science*, Vol. 42 No. 17, pp. 7415-7422.

Wu, C.M.L., Lai, J.K.L. i Wu, Y. (1998), "Thermal-mechanical interface crack behaviour of a surface mount solder joint", *Finite Elements in Analysis and Design*, Vol. 30 No. 1–2, pp. 19-30.

Xian, J.W., Xu, Y.L., Stoyanov, S., Tilford, T., Bailey, C. i Gourlay, C.M. (2024), "The role of microstructure in the thermal fatigue of solder joints", *Nature Communications*, Vol. 15, Article 4258.

Yahaya, M.Z., Nazeri, M.F.M., Kheawhom, S., Illés, B., Skwarek, A. i Mohamad, A.A. (2020), "Microstructural analysis of Sn-3.0Ag-0.5Cu-TiO₂ composite solder alloy after selective electrochemical etching", *Materials Research Express*, Vol. 7 No. 1, Article 016583.

Yang, T., Chen, Y., You, K., Dong, Z., Jia, Y., Wang, G., Peng, J., Cai, S., Luo, X. i Liu, C. (2022), "Effect of Bi, Sb, and Ti on Microstructure and Mechanical Properties of SAC105 Alloys", *Materials*, Vol. 15 No. 14, Article 4727.

Ye, L., Lai, Z. i Liu, J. (2001), "Microstructure investigation of Sn-0.5Cu-3.5Ag and Sn-3.5Ag-0.5Cu-0.5B lead-free solders", *Soldering and Surface Mount Technology*, Vol. 13 No. 3, pp. 16–20.

Ye, L.-L., Lai, Z., Liu, J. i Tholen, A. (2000), "Microstructural coarsening of lead free solder joints during thermal cycling", *Proceedings of the 50th Electronic Components and Technology Conference (ECTC 2000)*, Las Vegas, NV, USA, 21–24 May, IEEE, Piscataway, NJ, pp. 134–137,

Ye, Z.-T., Zhao, X., Xie, X., Chang, J. i Chen, W. (2024), "High-Reliability Sn37Pb/Sn58Bi Composite Solder Joints by Solid-Liquid Low-Temperature Soldering", *Materials Today Communications*, Vol. 41, Article 110283.

Yin, L., Zhang, Z., Su, Z., Zhang, H., Zuo, C., Yao, Z., Wang, G., Zhang, L. i Zhang, Y. (2025), "Interfacial microstructure evolution and properties of Sn-0.3Ag-0.7Cu-xSiC solder joints", *Materials Characterization*, Vol. 222, Article 114389.

Zhang, Q., Zhang, Y., Luo, Y. i Yin, H. (2024), "New structure transistors for advanced technology node CMOS ICs", *National Science Review*, Vol. 11 No. 3.

Zhang, S., Zhou, H., Ding, T., Long, W., Zhong, S., Paik, K.W., He, P. i Zhang, S. (2024), "Grain orientations and failure mechanism of isothermal aged nano Sn-3Ag-0.5Cu/Cu solder joints by microwave hybrid heating and shear mechanical strength", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 298, Article 109944.

Zhang, X., Egger, P., Xia, Z. i Plumbridge, W.J. (2003), "The effects of cooling rate on microstructure and mechanical behavior of Sn-3.5Ag solder", *JOM*, Vol. 55 No. 6, pp. 56-60.

Zhong, X.L. i Gupta, M. (2008), "Development of lead-free Sn-0.7Cu/Al₂O₃ nanocomposite solders with superior strength", *Journal of Physics D: Applied Physics*, Vol. 41 No. 9 pp. 1-7.

Sylwetka autora

Mgr inż. Adrian Pietruszka jest autorem i współautorem 8 publikacji naukowych, w tym 5 artykułów opublikowanych w czasopismach naukowych oraz 3 publikacji konferencyjnych. Jego dorobek naukowy koncentruje się przede wszystkim na zagadnieniach związanych z technologią montażu powierzchniowego, właściwościami i mikrostrukturą połączeń lutowanych, materiałami lutowniczymi, niezawodnością oraz właściwościami cieplnymi tranzystorów mocy, w szczególności struktur MOSFET oraz IGBT.

Wśród publikacji czasopiśmienniczych znajdują się artykuły opublikowane w czasopismach indeksowanych w bazie Web of Science, o łącznym współczynniku Impact Factor wynoszącym 16,938 oraz łącznej punktacji 480 punktów MNiSW/MEiN, zgodnie z wykazami obowiązującymi w roku publikacji poszczególnych prac. Szczegółowy wykaz dorobku publikacyjnego przedstawia się następująco:

1. Pietruszka A., Górecki P., Wroński S., Illés B., Skwarek A., *The Influence of Soldering Profile on the Thermal Parameters of Insulated Gate Bipolar Transistors (IGBTs)*, Applied Sciences, 11(12), 5583, 2021. Impact Factor: 2,838; 100 punktów MNiSW/MEiN.
2. Pietruszka A., Górecki P., Tarasiuk J., Skwarek A., *Wpływ rozmieszczenia pustek lutowniczych na parametry cieplne tranzystorów MOSFET*, Przegląd Elektrotechniczny, 98, 2022. Impact Factor: 0,5; 70 punktów MNiSW/MEiN.
3. Skwarek A., Illés B., Górecki P., Pietruszka A., Tarasiuk J., Hurtony T., *Influence of SiC Reinforcement on Microstructural and Thermal Properties of SAC0307 Solder Joints*, Journal of Materials Research and Technology, 22, 403–412, 2023. Impact Factor: 6,2; 100 punktów MNiSW/MEiN.
4. Górecki P., Pietruszka A., Skwarek A., Illés B., *Reliability Tests of the Surface-Mounted Power MOSFETs Soldered Using SAC0307-TiO₂ Composite Solder Paste*, 29th International Workshop on Thermal Investigations of ICs and Systems, 2023. Publikacja konferencyjna.
5. Pietruszka A., Górecki P., Skwarek A., *Influence of SAC0307-TiO₂ Composite Solder Joint on Thermal Parameters of MOSFETs*, 46th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), 2023. Publikacja konferencyjna.

6. Illés B., Michałowski P.P., Skwarek A., Choi H., Byun J., Dušek K., Bušek D., Pietruszka A., *Dispersion and Incorporation of TiO₂ and SiC Nano-Particles in SAC Alloy: SIMS and DFT Study*, Scripta Materialia, 243, 115987, 2024. Impact Factor: 5,6; 140 punktów MNiSW/MEiN.
7. Pietruszka A., Górecki P., Skwarek A., *Sn99Ag0.3Cu0.7–TiO₂ Composite Solder Joints and Their Influence on Thermal Parameters of Power Components*, Soldering & Surface Mount Technology, 36(4), 230–238, 2024. Impact Factor: 1,8; 70 punktów MNiSW/MEiN.
8. Pietruszka A., Górecki P., Skwarek-Illés A., *Influence of Solder Joint Thermal Resistance on Power MOSFET Heat Dissipation*, 2025 International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE), 2025. Publikacja konferencyjna.

Autor aktywnie uczestniczył również w krajowym i międzynarodowym życiu naukowym, reprezentując Uniwersytet Morski w Gdyni podczas konferencji naukowych. W 2022 roku wziął czynny udział w XXI Krajowej Konferencji Elektroniki w Darłowie, podczas której wygłosił referat naukowy. W 2023 roku uczestniczył w 46th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE) w Timișoarze, gdzie prezentował wyniki prowadzonych badań. Był również współautorem publikacji prezentowanych podczas konferencji THERMINIC 2023 w Budapeszcie, APMAS 2022 i 2024 oraz IMAPS Device Packaging Conference 2025 w Phoenix w Stanach Zjednoczonych. W 2025 roku ponownie aktywnie uczestniczył w międzynarodowej konferencji naukowej – 48th International Spring Seminar on Electronics Technology (ISSE) w Budapeszcie.

Istotnym elementem działalności naukowo-badawczej autora była współpraca z krajowymi i zagranicznymi ośrodkami badawczymi. W ramach współpracy międzynarodowej został zaproszony do udziału w badaniach naukowych realizowanych w Budapest University of Technology and Economics na Węgrzech, w Katedrze Technologii Elektronowej pod kierownictwem prof. dr. hab. inż. Balázsa Illésa. W ramach kilkudniowej wizyty badawczej realizował badania dotyczące zwilżalności kompozytowych stopów lutowniczych. Wizyta ta stanowiła istotny element rozwoju kompetencji badawczych autora oraz umiędzynarodowienia prowadzonej działalności naukowej. Autor odbywał również kilkudniowe wizyty badawcze w Sieci Badawczej Łukasiewicz – Instytucie Mikroelektroniki i Fotoniki (Łukasiewicz–IMiF), Oddziale w Krakowie. W ramach współpracy realizował specjalistyczne badania, których wyniki wykorzystano w analizie materiałów lutowniczych. Dostęp do specjalistycznej

infrastruktury badawczej Łukasiewicz-IMiF umożliwił przeprowadzenie badań uzupełniających eksperymenty realizowane w ramach rozprawy doktorskiej.

Znaczącym osiągnięciem autora jest również współudział w opracowaniu innowacyjnego rozwiązania technicznego. Jest współautorem zgłoszenia patentowego pt. „*Sposób pomiaru rezystancji termicznej połączenia lutowanego tranzystora mocy*” (zgłoszenie nr P.445183 z dnia 11.06.2023). Wynalazek został doceniony na arenie międzynarodowej i otrzymał brązowy medal podczas XVIII Międzynarodowej Warszawskiej Wystawy Wynalazków IWIS.

Za całokształt działalności naukowej, wysoki poziom prowadzonych badań oraz znaczące zaangażowanie w rozwój nauki i działalności badawczej na rzecz uczelni autor został uhonorowany Nagrodą I stopnia Rektora Uniwersytetu Morskiego w Gdyni, przyznaną w dniu 9 grudnia 2024 roku.