

POLITECHNIKA ŚLĄSKA
WYDZIAŁ INŻYNIERII MATERIAŁOWEJ



**Politechnika
Śląska**

Rozprawa doktorska
Mgr inż. Maciej FERDYN

**„Wpływ parametrów obróbki cieplnej na wybrane właściwości
mechaniczne ciśnieniowych odlewów strukturalnych ze stopów
aluminium”**

Promotor rozprawy:
Dr hab. inż. Jarosław Piątkowski – prof. PŚ

Katowice, 2023 r.

SPIS TREŚCI

	str.
Wprowadzenie	4
1. Przegląd piśmiennictwa.....	5
1.1. Charakterystyka odlewniczych stopów Al-Si	5
1.2. Krystalizacja odlewniczych stopów Al-Si.....	8
1.2.1. Zarodkowanie kryształów	8
1.2.2. Wzrost kryształów	9
1.3. Wpływ dodatków stopowych, modyfikatorów i zanieczyszczeń na właściwości mechaniczne stopów Al-Si	10
1.4. Wpływ warunków odlewania i krzepnięcia na strukturę stopów Al-Si.....	13
1.5. Podstawy teoretyczne modyfikowania stopów Al-Si.....	17
1.6. Odlewanie ciśnieniowe.....	20
1.6.1. Charakterystyka procesu odlewania ciśnieniowego.....	20
1.6.2. Charakterystyka ciśnieniowych narzędzi odlewniczych.....	23
1.6.3. Wady powstałe w procesie odlewania ciśnieniowego.....	25
1.7. Obróbka cieplna odlewniczych stopów aluminium.....	30
1.7.1. Podział stopów aluminium ze względu na obróbkę cieplną.....	30
1.7.2 System oznaczania stopów aluminium i ich obróbki cieplnej.....	33
1.7.3. Obróbka cieplna stopów Al-Si.....	34
1.7.4. Obróbka cieplna stopów Al-Si-Cu.....	37
1.7.5. Obróbka cieplna stopów Al-Si-Mg.....	41
1.7.6. Obróbka cieplna stopów Al-Si-Cu-Ni-Mg odlewanych ciśnieniowo.....	46
1.7.7. Wpływ obróbki cieplnej na fazy międzymetaliczne.....	51
1.7.7.1. Faza międzymetaliczna Mg_2Si	51
1.7.7.2. Faza międzymetaliczna Al_2Cu	52
1.7.7.3. Faza międzymetaliczna Al-Cu-Mg-Si.....	52
1.7.7.4. Fazy międzymetaliczne żelaza.....	53
1.7.7.5. Fazy międzymetaliczne bogate w nikiel.....	55
2. Badania wstępne	56
2.1. Charakterystyka profilu produkcji Magna Casting Poland sp. z o.o.	56
2.1.1. Rys historyczny	56
2.1.2. Obecny profil produkcji spółki Magna Casting Poland.....	56
2.2. Charakterystyka wybranych do badań odlewów ciśnieniowych otrzymywanych w MCP	58
2.3. Etapy procesu produkcji odlewów strukturalnych w MCP.....	61
2.3.1. Przygotowanie materiałów wsadowych i ich topienie.....	61
2.3.2. Odlewanie ciśnieniowe.....	64
2.3.3. Obróbka cieplna odlewów.....	66
2.3.4. Prostowanie detali.....	70
2.3.5. Obróbka wibrościerna.....	73
2.3.6. Obróbka skrawaniem.....	74

2.3.7. Montaż.....	75
2.3.8. Kontrola jakości w procesie produkcji odlewów strukturalnych.....	77
2.3.9. Pakowanie i wysyłka.....	80
2.4. Symulacja procesu odlewania.....	80
2.5. Przyczyny zmiany parametrów obróbki cieplnej odlewów.....	84
3. Koncepcja badań.....	89
3.1. Cele główne	90
3.2. Cel użytkowy	90
3.3. Zakres badań wstępnych i zasadniczych.....	91
3.4. Elementy nowości rozprawy	91
3.5. Techniczna strona realizacji planu badań	91
3.6. Materiał, stanowiska i metodyka do badań.....	92
3.7. Plan eksperymentu	99
3.7.1. Plan eksperymentu dla odlewów ze stopu AlSi7Mg	99
3.7.2. Plan eksperymentu dla odlewów ze stopu AlSi10Mg	100
4. Badania zasadnicze i ich analiza.....	101
4.1. Wyniki składu chemicznego badanych stopów przy zwiększonym udziale złomu obiegowego	101
4.2. Próby technologiczne	102
4.3. Wyniki badań właściwości wytrzymałościowych	102
4.4. Badania mikrostruktury	106
4.4.1. Badania mikrostruktury odlewu PP ze stopu AlSi7Mg.....	106
4.4.2. Badania mikrostruktury odlewu JLR ze stopu AlSi10MnMg	112
4.5. Ocena udziału pęcherzy gazowych dla odlewu JLR.....	118
4.6. Ocena dokładności wymiarowo kształtowej dla odlewu JLR.....	118
4.7. Porównanie udziału wyrobów wadliwych dla najlepszego wariantu parametrów obróbki cieplnej	119
5. Podsumowanie	121
5.1. Podsumowanie badań wstępnych	121
5.2. Podsumowanie badań zasadniczych	122
6. Wnioski i zalecenia technologiczne	124
Literatura	126
Spis rysunków	131
Spis tabel	136
Streszczenie po polsku	138
Streszczenie po angielsku	139

WPROWADZENIE

Na jakość metalurgiczną odlewów ciśnieniowych wpływa szereg czynników związanych m. in. z parametrami procesu odlewania oraz obróbki cieplnej. Odlewy wykonane tą metodą cechują się głównie dużą precyzją wykonania, małą chropowatością powierzchni, dobrymi właściwościami mechanicznymi oraz zadowalającą dokładnością kształtowo wymiarową.

Poprawa większości z tych parametrów jest trudna, a wręcz niemożliwa, ze względu na obostrzenia wynikające z funkcjonowania danej odlewni w ramach struktury korporacyjnej. Okazuje się, że jedną z nielicznych możliwości zmniejszenia udziału wyrobów wadliwych, a tym samym zwiększenia rentowności odlewni, jest wprowadzenie takich zmian, które są dopuszczalne przez korporację. Przykładem jest obróbka cieplna, głównie w zakresie zmiany jej parametrów przy zachowaniu tego samego rodzaju.

Biorąc pod uwagę powyższe pracę, oprócz części teoretycznej podzielono na dwa etapy badań. Badania wstępne wykazały, że dla wybranych odlewów, stanowiących elementy nadwozia, możliwe jest takie dostosowanie przesycania oraz starzenia, które spowodują poprawę wymaganej plastyczności mierzonej wydłużeniem, bez pogorszenia pozostałych właściwości wytrzymałościowych, dopuszczalnego udziału pęcherzy gazowych oraz zachowania wymaganej dokładności kształtowo wymiarowej.

Formując koncepcje pracy, badania zasadnicze przedstawiają wpływ różnych parametrów przesycania i starzenia dla wybranych odlewów stanowiących elementy tzw. strukturalne karoserii samochodowej i ich oddziaływanie na wybrane cechy wynikowe.

Przedstawione w tej części wyniki badań wskazują, że opracowane nowe parametry obróbki cieplnej mają korzystny wpływ na poprawę wydłużenia oraz nieznacznie przyczyniają się do poprawy dokładności kształtowo wymiarowej.

Istotną częścią badań zasadniczych jest to, że w całości zostały wykonane na terenie odlewni Magna Casting Poland w Kędzierzynie-Koźlu, a wyniki zostały zweryfikowane na jednej z linii produkcyjnych do obróbki cieplnej odlewów strukturalnych. Po wykonaniu serii przemysłowych testów próbnych stwierdzono, że zmiana parametrów procesów przesycania oraz starzenia może być wdrożona w warunkach przemysłowych zarówno w odlewni, w której wykonano badania, jak i w innych dywizjach korporacji Magna o podobnym profilu oraz charakterze prowadzonej działalności.

1. PRZEGLĄD PIŚMIENICTWA

1.1. Charakterystyka odlewniczych stopów Al-Si

Odlewnicze stopy Al-Si z różnymi dodatkami stopowymi (np. Mg; Cu; Ni; Mn; Fe) zwane czasem siluminami, stanowią najliczniejszą oraz często stosowaną grupę stopów aluminium. Wynika to z zadowalających właściwości odlewniczych (mały skurcz, dobra lejność), dobrej relacji wytrzymałości na rozciąganie R_m do gęstości ρ , porównywalnie niskiej temperaturze topnienia, dobremu przewodnictwu cieplno-elektrycznemu, znacznej odporności na korozję oraz stabilności wymiarowej podczas eksploatacji [1÷9]. Ze względu na zawartość krzemu, stopy Al-Si można podzielić na trzy grupy:

- podeutektyczne, zawierające od 5 do 10% mas. Si,
- okołoeutektyczne, zawierające od 10 do 13% mas. Si,
- nadeutektyczne, zawierające od 16 do 25% mas. Si.

Ze względu na efekt obróbki cieplnej, stopy aluminium można podzielić na [6]:

- **utwardzalne wydzieleniowo** (np. duraluminium Al-Cu-Mg), dzięki poddaniu ich obróbce cieplnej, polegającej na przesycaniu i naturalnemu lub sztuczemu starzeniu. Jest to możliwe na skutek ograniczonej i zmiennej od temperatury rozpuszczalności dodatków stopowych w osnowie roztworu aluminium.
- **nietwardzalne wydzieleniowo** (np. stopy Al-Mn), których wytrzymałość można zwiększyć jedynie przez gniot na zimno. Wyrzewanie tych stopów w temperaturze powyżej 150°C prowadzi do rekrytalizacji i obniżenia ich właściwości mechanicznych.

Norma PN-EN 1706 [10] uwzględnia najczęściej stosowane w krajach europejskich stopy aluminium (tab.2.1.) i ujmuje osiem serii gatunków [11]:

Tabl. 1.1. Wybrane gatunki odlewniczych stopów aluminium – porównanie [10, 11].

Oznaczenie wg PN-76/H-88027		Oznaczenie wg PN-EN 1706	
Znak stopu	Cecha stopu	Znak stopu	Cecha stopu
AlSi7Mg	AK7	EN AC-42000	EN AC-AlSi7Mg
AlSi9Mg	AK9	EN AC-43200	EN AC-AlSi10Mg(Cu)
(AlSi11) ¹	(AK11) ¹	EN AC-44100	EN AC-AlSi12(b) ²
(AlSi11) ¹	(AK11) ¹	EN AC-44200	EN AC-AlSi12(a) ²
(AlSi11) ¹	(AK11) ¹	EN AC-44300	EN AC-AlSi12(Fe)
AlSi6Cu4	AK64	EN AC-45000	EN AC-AlSi6Cu4
(AlSi6Cu2) ¹	(AK52) ¹	EN AC-45100	EN AC-AlSi5Cu3Mg
AlSi5Cu1	AK51	EN AC-45300	EN AC-AlSi5Cu1Mg
AlSi13Mg1CuNi	AK12	EN AC-48000	EN AC-AlSi12CuNiMg

1. Oznaczenia podane w nawiasach przedstawiają stopy o zbliżonym składzie chemicznym

2. Porównanie oznaczeń nie jest jednoznaczne z zamiennikami materiałowymi

seria 1xxx - aluminium o czystości co najmniej 99% o specjalnych właściwościach elektrycznych i chemicznych. Grupa ta charakteryzuje się dobrą odpornością korozyjną,

wysoką przewodnością cieplną i elektryczną, niskimi właściwościami mechanicznymi oraz doskonałą zdolnością do przeróbki plastycznej,

seria 2xxx – stopy Al-Cu. Stopy te poddawane są obróbce cieplnej (przesycanie oraz starzenie), uzyskując bardzo wysokie właściwości wytrzymałościowe. Stopy tej grupy wykazują gorszą odporność korozyjną od czystego aluminium, zwłaszcza zaś na korozję międzykrystaliczną,

seria 3xxx - stopy Al-Si-Mg, Al-Si-Cu lub Al-Si-Mg-Cu (Mn). Mangan jako główny pierwiastek stopowy o zawartości do 1,5% nie pozwala na obróbkę cieplną tych stopów. Najczęściej stopy te przerabiane są plastycznie,

seria 4xxx – stopy Al-Si. Głównym pierwiastkiem stopowym serii 4xxx jest krzem, tworzący z Al, przy zawartości ok. 12,5%, eutektykę. Są to głównie stopy odlewnicze, w których oprócz krzemu dodatkami stopowymi są Mg, Cu, Ni, Mn w łącznej zawartości do kilku procent,

seria 5xxx – stopy Al-Mg(Mn). Magnez jest jednym z najbardziej efektywnych i szeroko stosowanych dodatków w stopach aluminium. Magnez z dodatkiem manganu zapewnia bowiem uzyskanie zadowalającej wytrzymałości, bez konieczności obróbki cieplnej, dobrej spawalności i odporności korozyjnej w wodzie morskiej. Seria ta obejmuje stopy zarówno przerabiane plastycznie, jak i odlewnicze,

seria 6xxx – Al-Si-Mg. Stopy tej grupy zawierają krzem i magnez w takiej proporcji, aby podczas obróbki cieplnej zapewnić wydzielanie się międzymetalicznego związku Mg_2Si . Mimo że mają niższe właściwości mechaniczne od stopów serii 2xxx oraz 7xxx, to charakteryzują się dobrą odkształcalnością i odpornością korozyjną,

seria 7xxx stopy Al-Zn z dodatkiem Mg, Cu, Mn, Cr. Cynk w ilości od 1 do 8% mas. jest tu głównym pierwiastkiem stopowym. Dodatek magnezu i miedzi pozwala na obróbkę cieplną tych stopów zapewniając bardzo wysoką wytrzymałość (stopy Al-Me o najwyższej wytrzymałości). Mangan i chrom dodawane są w niewielkiej ilości poprawiając ich wytrzymałość i stabilność strukturalną,

seria 8xxx – pozostałe stopy aluminium (np. z zawartością cyny lub litu).

W Stanach Zjednoczonych oznaczenie odlewniczych stopów aluminium obejmuje trójcyfrowy system (z ułamkiem dziesiętnym), przyjęty w 1954 r. przez Aluminium Association, zatwierdzony przez organizacje standaryzujące: ASTM (The American Society for Testing and Materials), Society of Automotive Engineers oraz The American Society of Mechanical Engineers (ASME). Cyfra po kropce oznacza:

- „0” – zakresy składników chemicznych, odnoszące się do odlewów wykonanych z danego stopu,
- „1” – zakresy składników chemicznych, odnoszące się do gąsek hutniczych,
- „2” – zakresy składników chemicznych, odnoszą się do gąsek hutniczych, ale są różne, często zawężone, lecz zawsze mieszczące się w przyjętych zakresach.

Wybrane stopy odlewnicze Al-Si-Me wg ASTM z podaniem głównych charakterystyk materiałowych oraz przykładów ich zastosowania przedstawiono w tabeli 1.2.

Tab. 1.2. Główne charakterystyki i zastosowanie siluminów (na podstawie norm ASTM) [6, 11].

Seria stopów	Znak stopu	Cecha stopu (w przybliżeniu)	Główne charakterystyki	Zastosowanie
A3XX.X	319.0	AlSi6Cu4	Średnia wytrzymałość, dobra skrawalność, lejność, wysoka stabilność (niska podatność na wpływ fluktuacji domieszek na wł. technologiczne i mechaniczne).	Motoryzacja: odlewy korpusów skrzyń korbowych, misek olejowych, odlewy kokilowe głowic cylindrów, części silnika, różne obudowy.
	332.0	AlSi9Cu3Mg (1.2Fe)	Odporność na zużycie, dobra wytrzymałość w podwyższonych temperaturach, obniżony wsp. rozszerzalności cieplnej.	Przemysł motoryzacyjny (tłoki, koła pasowe, przekładnie).
	333.0	AlSi12Ni3Cu1Mg1 (1.2Fe)	Dobra odporność na zużycie, obniżony współczynnik rozszerzalności cieplnej.	Przemysł motoryzacyjny (wysokoobciążone tłoki, koła pasowe).
	355.0	AlSi5Cu1.5Mg (0.6Fe)	Podwyższone parametry wytrzymałościowe i korzystne charakterystyki, umożliwiające szerokie zastosowanie.	Tłoki sprężarek, korpusy skrzyń korbowych, łopatki, bloki cylindrów, obudowy rozrządów, pokrywy, przemysł okrętowy.
	A356.0	AlSi7Mg (0.20Fe)	Wyższe właściwości wytrzymałościowe od innych stopów z danej serii dzięki zmniejszonej liczbie domieszek.	Przemysł lotniczy i zbrojeniowy (pociski), podwozia samochodowe, części maszyn i urządzeń.
	A359.0	AlSi9Mg (0.20Fe)	Dobra lejność i odporność na pękanie korozyjne, naprężeniowe w warunkach podwyższonych temperatur.	Szerokie zastosowanie w przemyśle lotniczym.
	A380.0	AlSi9Cu3.5 (1.3Fe)	Dobre właściwości mechaniczne, bardzo dobra lejność, szczelność i odporność na pękanie.	Odlewy ciśnieniowe obudowy wzmacniaczy, nadajników radiowych, komputerów.
A4XX.X	A413.0	AlSi12 (2.0Fe)	Średnia wytrzymałość, dobra lejność, odporność na pękanie na gorąco i wysoka szczelność.	Odlewy ciśnieniowe dla architektury (obudowy lamp miejskich), zdobnictwo, obudowy dużych rozmiarów.
	A444.0	AlSi7 (0.20Fe)	Wysoki stopień absorpcji energii, średnia wytrzymałość i wysoki współczynnik wydłużenia.	Odlewy części konstrukcji mostów i silników, form na opony, mebli i zderzaków.

1.2. Krystalizacja odlewniczych stopów Al-Si

Na proces krystalizacji [12÷16] składa się wiele zjawisk fizykochemicznych, które zachodzą jednocześnie. Zwykle proces krystalizacji przebiega w czterech fazach:

1. nukleacja (zarodkowanie), czyli powstawanie zarodków krystalizacji,
2. swobodny wzrost pojedynczych kryształów, zwany propagacją krystalizacji,
3. reorganizacja warstwy wierzchniej i powstawanie mikrostruktury krystalicznej,
4. „zlepianie się” pojedynczych kryształów (powstawanie makrostruktury).

Krystalizacja składa się z dwóch podstawowych etapów: *zarodkowania* oraz *wzrostu kryształów* na utworzonych wcześniej zarodkach.

1.2.1. Zarodkowanie kryształów

To pierwszy etap krystalizacji. Polega na powstawaniu zarodków, mających możliwość zwiększania swoich rozmiarów bez dostarczania energii z zewnątrz. Zależnie od warunków termodynamicznych krystalizacji, może występować zarodkowanie homo- i heterogeniczne. Istotną rolę w tych procesach odgrywa „czystość” stopu oraz warunki odprowadzania ciepła.

Zarodkowanie homogeniczne (samorzutne) występuje w krystalizacji, w której faza stała powstaje z ośrodków tworzących się samorzutnie z cieczy (bez udziału obcych faz, np. wtrąceń niemetalicznych). Ten rodzaj zarodkowania nie występuje w rzeczywistości, gdyż dotyczy metali i stopów o dużej czystości, (pozbawionych obcych wtrąceń i zanieczyszczeń) oraz bez kontaktu z powierzchniami materialnymi (krzepnącego w formie nieograniczonej ścianami bocznymi). Zgodnie z teoretycznymi założeniami zarodkowania samorzutnego, faza stała powstaje z ośrodków, będących zgrupowaniami atomów własnych (stanów bliskiego uporządkowania). W rozważaniach teoretycznych można założyć, iż klaster (zbiór określonej liczby atomów „własnych”), jako potencjalny zarodek ma kształt kuli (układu najbardziej uprzywilejowanego energetycznie).

Drugą, najczęściej spotykaną formą zarodkowania jest zarodkowanie heterogeniczne.

Zarodkowanie heterogeniczne (niejednorodne) polega na powstawaniu zarodków krystalizacji na obcych podkładkach. Takimi podkładkami mogą być obce cząstki stałe, wtrącenia niemetaliczne, ścianki wnęki formy, wtrącenia celowo wprowadzone do stopu podczas modyfikowania itp. Wydzielenia te stanowią stałą powierzchnię, będącą w kontakcie z cieczą. Powstające w ciekłym metalu klasterki stykają się z podkładkami, które przyjmują kształt fragmentów czaszy kulistej. W praktyce, kąt zwilżania podłoża dla większości ciekłych metali i ich stopów wynosi od 30° do 120° [11]. Wiedząc, że im większa wartość tego kąta, tym większa do pokonania jest bariera w postaci energii zarodkowania, wynika że:

1. O tym, czy dany klaster ma możliwość rozrastania się, a więc stanowi zarodek krystalizacji, decyduje zdolność zarodkotwórcza, określona krytycznym promieniem zarodka, jego objętością i pracą zarodkowania.
2. Kąt zwilżania informuje o naturze podłoża, będąc miarą ilości wydzielonej energii. Lepsza zwilżalność podłoża przez ciekłe stopy zmniejsza wymagane przechłodzenie.
3. Z porównania wartości energii obydwu rodzajów zarodkowania wynika, iż praca zarodkowania heterogenicznego jest mniejsza od pracy zarodkowania homogenicznego,

efektem czego jest pokonanie mniejszej bariery energetycznej utworzenia zarodków krystalizacji o promieniu krytycznym.

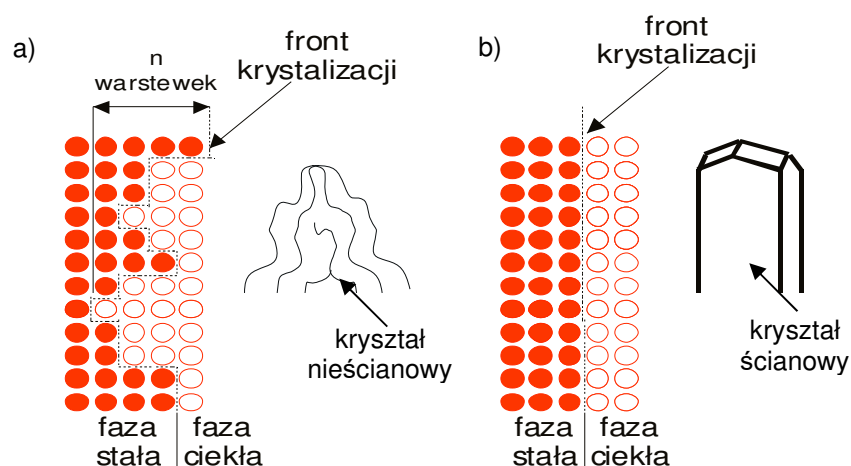
4. Konsekwencją jest także mniejszy stopień przeschłodzenia, zwiększenie prędkości zarodkowania, czyli w efekcie ułatwienie procesu powstawania zarodków.
5. Zarodkowanie heterogeniczne wymaga znacznie mniejszej wartości stopnia przegrzania, niż zarodkowanie homogeniczne, dlatego w praktyce zachodzi zarodkowanie heterogeniczne.

1.2.2. Wzrost kryształów

Po powstaniu trwałych termodynamicznie zarodków, drugim etapem krystalizacji jest wzrost kryształów. Proces ten polega na trwałym przyłączaniu się wolnych atomów cieczy do powierzchni kryształu stykającego się z tą cieczą. Powierzchnia ta zwana jest frontem krystalizacji. Łatwość, z jaką atomy pierwiastka zostają przyłączone do frontu krystalizacji zależy od dyfuzji atomów oraz procesu wbudowywania atomów w sieć krystaliczną, czyli od jego topografii. W praktyce wyróżnia się dwa rodzaje frontu krystalizacji:

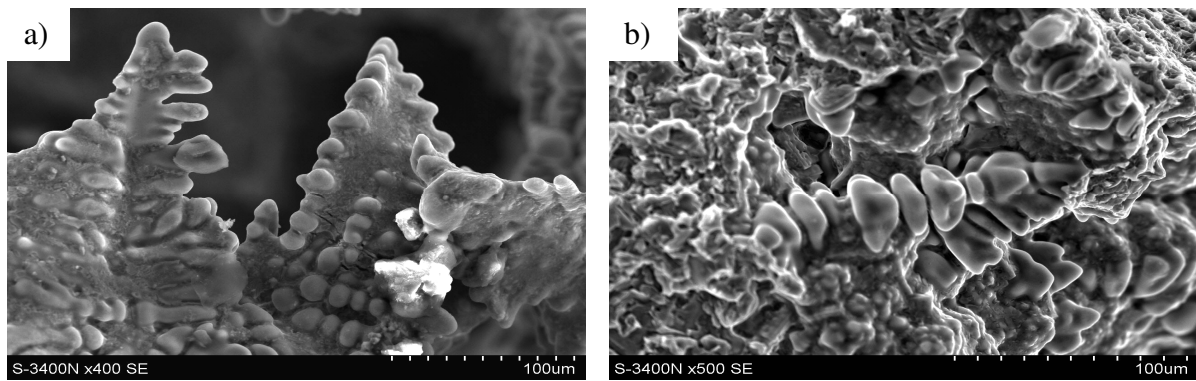
- atomowoszorstki (dyfuzyjny, rozmyty),
- atomowogładki.

Atomowoszorstki front krystalizacji cechuje się tym, że przejście od cieczy do kryształu obejmuje kilka warstw atomowych, w obrębie których zmienia się sposób ułożenia atomów, od typowego dla cieczy do charakterystycznego dla fazy stałej. Efektem tego jest zmiana właściwości termodynamicznych, a powstające kryształy mają charakter nieścianowy - kontur zewnętrzny ograniczony jest powierzchniami zaokrąglonymi. Dla gładkiego frontu krystalizacji zmiana sposobu ułożenia atomów dotyczy tylko jednej warstwy, skutkiem czego jest skokowy charakter zróżnicowania właściwości termodynamicznych. Powstające kryształy są typu ścianowego (rys. 1.1).



Rys. 1.1. Front krystalizacji: a) atomowoszorstki, b) atomowogładki i rodzaje kryształów [6, 17].

Krystalizacja stopów odlewniczych przebiega najczęściej na atomowoszorstkim froncie krystalizacji z powstaniem kryształów nieścianowych. Tak krystalizują m.in. dendryty roztworu $\alpha(\text{Al})$ w stopach Al-Si, które przedstawiono na rysunku 1.2.



Rys. 1.2. Dendryty roztworu α w siluminach: a) AlSi9, b) AlSi6 [18].

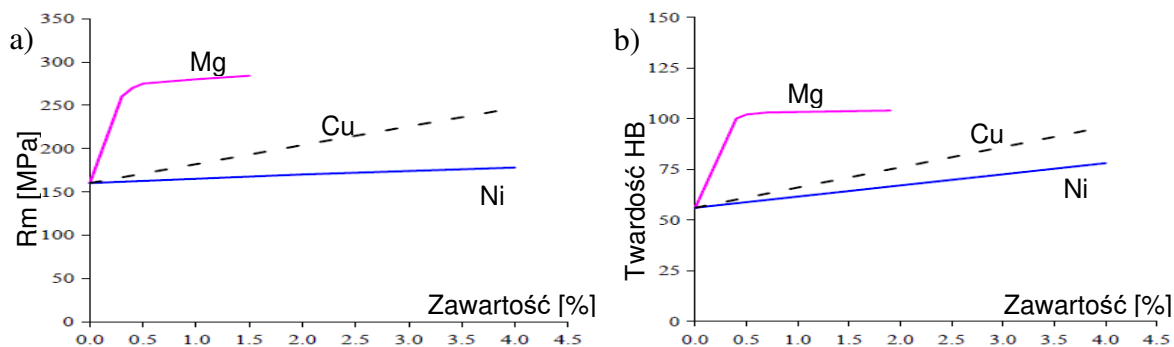
1.3. Wpływ dodatków stopowych, modyfikatorów i zanieczyszczeń na właściwości mechaniczne stopów Al-Si

Dodatki stopowe to głównie: Cu, Mg, Mn, Si, Zn, Li a modyfikujące to Na, P, Sr, Sb, Ti, B. Do głównych zanieczyszczeń stopów Al zalicza się: As, H, Pb, Fe. Takie pierwiastki, jak: Cd, Ca, Mo, Ni, Nb, V, Zr stosuje się natomiast jako dodatki stopowe w niewielkich ilościach (zbliżonych do maksymalnej ich rozpuszczalności w aluminium), celem poprawy właściwości mechanicznych, odporności na korozję i stabilności struktury [6, 11, 19÷28]. Wpływ głównych pierwiastków stopowych na właściwości stopów Al-Si jest następujący:

Krzem stanowi główny pierwiastek stopowy w grupie stopów Al-Si-Me. Jego największa rozpuszczalność w aluminium wynosi 1,65% w 577°C. Aluminium przy zawartości ok. 12,5%Si tworzy eutektykę. Krzem wpływa na podwyższenie wytrzymałości, przy równoczesnym zmniejszeniu odkształcalności stopów aluminium. Zmniejsza lepkość stopu, polepsza właściwości odlewnicze. Wszystkie stopy z krzemem wymagają przeprowadzenia przed odlewaniem procesu modyfikowania.

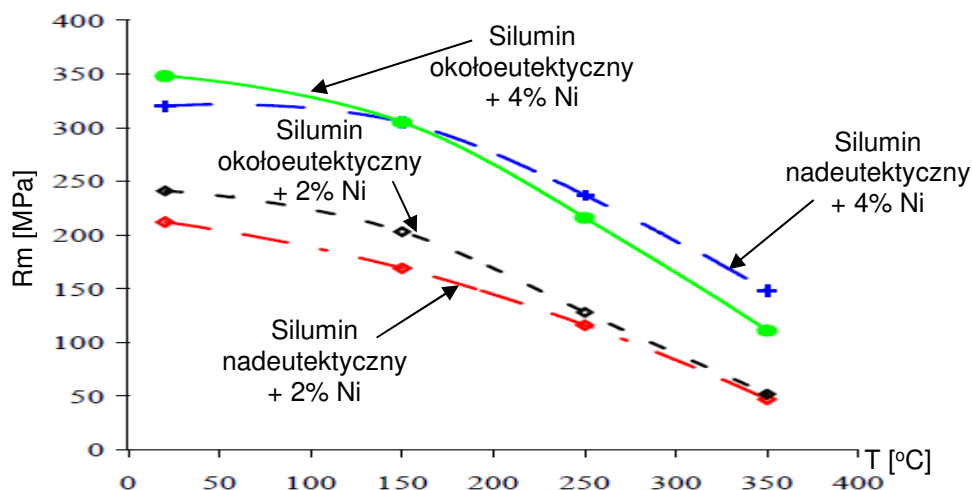
Miedź w stopach aluminium mieści się od 2 do 10% i występuje w połączeniu z innymi dodatkami stopowymi. Graniczna rozpuszczalność miedzi w aluminium, w temperaturze eutektyki (547°C) wynosi 5,7%. Miedź tworzy fazę międzymetaliczną Al_2Cu . Ograniczona rozpuszczalność miedzi w aluminium (w temperaturze 22°C, wynosi 0,05%), co pozwala na przesycające tych stopów i ich starzenie. Maksymalne podwyższenie wytrzymałości uzyskuje się dla stopów zawierających od 4 do 6% Cu [11].

Magnez to główny dodatek w stopach 5xxx. Jego maksymalna rozpuszczalność w aluminium wynosi 17,4% (450°C), a zawartość nie przekracza 5,5%. Magnez tworzy związki, z których najważniejszy jest Mg_5Al_8 . Dodatek magnezu podwyższa wytrzymałość stopów, obniżając plastyczność. Nie wpływa na spawalność i odporność korozyjną, dlatego dodaje się mangan, który podwyższa wytrzymałość i odporność na korozję, zmniejsza niekorzystne oddziaływanie żelaza tworząc fazy międzymetaliczne $Al_6(Fe,Mn)$ lub $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. Stopy Al-Mg-Si (seria 6xxx), zawierające powyżej 1,5% Si (iloraz zawartości Mg:Si wynosi 1,73:1) tworzą fazę Mg_2Si , której maksymalna rozpuszczalność wynosi 1,85% i maleje ze spadkiem temperatury. Wpływ Cu, Ni i Mg na R_m i twardość HB przedstawiono na rysunku 1.3.



Rys. 1.3. Wpływ dodatków Cu, Ni i Mg na: a) wytrzymałość na rozciąganie, b) twardość HB [29].

Nikiel jest dodawany często z miedzią w celu zwiększenia żarowytrzymałości i odporności na kruche pęknięcie w podwyższonej temperaturze. Zmniejsza współczynnik rozszerzalności cieplnej. Wyniki badań [29÷31] dowiodły, że dodatek niklu w stopach Al-Si powoduje zwiększenie właściwości mechanicznych (R_m i HB) w podwyższonych temperaturach. Wpływ zawartości niklu na wytrzymałość R_m w siluminach przedstawia rysunek 1.4 [31].



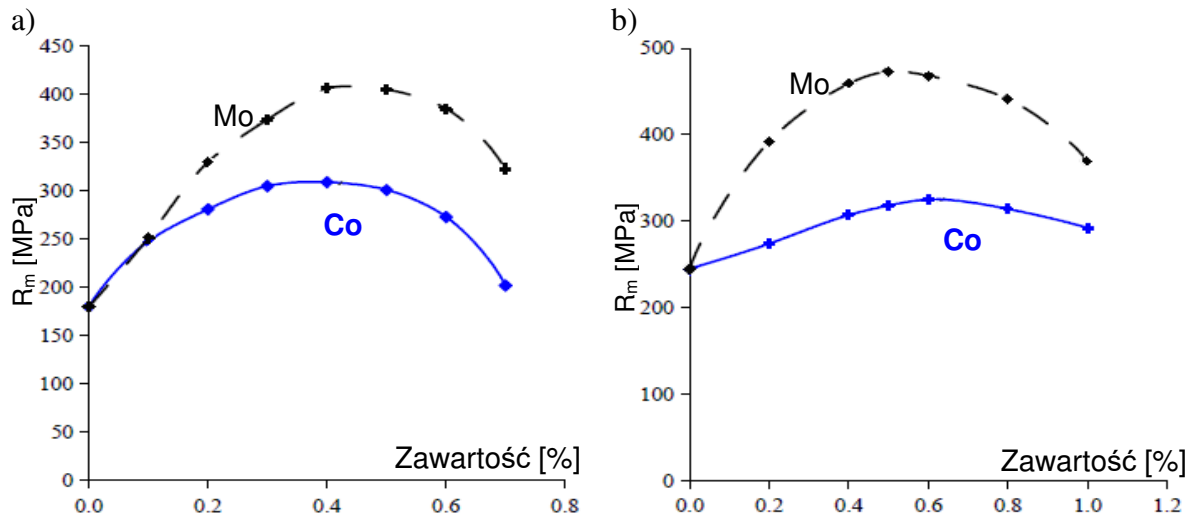
Rys. 1.4. Wpływ różnej zawartości Ni na wytrzymałość na rozciąganie w siluminach [31].

Mangan tworzy z aluminium roztwór stały $\alpha(\text{Al})$ i eutektykę $\alpha+(\text{Al}_6\text{Mn})$. Niewielka rozpuszczalność manganu w aluminium utrudnia stosowanie obróbki cieplnej – utwardzania wydzieleniowego (rozpuszczalność w temperaturze 657°C wynosi 1,8%). Według badań [32], mangan dzięki segregacji w kierunku granic ziaren roztworu stałego $\alpha(\text{Al})$ znacznie bardziej niż nikiel, żelazo, miedź lub magnez zwiększa żarowytrzymałość stopów Al-Si.

Cynk to podstawowy pierwiastek stopowy o najwyższej wytrzymałości po utwardzaniu wydzieleniowym (R_m ok. 700 MPa, R_{0,2} ok. 600 MPa i wydłużenie ok. 2÷5%) [33]. Zawartość cynku w stopach aluminium wynosi ok. 0,8÷8,4%. W zależności od pozostałych dodatków stopowych, stopy zawierające cynk są obrabiane plastycznie i odlewane. Cynk powoduje obniżenie odporności korozyjnej stopów aluminium oraz obniża temperaturę stosowalności.

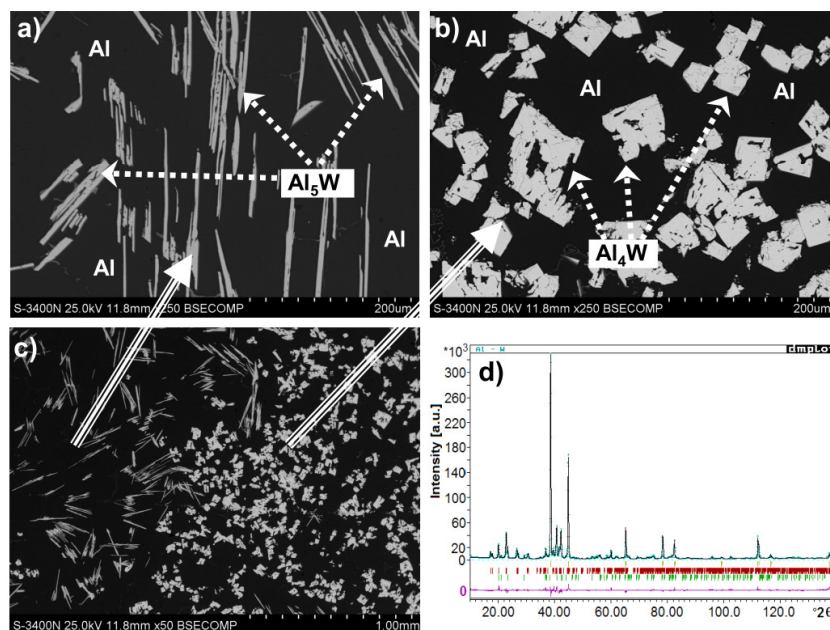
Chrom jest dodawany do stopów w niskich stężeniach, wywołując proces starzenia. Tworzy niestabilne termicznie związki, najczęściej fazę Al₇Cr, która w stanie stałym ma niewielką rozpuszczalność, co wywołuje hamowanie rozrostu ziaren. Jak przedstawiono w badaniach [1; 5; 29; 31], chrom poprawia odporność korozyjną stopu, a w większych ilościach powoduje zwiększenie odporności w pracy w podwyższonych temperaturach [34].

Molibden i kobalt jako dodatki ($0,4\div 0,6\%$) do siluminów nadeutektycznych podwyższają właściwości wytrzymałościowe. Wyniki badań [30÷34] dowiodły, że pierwiastki te powodują podwyższenie właściwości wytrzymałościowych, głównie w zakresie temperatur $250\div 300^{\circ}\text{C}$, co przedstawiono na rysunku 1.5 [31].



Rys. 1.5. Wpływ dodatku kobaltu i molibdenu na wytrzymałość na rozciąganie R_m w siluminach: a) podeutektycznych, b) nadeutektycznych [31].

Wolfram dodawany jest w postaci zaprawy Al-W dla podwyższenia właściwości mechanicznych stopów Al-Si. W temperaturze 900°C wydziela się związek Al_{12}W , który jest składnikiem eutektyki $\alpha + \text{Al}_{12}\text{W} + \beta$ krystalizującej w temperaturze 660°C . Wyniki badań wskazują [35; 36], że wolfram krystalizuje w postaci dwóch, różniących się kształtem związków międzymetalicznych Al_4W i Al_5W , które przedstawiono na rysunku 1.6.



Rys. 1.6. Mikrostruktura (a-c) i dyfraktogram (d) zaprawy Al-W [36].

Bor z innymi metalami tworzy borki, np.: Al_2B lub TiB_2 , które są podkładkami do zarodkowania kryształów krzemu [30]. Metaliczny bor przyczynia się do uzyskania struktury drobnokrystalicznej, co redukuje zużycie narzędzi podczas obróbki skrawaniem i podwyższa właściwości wytrzymałościowe. Bor jest również stosowany w rafinacji aluminium, ponieważ ma większe powinowactwo do tytanu, wanadu, chromu czy cyrkonu, co pozwala na ich usunięcie. Bor ma jednak szkodliwy wpływ na proces modyfikacji strontem [37÷42].

Tytan często w połączeniu z borem, służy do zmiany postaci kryształów krzemu w stopach Al-Si. Nadmiar tytanu w stechiometrycznym związku TiB_2 [30] jest konieczny do uzyskania korzystnego efektu rozdrobnienia struktury stopów aluminium. W dużych stężeniach tytan jest stosowany dla uzyskania drobnoziarnistej struktury, aby zredukować tendencję materiału do pęknięcia na gorąco (kruche pęknięcie).

Fosfor w postaci cząstek AlP stanowi podkładki do powstania zarodków krzemu w nadeutektycznych stopach Al-Si. Po dodaniu niewielkiej ilości fosforu następuje zmiana oraz przesunięcie punktu eutektycznego w stronę mniejszej zawartości krzemu [431÷45].

Stront jest używany do modyfikacji stopów Al-Si. Efektywna modyfikacja następuje po dodaniu ok. 0,008 do 0,04% Sr [39]. Działanie strontu jako modyfikatora daje mniejszy efekt modyfikacji niż sód, ale jest mniej wrażliwy na nadmierne modyfikowanie i nie prowadzi do dużego obniżenia właściwości mechanicznych. Działanie modyfikujące strontu trwa dłużej (ok. 4 godz.) [46, 47] niż w przypadku sodu. Większe stężenie strontu powoduje powstawanie na powierzchni odlewu wad powierzchniowych w postaci porów, zwłaszcza w miejscach o grubszym przekroju, gdzie krystalizacja przebiega wolniej. Zwiększona zawartość strontu może też utrudnić odgazowywanie stopu i sprzyja powstawaniu drobnych faz Al_2SrSi_2 [42], zmniejszających wytrzymałość na rozciąganie i ciągliwość stopów Al-Si.

Żelazo znacznie obniża właściwości mechaniczne siluminów, głównie wydłużenie i udarność, tworząc różne fazy. Jest niekorzystnym dodatkiem w stopach aluminium zwłaszcza, gdy jego zawartość przekracza 0,4% Fe. Tworzą się wówczas długie i ostro zakończone wydzielania płytkowe faz typu $Al_xFe_ySi_z$ o bardzo niekorzystnej morfologii [48÷52]. Zanieczyszczenie siluminów żelazem spowodowane jest głównie złą gospodarką złomem obiegowym oraz stosowaniem stalowego osprzętu hutniczego [48].

1.4. Wpływ warunków odlewania i krzepnięcia na strukturę stopów Al-Si

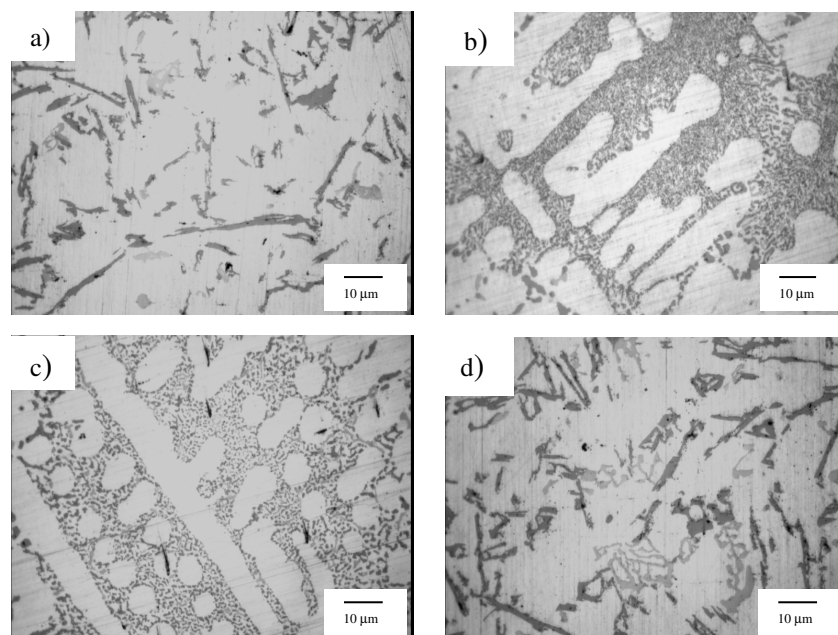
Kształtowanie struktury pierwotnej odlewu następuje podczas chłodzenia w formie odlewniczej, na skutek zajścia odpowiednich warunków krzepnięcia. Rodzaj struktury zależy od wielu czynników, np.: cechy charakterystyczne ciekły stop (ilość i rodzaj składników stopowych, zawartość zanieczyszczeń), kształt i wymiary odlewu, parametry dotyczące formy odlewniczej (konstrukcja i materiał, jakość pokrycia i powierzchni, temperatura formy), technologia wytapiania i odlewania (modyfikacja, mieszanie stopu, temperatura odlewania, szybkość odprowadzania ciepła) [17].

W strukturze odlewniczych stopów Al-Si o składzie pod- i okołoeutektycznym krystalizuje gruboziarnista eutektyka $\alpha(Al)-\beta(Si)$. Eutektyka ta, przy dostatecznie wolnym krzepnięciu może krystalizować w trzech odmianach: ziarnistej, w której kryształy fazy bogatej w krzem mają kształt płytek i w nieuporządkowany sposób są rozmieszczone w osnowie roztworu stałego Al(α). Jest to tzw. eutektyka normalna, uzyskiwana przy normalnej czystości stopu.

Przy dużej czystości stopu okołoeutektycznego uzyskuje się eutektykę płytkową, w której kryształy krzemu eutektycznego krystalizują w postaci igieł w osnowie roztworu Al(α). Jest to tzw. struktura przejściowa (pomiędzy normalną – płytkową i „anormalną”). W siluminie okołoeutektycznym może też występować trzecia odmiana eutektyki, w której wydzielenia krzemu eutektycznego są w postaci dendrytycznej. Wszystkie rodzaje eutektyki posiadają płaski front krystalizacji, złożony z naprzemiennie ułożonych faz nieścianowych α (Al) oraz ścianowych β (Si), których udział ma duży wpływ na wiele cech, np. na porowatość odlewów. W badaniach [12, 53] stwierdzono, że zmiana struktury eutektyki podwójnej α (Al)+ β (Si) na skutek modyfikowania powoduje podwyższenie właściwości wytrzymałościowych, zwiększa odporność na szoki cieplne, poprawia skrawalność i zmniejsza skłonność pęknięć na gorąco, jednak w sposób mało istotny zmienia właściwości zmęczeniowe.

Do podstawowych modyfikatorów siluminów pod - i okołoeutektycznych należą (rys.1.7):

- **stront** – (najczęściej w postaci zaprawy Al-Sr) o zawartości 0,005-0,01% mas. Sr,
- **sód** – (w postaci soli zawierających sód) o zawartości 0,005-0,01% mas. Na,
- **antymon** – (w postaci czystej lub zaprawy AlSb10), rzadko stosowany ze względu na jego toksyczność, dlatego najczęściej modyfikuje się na etapie metalurgicznym. Optymalna zawartość wynosi od 0,15% do 0,30% mas. Sb,
- **tytan** – (w postaci czystej lub zapraw Al-Ti i Al-Ti-B). Zakres zawartości, dla uzyskania optymalnego rozdrobnienia ziaren aluminium wynosi od 0,05% do 0,10% mas.Ti.



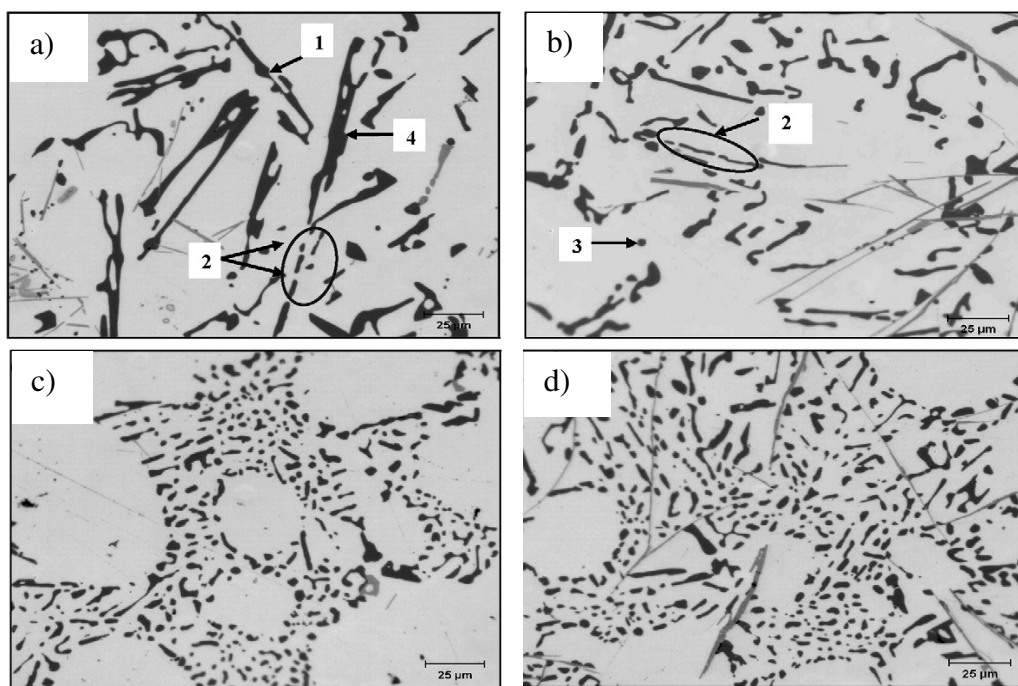
Rys. 1.7. Mikrostruktura stopu EN AC-43300: a) stan niemodyfikowany, b) modyfikacja zaprawą AlTiB, c) modyfikacja zaprawą AlSr, d) modyfikacja zaprawą AlSb [93].

Wpływ intensywności odprowadzania ciepła na strukturę stopów Al-Si

Jedną z metod różnej intensyfikacji odprowadzania ciepła jest zastosowanie szybkiej krystalizacji (chłodzenia), która po raz pierwszy została opisana i zastosowana w 1960r. [54]. Ogólnie, szybka krystalizacja może skutkować podwyższeniem właściwości mechanicznych w porównaniu do tradycyjnie wytworzonych stopów o tym samym składzie chemicznym. Jest to wynik wzrostu granicy rozpuszczalności składników, modyfikacji i rozproszenia faz.

Jedną z pierwszych technik, która wyjaśnia zasady odprowadzenia ciepła z ciekłego stopu jest metoda polegająca na odlewaniu metalu do kokili wykonanej z materiału o bardzo dużym przewodnictwie cieplnym, jak np. miedź. Zagadnienie to zostało opisane w badaniach [55÷56]. Analizie poddano szeroki zakres stopów Al-Si, począwszy od okołoeutektycznych do znacznie nadeutektycznych (do 35%mas.Si). W przypadku siluminu okołoeutektycznego Al-11,5% Si nastąpiło rozdrobnienie struktury stopu. Dla pozostałych nadeutektycznych stopów Al-Si wystąpiło zmniejszenie pierwotnych kryształów Si, nawet dla stopów wysokokrzemowych, w których krzem występuje w postaci rozbudowanych gwiazd.

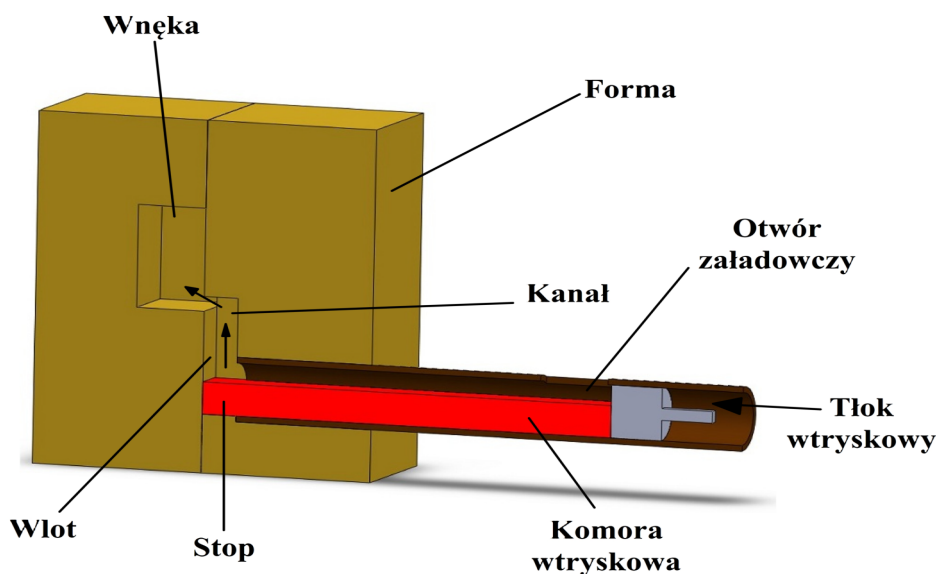
Podobne wyniki dla siluminów podeutektycznych przedstawiono w pracy [56], gdzie analizie poddano stopy Al-Si zawierające odpowiednio 6% Si, 7% Si i 12% Si modyfikowane antymonem i miszmetalem MM o składzie (10% Ce; 7% La; 1% Nd; 1% Pr, reszta Al) [56]. Poprzez połączenie technologii szybkiej krystalizacji z procesem modyfikacji osiągnięto znaczącą poprawę struktury metalu w wyniku kumulacji efektów obu przeprowadzonych zabiegów technologicznych, których skutki w postaci zmiany mikrostruktury pokazano na rysunku 1.8.



Rys. 1.8. Mikrostruktura stopu AlSi6 po szybkiej krystalizacji: a) bez modyfikacji, b) z dodatkiem 6% Al-MM, c) po modyfikacji Sb, d) po modyfikacji Sb i 6% Al-MM [56].

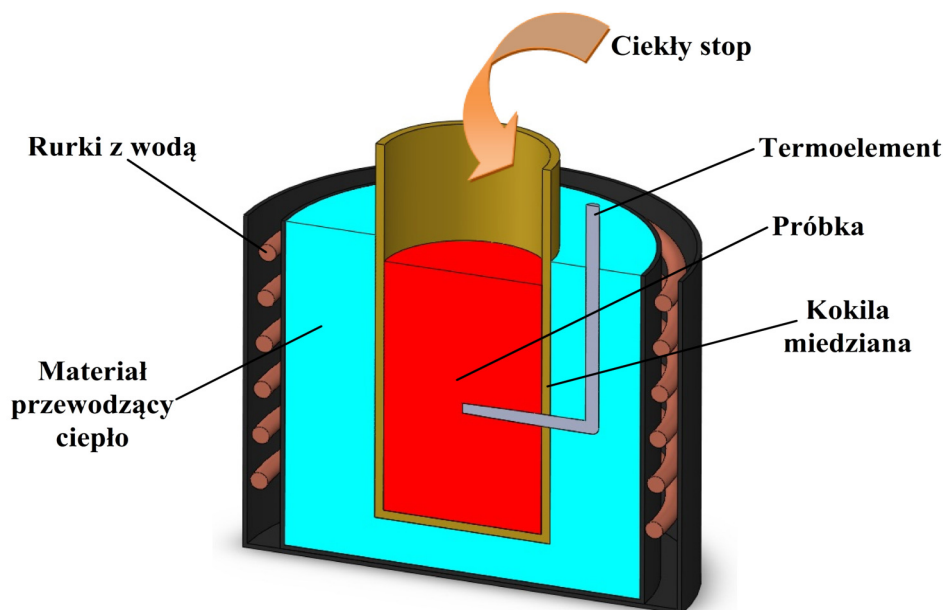
Kolejną technologią umożliwiającą osiągnięcie dużych szybkości chłodzenia krzepnącego stopu jest metoda polegająca na odlewaniu ciekłego metalu na chłodzony wodą miedziany walec, obracający się z określoną prędkością (ok. $20 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$) [57]. Pozwala to uzyskać większy stopień przechłodzenia w stosunku do metody, polegającej na odlewaniu metalu do kokili.

Zastosowanie znalazła także metoda ciśnieniowa otrzymywania stopów o strukturze po szybkiej krystalizacji [58, 59] - rysunek 1.9. W badaniach tych wykazano, że wzrost stopnia przechłodzenia wzmacnia efekt modyfikowania struktury poprzez powiększenie liczby potencjalnych podkładek heterogenicznego zarodkowania kryształów krzemu.



Rys. 1.9. Schemat urządzenia ciśnieniowego do odlewania próbek z szybką krystalizacją [58].

Oprócz wyżej opisanych sposobów intensyfikacji chłodzenia istnieje również metoda polegająca na krystalizacji ciekłego metalu w formie kokilowej, znajdująca się w pojemniku zawierającym substancję przyspieszającą odprowadzanie ciepła [60]. Schemat takiego urządzenia przedstawiono na rysunku 1.10.



Rys. 1.10. Schemat urządzenia do szybkiej krystalizacji z zastosowaniem substancji ciekłej o dużej zdolności odprowadzania ciepła (opracowanie własne na podstawie [60]).

Autorzy pracy [60] badali stop Al-Si o składzie okołoeutektycznym. Na podstawie badań stwierdzono istotną różnicę w budowie dendrytów fazy α (Al) i eutektyki $\alpha+\beta$. W przypadku medium o większej intensywności odprowadzania ciepła mikrostruktura jest korzystniejsza [60]. Efektem tego jest znacznie większa wartość stopnia przechłodzenia, a tym samym liczba zarodków krystalizacji. Są to metody dające początek odlewania ciśnieniowego.

1.5. Podstawy teoretyczne modyfikowania stopów Al-Si

W metalurgii modyfikacja polega na wprowadzeniu do ciekłego stopu odpowiednich dodatków, zwanych modyfikatorami, w tak niewielkich ilościach, że nie powodują istotnej różnicy w składzie chemicznym, lecz znacząco wpływają na zmianę warunków krystalizacji. Głównym celem modyfikacji siluminów jest zmiana niekorzystnej postaci kruchej fazy krzemowej, występującej w strukturze w postaci kryształów eutektycznych (wchodzących w skład eutektyki $\alpha(\text{Al})+\beta(\text{Si})$) lub kryształów pierwotnych. Pierwszy przypadek dotyczy stopów pod- i okołoeutektycznych, dla których wymagane są inne rodzaje modyfikatorów niż w drugim, tj. dla siluminów nadeutektycznych. Prawidłowy efekt modyfikacji eutektycznych kryształów krzemu polega na zmniejszeniu odległości międzyfazowej eutektyki, co można uzyskać przez jednoczesne utrudnienie ich powstawania i ograniczenie rozrostu. Natomiast, rozdrobnienie kryształów krzemu, krystalizujących jako pierwotne wymaga powstania warunków znacznie ułatwiających i przyspieszających ich zarodkowanie.

Modyfikacja siluminów pod- i okołoeutektycznych

Głównym celem modyfikacji stopów układu Al-Si o składzie pod- i okołoeutektycznym jest utrudnienie zarodkowania kryształów krzemu wskutek przechłodzenia krystalizacji oraz przemiany nieregularnej eutektyki płytkowej $\alpha(\text{Al})+\beta(\text{Si})$ w eutektykę o strukturze włóknistej. Towarzyszy temu zmiana kształtu wydzieleni eutektycznych krzemu [6; 11; 61÷66, 67].

Siluminy pod- i okołoeutektyczne modyfikowane są głównie solami sodu, strontu i antymonu. Proces modyfikacji przy użyciu sodu wyjaśniają dwie grupy teorii. Pierwsza z nich tłumaczy zjawisko modyfikacji wyłącznie przechłodzeniem ciekłej eutektyki w wyniku usunięcia, „zatrucia” (dezaktywacji) przez sól aktywnych cząstek, które ułatwiają heterogeniczne zarodkowanie kryształów krzemu.

Druga grupa teorii zakłada, że uzyskanie drobnoziarnistej struktury po wprowadzeniu sodu wynika z powstania potrójnej eutektyki $\alpha(\text{Al})+\text{Na}+\beta(\text{Si})$ lub $\alpha(\text{Al})+(\text{NaAlSi})+\beta(\text{Si})$, której temperatura krystalizacji jest niższa w porównaniu z eutektyką $\alpha(\text{Al})+\beta(\text{Si})$, a punkt eutektyczny jest przesunięty w kierunku wyższych zawartości krzemu. Ponieważ jednak stosowane w praktyce małe dodatki sodu sprzyjają jego występowaniu wyłącznie w postaci niezwiązanej, słuszna jest raczej pierwsza grupa opisanych teorii [11; 17].

Jednak, jak przedstawiono w badaniach [4], tradycyjna metoda modyfikacji sodem sprawia wiele trudności technologicznych w odlewniach, a podstawową jej wadą jest tylko czasowe oddziaływanie modyfikatora wskutek jego łatwego wyparowania w temperaturze topnienia siluminów. Problem ten został rozwiązany przez wprowadzenie metod trwałej modyfikacji, realizowanej za pomocą strontu lub rzadziej antymonu, której efekty nie są zależne ani od czasu przetrzymywania stopu w stanie ciekłym, ani od jego powtórnego przetapiania [66].

W badaniach [11] stwierdzono, że aktualnie stront (w postaci czystej lub zaprawy Al-Sr) jest najbardziej rozpowszechnionym modyfikatorem eutektyki $\alpha(\text{Al})+\beta(\text{Si})$. Po jego wprowadzeniu powstaje faza Sr_2Si , której modyfikujące działanie jest nadal intensywnie badane [38]. W tabeli 1.3 wymieniono różne składy chemiczne i postać modyfikatorów na bazie strontu produkowanych w Europie, Ameryce Północnej i Południowej oraz Japonii [11].

Tab. 1.3. Zaprawy zawierające stront, stosowane do modyfikacji ciekłych stopów Al-Si [11].

Skład chemiczny (% mas.)	Źródło	Postać
SrAl10	Czysty metal	Drut, puszka
AlSr3,5	Czysty metal	Drut
AlSr5	Czysty metal	Drut, płytki
AlSr10	Czysty metal	Płytki, pastylki
AlSr10Ti1	Czysty metal	Drut
AlSi14Sr10	Sr2Si	Pastylki, płytki

Efekt modyfikacji strontem jest analogiczny jak dla sodu [1÷7]. Stront z fosforem tworzy związek Sr_3P_2 , wiążąc fosfor. Ilość strontu, niezbędna do modyfikacji siluminów, podobnie jak w przypadku sodu, zależy od zawartości fosforu, krzemu oraz szybkości stygnięcia odlewów. W związku z tym, zawartość strontu w ciekłym siluminie zawiera się od 0,04 do 0,2% mas. [11].

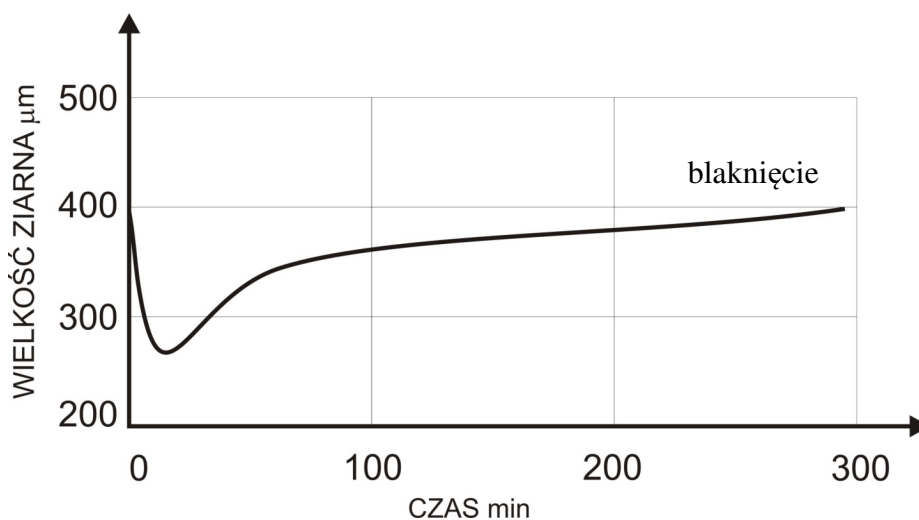
Większa zawartość strontu w siluminach powoduje pojawienie się kruchych faz międzymetalicznych. Powyżej 0,12%mas. Sr krystalizuje faza Si_2Sr , a powyżej tej wartości – faza $SrAl_2Si_2$. Stopy modyfikowane strontem mają lepszą lejność od modyfikowanych sodem [4; 11; 18; 66]. Stront, podobnie jak sód, powoduje zwiększenie zagazowania siluminów, co w konsekwencji prowadzi do wzrostu mikroporowatości w odlewach. Spowodowane to jest prawdopodobnie zwiększeniem przez stront i sód rozpuszczalności wodoru w siluminach. Mikroporowatość ta rośnie wraz ze wzrostem zawartości strontu i zmniejszeniem szybkości chłodzenia odlewów. Odgazowanie siluminów modyfikowanych strontem (podobnie jak sodem) nie może być przeprowadzone rafinatorami zawierającymi chlor. Wiąże on bowiem stront, usuwając go jako modyfikator z siluminu. Rafinację należy przeprowadzać azotem lub argonem. Stosowanie topników zawierających fluorki, np. KBF_4 , K_2TiF_6 , AlF_3 , NaF jest również szkodliwe, gdyż fluor reaguje ze strontem, zmniejszając jego zawartość w siluminie. Obecność sodu w siluminach nie osłabia efektu modyfikującego strontem. Szkodliwy jest natomiast antymon, który osłabia ten efekt [11].

W wyniku powyższych rozważań należy stwierdzić, że chociaż stront nie jest modyfikatorem w pełni trwałym, to jest modyfikatorem o przedłużonym działaniu. Stwarza to korzystne możliwości technologiczne modyfikacji siluminów podczas ich produkcji. Zbyt duża zawartość strontu, oprócz zwiększania porowatości, powoduje wydzielenia kruchej fazy $AlSrSi$, która obniża właściwości mechaniczne modyfikowanego stopu. Zbyt długie przetrzymanie modyfikowanego stopu i jego wielokrotne przetopy powodują stopniowy zanik skutków modyfikacji, dlatego należy sprawdzać stopień zmodyfikowania stopu i ewentualnie uzupełnić dodatki modyfikujące [37].

Obok modyfikatorów do siluminów, w celu rozdrobnienia fazy $\alpha(Al)$, wprowadza się dodatki (łącznie lub osobno), zawierające Ti i B, zwane rozdrabniaczami ziaren [68]. Rozdrobnienie ziarna następuje wskutek heterogenicznego zarodkowania na wydzieleniach borków TiB_2 i AlB_2 , węgla TiC oraz faz międzymetalicznych Al_3Ti [68÷73]. Dla stopów Al-Si takimi rozdrabniaczami ziarna są: stopy Al-Ti mające zarodki krystalizacji $TiAl_3$ lub Al-Ti-B zawierające cząstki $TiAl_3$ oraz TiB_2 [72].

Ilość wprowadzanego rozdrabniacza ziarna zależy m.in. od rodzaju stopu, a także stosowanej praktyki odlewniczej. W przypadku stosowania rozdrabniaczy opartych tylko na tytanie, należy tak je dozować, aby zawartość tytanu w stopie wynosiła co najmniej 0,15%. Dla siluminów, powszechnie stosowaną formą dodawania jest zaprawa TiB w udziale 5:1 [11]. Według badań [73, 74], modyfikatory typu 5/1 Ti-B-Al, pomimo że są drogie, są najbardziej efektywne oraz najszybciej działające.

Aby efekt rozdrobnienia był jak najlepszy należy zwrócić uwagę na ziarna osnowy $\alpha(\text{Al})$, które powinny być małe i podobnej wielkości. Podczas pierwszej fazy krzepnięcia należy uformować tak wiele dendrytów, jak jest to możliwe, a szybkość ich wzrostu powinna być taka sama. Możliwe jest to w przypadku, gdy powstanie zarodków krystalizacji zachodzi blisko temperatury likwidus. Aby to osiągnąć należy dostarczyć cząstki, na których aluminium może łatwo tworzyć zarodki dendrytów. Najpopularniejszymi substancjami zarodkotwórczymi, dodawanymi do stopów Al-Si są TiAl_3 i TiB_2 . W przypadku gdy zawartość tytanu w stopie nie przekracza 0,15% mas., powstanie zarodków TiAl_3 podczas stygnięcia zachodzi przed krystalizacją dendrytów $\alpha(\text{Al})$. Na podłożu faz TiAl_3 krystalizuje aluminium, co prowadzi do powstania mniejszego ziarna osnowy. Plusem jest możliwość dodawania rozdrabniaczy praktycznie na każdym etapie procesu przygotowania ciekłego stopu, czego nie można było zrobić w przypadku strontu. Do problemów, jakie mogą pojawić się przy stosowaniu rozdrabniaczy ziarna należy zanik jego działania z upływem czasu, co przedstawiono na rysunku 1.11. Zanik ten nazywany jest „blaknięciem” [66].



Rys. 1.11. Zanik parametrów rozdrabniacza ziarna [66].

Pojawienie się takiego problemu może wynikać np. z gęstości TiB_2 ($4,5 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$), która jest większa od gęstości ciekłego aluminium ($2,7 \text{ g}\cdot\text{cm}^{-3}$). Aby zapobiec blaknięciu, (opadaniu cząstek) należy zastosować mieszanie stopu, co spowoduje, że ziarna, wcześniej rozdrobnione za pomocą zaprawy Ti-B spowodują, że cząsteczki TiB_2 , które osiadały rozproszą się i znów „zawieszają się” w substancji a, ich opadanie zostanie spowolnione.

1.6. ODLEWANIE CIŚNIENIOWE

1.6.1. Charakterystyka procesu odlewania ciśnieniowego

Przemysł transportowy, a w szczególności motoryzacja są zmuszone do poszukiwania coraz to lepszych materiałów podczas projektowania niezawodnych części. Z tego powodu globalna produkcja części ze stopów aluminium jest w ciągłym trendzie rosnącym. Obecnie, produkcja części ze stopów aluminium przewyższa zdolność wytwarzania istniejących mocy produkcyjnych aluminium pierwotnego. To dlatego konieczne jest wykorzystanie lub znalezienie ekonomicznie zrównoważonych procesów, które mogą dać podstawę do produkcji lekkich odlewów ze zintegrowanymi funkcjami, które spełniają wymagania odnośnie przepisów dotyczących recyklingu i zużycia paliwa.

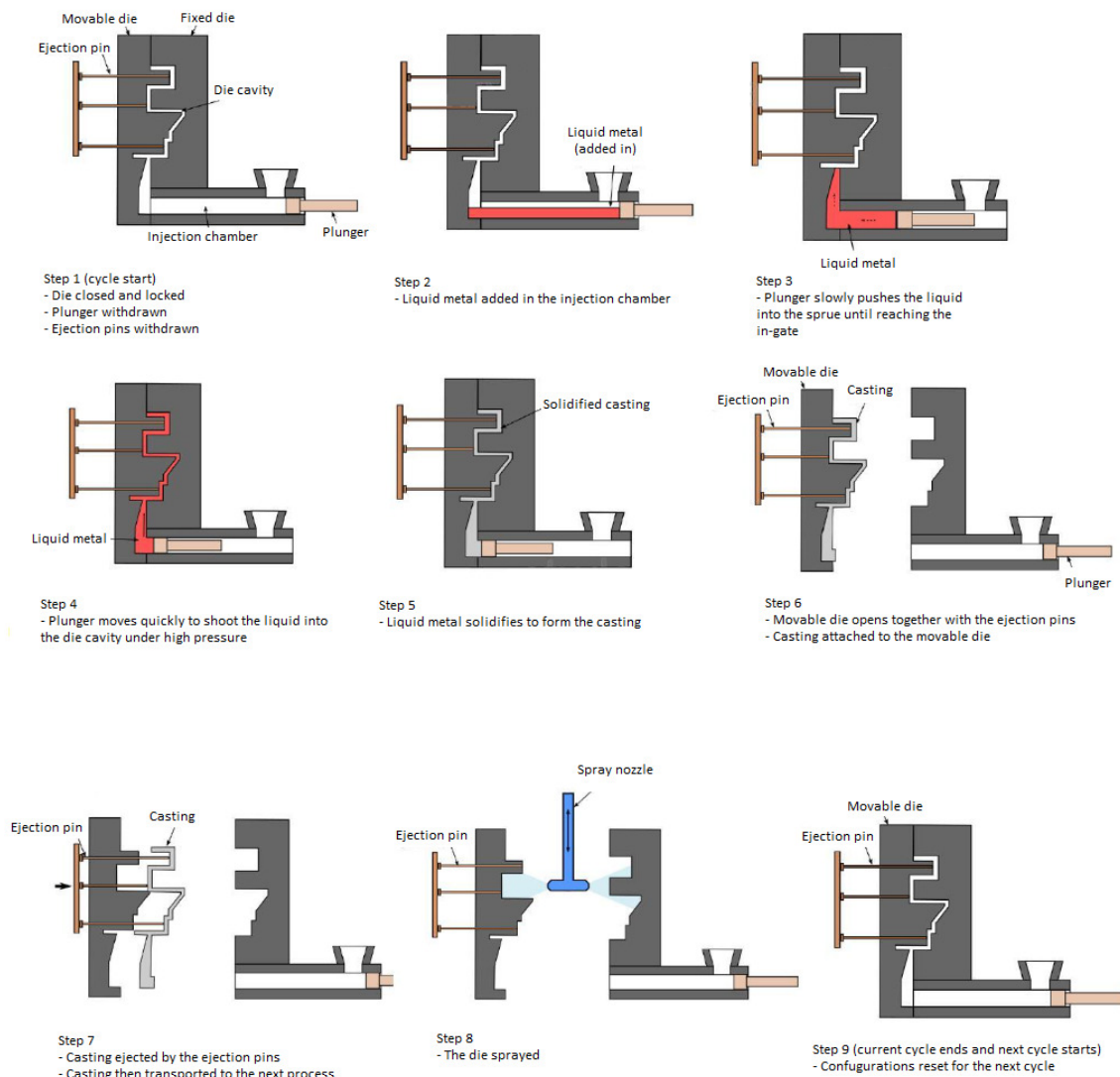
Odlewanie ciśnieniowe to metoda dobrze dostosowana do tych wymagań. Jest to w pełni automatyczny, wielkoseryjny, wysokowydajny proces produkcji złożonych, cienkościennych odlewów o zbliżonym kształcie netto do finalnego detalu, o masie od kilku gramów do ponad 80 kg. Obecnie coraz częściej odlewami ciśnieniowymi są części strukturalne samochodów, które biorą czynny udział w przypadku zderzenia. Jednak, aby odlewanie ciśnieniowe było konkurencyjne w rozszerzonych zastosowaniach motoryzacyjnych i atrakcyjne dla nowych segmentów rynku, odporność na zderzenia i właściwości użytkowe muszą zostać ulepszone [81, 83].

Naukowe zrozumienie procesu i zachowania metalu podczas wypełniania wnęki formy jest coraz częściej wymagane. Najczęściej stosowanymi maszynami odlewniczymi do procesu wysokociśnieniowego są maszyny zimnokomorowe.

Proces odlewania ciśnieniowego w maszynie zimno komorowej można podzielić na osiem podstawowych etapów przedstawionych na rysunku 1.12.

- Start cyklu odlewania – etap zamykania formy, cofnięcie tłoka do tyłu.
- Dozowanie metalu do komory odlewniczej.
- 1 faza odlewania (doprowadzenie metalu do szczeliny wlewowej).
- 2 oraz 3 faza odlewania (wypełnienie wnęki formy oraz doprasowanie).
- Krystalizacja odlewu.
- Otwarcie formy.
- Wypchniecie detalu oraz odebranie przez robota odbierającego.
- Spryskiwanie formy.

Ze względu na charakterystykę procesu i turbulentny przepływ ciekłego stopu przez wnękę formy głównym źródłem porowatości są uwięzione gazy. Aby zapobiec pozostawaniu gazów we wnęce formy stosowane są systemy próżniowe do wyciągnięcia możliwie jak największej ilości gazów z wnęki formy, układu wlewowego, tulei wlewowej. Proces ten rozszerza możliwości konwencjonalnego odlewania ciśnieniowego przy zachowaniu jego zalet ekonomicznych. Ograniczeniem w rozwoju systemów próżniowych jest opracowanie niezawodnego zaworu odcinającego próżnię [86].

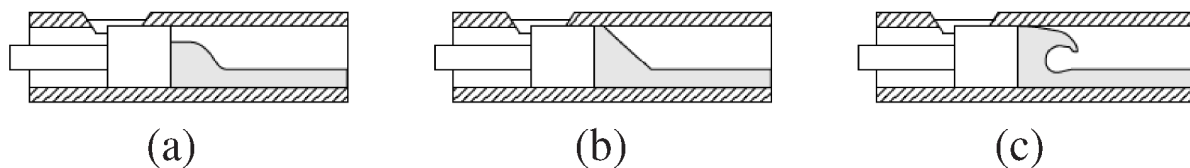


Rys 1.12. Schemat procesu odlewania na maszynie zimno komorowej (materiały MCP).

Integralność odlewów znacząco się poprawiła w porównaniu do konwencjonalnego odlewania ciśnieniowego. Jest to spowodowane redukcją poziomu porowatości możliwą dzięki zminimalizowaniu uwieczonych gazów. Obecność porów może pochodzić z wielu źródeł w tym m.in. z fizycznego zatrzymania gazów we wnętrzu formy podczas zalewania, rozpadu środków rozdzielających oraz z gazów rozpuszczonych w ciekłym metalu. Systemy próżniowe minimalizują wpływ dwóch z tych mechanizmów. Zarówno powietrze we wnętrzu formy jak i gazy wytwarzające się ze środków rozdzielających są usuwane przez odpowiednio zaprojektowany system próżniowy [82].

Główną część procesu odlewania ciśnieniowego jakim jest wtrysk ciekłego stopu do wnęki formy, można podzielić na trzy fazy. Pierwsza faza wtrysku rozpoczyna się w momencie zakończenia wiania ciekłego stopu do tulei wlewowej. Podczas ruchu tłoka następuje spiętrzenie ciekłego stopu w tulei wlewowej oraz doprowadzenie strugi metalu do szczeliny wlewowej. W pierwszej fazie konieczne jest odpowiednie dobranie prędkości tłoka, która pozwala na ewakuację powietrza znajdującego się nad lustrem ciekłego metalu.

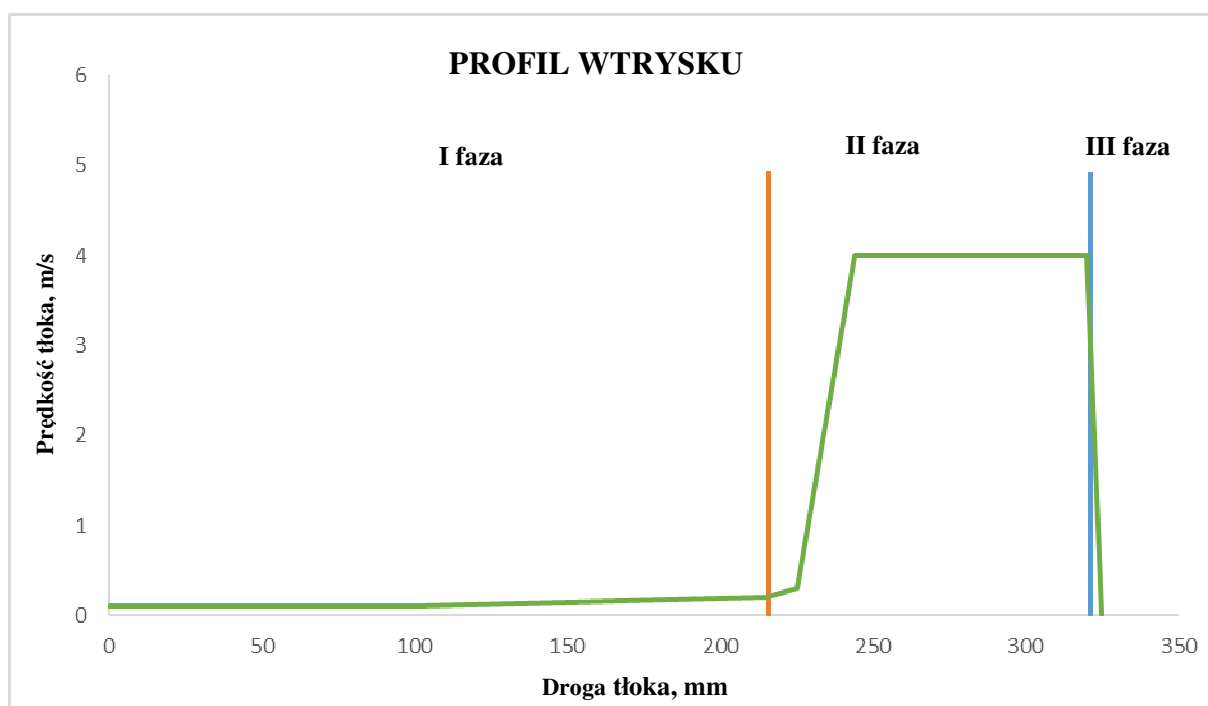
Zbyt duża prędkość może wywołać załamywanie się fali ciekłego stopu, które doprowadzi do zamknięcia pęcherzy powietrza, co zwiększy zawartość porowatości gotowego odlewu.



Rys. 1.13. Schemat pierwszej fazy odlewania [87].

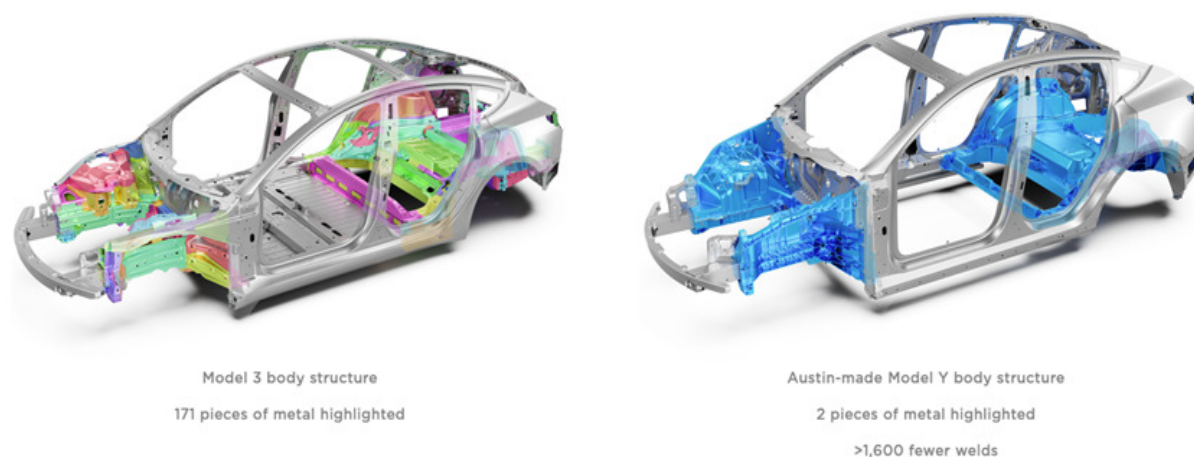
Druga faza charakteryzują się wypełnieniem wnęki formy ciekłym stopem. Punkt przełączenia pomiędzy pierwszą, a drugą fazą powinien znajdować się w momencie gdy front wypełnienia formy znajdują się w szczelinie wlewowej. Zbyt późne (lub zbyt wczesne) rozpoczęcie drugiej fazy może doprowadzić do powstania wad odlewniczych związanych ze złym wypełnieniem wnęki formy tzw. zimne płynięcia lub niedolania. Faza ta wpływa na jakość oraz zachowanie dokładności kształtowo-wymiarowej gotowego odlewu. Odpowiednie dobranie prędkości tłoka, co przekłada się na prędkość strugi metalu, determinuje jakość odlewu. Zbyt niska prędkość może powodować nieodpowiednie wypełnienie formy odlewniczej ze względu na zbyt wczesne krzepnięcie stopu we wnęce formy. Natomiast duże prędkości mogą powodować zamykanie się kieszeni powietrznych, co doprowadzi do powstania porowatości. Stosowanie dużych prędkości dodatkowo zwiększa zużycie wnęki formy odlewniczej.

Trzecia faza procesu odlewania to etap doprasowania stopu we wnęce formy. Odpowiedni moment zastosowanie ciśnienia doprasowania jest krytyczny dla jakości odlewu. Zbyt późne doprasowanie spowoduje zakrzepnięcie ciekłego stopu w szczelinie wlewowej, co skutkuje brakiem zasilania odlewu w ciekły stop oraz skumulowaniem ciśnienia tylko na układzie wlewowym. Finalny odlew w takim wypadku będzie narażony na zwiększoną porowatość skurczową.



Rys. 1.14. Przykładowy profil wtrysku (materiały MCP).

Obecny rozwój rynku samochodowego wymusza niejako na producentach odlewów rozwój i udoskonalanie coraz większych maszyn odlewniczych. Dzięki zastosowaniu wielkogabarytowych gniazd odlewniczych możliwe jest uzyskanie odlewów, których kiedyś, ze względów ekonomicznych i technologicznych nie było można wyprodukować. Są to tzw. „giga odlewy” takie jak przednia część nadwozia, czy tylna część nadwozia odlane jako jeden wyrób. Pozwala to na redukcję liczby części potrzebnych do produkcji samochodu.



Rys. 1.15. Rozwój odlewów ciśnieniowych na przykładzie Tesli [85].

Ograniczone doświadczenie z odlewaniem dużych odlewów zintegrowanych z nadwoziem pozostawia wiele wątpliwości odnośnie napraw, cyklu życia oraz ich starzenia się. Zmniejszanie wagi „giga odlewów” nie jest tak skuteczne, jak w przypadku rozwiązań montażowych. Aby zapewnić dotarcie stopionego stopu do najdalszych części odlewu bez turbulentnego przepływu, Tesla musiała zrezygnować z cienkiego materiału podczas projektowania ścian w obszarach nie wymagających dużej wytrzymałości i sztywności (np. nadkola, tylna podłoga). Ogólnie rzecz biorąc, „giga odlewy” nie pozwalają na wyjątkowo małą grubość: nie mniej niż od 2 do 3 mm w porównaniu do 0,7 mm w przypadku blachy.

Zastosowanie tak dużych odlewów przy produkcji samochodów pomaga również zwiększyć wykorzystanie materiału, a także materiałów wtórnych (złom). Według Volvo, podczas produkcji wykorzystane zostanie niemal 100% aluminium (w porównaniu z 55% dla tłoczonych stalowych części), a połowa z tego aluminium może być stopem wtórnym, co ma prowadzić do redukcji emisji CO₂ o minimum 35% [85].

1.6.2. Charakterystyka ciśnieniowych narzędzi odlewniczych

Forma odlewnicza do odlewania ciśnieniowego to narzędzie stalowe, które bezpośrednio kształtuje finalny odlew. Typowym rozwiązaniem jest podzielenie formy odlewniczej na dwie części: ruchomą oraz stałą, które po zamknięciu maszyny tworzą wnękę formy do której wtryskiwany jest ciekły stop. Formy odlewnicze są odpowiednio projektowane w celu wytrzymania wysokich ciśnień oraz temperatur występujących w procesie odlewania. Odpowiednia wytrzymałość formy jest kluczowa do bezawaryjnej pracy w powtarzających się cyklach odlewania. W czasie wtrysku, metal w szczeliny wlewowej, osiąga prędkości

dochodzące nawet do ok. 70 m/s, przy ciśnieniu rzędu 20-120 MPa. Dzięki zastosowaniu wysokiego ciśnienia wywieranego na strugę metalu za pomocą systemu wtryskowego możliwe jest używanie niższych temperatur zalewania niż w przypadku konwencjonalnych metod odlewania. Sprzyja to trwałości formy odlewniczej, która jest narażona na skoki temperatury wynikające z charakterystyki procesu [88].

Forma odlewnicza może być podzielona na sekcje:

1. Wnęka formy – część formy, w którą wtryskiwany jest ciekły stop. Wykonana jest przy pomocy precyzyjnej obróbki skrawaniem dożądanego kształtu gotowego odlewu.
2. Układ wlewowy – sekcja formy, która naprowadza ciekły stop od tulei wlewowej do wnęki formy.
3. Układ wypychania – układ ten pozwala na wypchnięcie odlewu po jego zakrzepnięciu w celu odebrania przez robota odbierającego. Składa się z wypychaczy które wypychają odlew z wnęki formy.
4. Układ chłodzenia – składa się z serii kanałów, które odpowiednio zaprojektowane są wiercone w części ruchomej jak i części stałej mające za zadanie odpowiednie odprowadzanie ciepła z odlewu.

Formy odlewnicze są krytycznymi komponentami w procesie odlewania ciśnieniowego. W większości przypadków są produkowane przez zakłady specjalizujące się w obróbce skrawaniem jak i odpowiedniej obróbce cieplnej. Stal używana na formy musi cechować się wysoką twardością, wysoką odpornością na ścieranie, a także odpowiednią przewodnością cieplną.

Najczęściej stosowanymi stalami na formy w odlewnictwie ciśnieniowym są:

1. H-13: to stal narzędziowa do pracy na gorąco,
2. S7: to rodzaj utwardzanej na powietrzu stali narzędziowej,
3. P20 to rodzaj wstępnie hartowanej stali formierskiej,
4. 420 to rodzaj martenzytycznej stali nierdzewnej,
5. SKD61 to rodzaj stali narzędziowej do pracy na gorąco,
6. DC53 to rodzaj utwardzanej powietrzem stali narzędziowej.

Należy pamiętać, że wybór stali na formy odlewnicze zależy od konkretnych wymagań procesu odlewania, takich jak rozmiar i kształt części, temperatura odlewania oraz liczba planowanych cykli. Dodatkowo, odpowiednia obróbka cieplna i obróbka powierzchniowa, taka jak azotowanie, może poprawić właściwości stali używanej na formę oraz zwiększyć jej żywotność [84].

W procesach odlewania stopów aluminium przeznaczonych na odlewy strukturalne (niska zawartość żelaza) podczas wtrysku, może pojawić się zjawisko przywierania odlewu do powierzchni formy, które powoduje niedoskonałości na powierzchni odlewu oraz pogorszenie powierzchni formy. Występuje w wyniku reakcji ciekłego aluminium z wnęką formy. Aby zapobiegać temu zjawisku ze względu na brak możliwości zwiększenia zawartości żelaza, efekt ten można zniwelować dodatkiem do ciekłego stopu manganu. Również stosowanie powłok ochronnych oraz odpowiednie chłodzenie formy pozwala ograniczyć występowanie tego niekorzystnego zjawiska [89].

1.6.3. Wady powstałe w procesie odlewania ciśnieniowego

Wiele potencjalnych wad, które często występują w tradycyjnych odlewach ciśnieniowych, może również wystąpić w odlewnictwie ciśnieniowym wspomaganym zastosowaniem próżni. Często wady te można wyeliminować (ograniczyć), jeśli przestrzega się podstawowych wytycznych dotyczących projektowania komponentów, wyboru urządzeń, projektowania form, projektowania procesu, jakości surowców, kontroli procesu, konserwacji form, utrzymania urządzeń i prawidłowego postępowania z ciekłym stopem (rafinacja). Wady występujące w odlewnictwie ciśnieniowym można podzielić na trzy główne kategorie: wady powierzchniowe, wady wewnętrzne i wady wymiarowe [82].

Wady zidentyfikowane wizualnie na powierzchni odlewu są zgrupowane w kategorii wad powierzchniowych. W niektórych przypadkach wada powierzchniowa nie sprawia, że odlew nie nadaje się do użytku, chyba że estetyka jest wymogiem koniecznym. Odrzucenie odlewu tylko ze względu na to, że „wygląda źle”, gdy estetyka nie jest wymaganiem, jest jedynie tworzeniem niepotrzebnych braków.

Zimne płynięcia to niedoskonałości widoczne na powierzchni odlewu spowodowane niewłaściwym połączeniem częściowo skryształizowanego metalu. Podczas napełniania formy, zbieg dwóch niemal całkowicie skryształizowanych frontów może doprowadzić do powstania tej wady. Chociaż zimne płynięcia są charakteryzowane przez pojawienie się na powierzchni odlewu, ta wada często sięga do wnętrza odlewu, tworząc w tym miejscu słaby punkt, który może doprowadzić do pęknięcia całego detalu.



Rys. 1.16. Zimne płynięcie [90].

Kontaminacja powierzchni, często zidentyfikowana poprzez przebarwienia, może wystąpić w procesach odlewnictwa ciśnieniowego. Często plamy te są spowodowane środkami oddzielającymi używanymi podczas procesu odlewniczego. Zastosowanie odpowiedniego rodzaju smarów często rozwiązuje ten problem.

Kolejną, licznie występującą wadą są pęknięcia. W niektórych przypadkach pęknięcia mogą być spowodowane zimnymi pęknięciami lub pozostałymi naprężeniami, które powstają w odlewie podczas krystalizacji i chłodzenia. Często, pęknięcia wynikają z nieodpowiednich procesów obsługi zarówno ciekłego stopu jak i gotowego odlewu. Ze względu na wysokie tempo produkcji, odlewy są wyciągane z formy w pobliżu temperatury krystalizacji. Pęknięcia mogą wystąpić z powodu nierównego wyciągania odlewu z formy lub w wyniku uderzenia, jeśli gotowa część zostanie upuszczona bezpośrednio po wyciągnięciu.



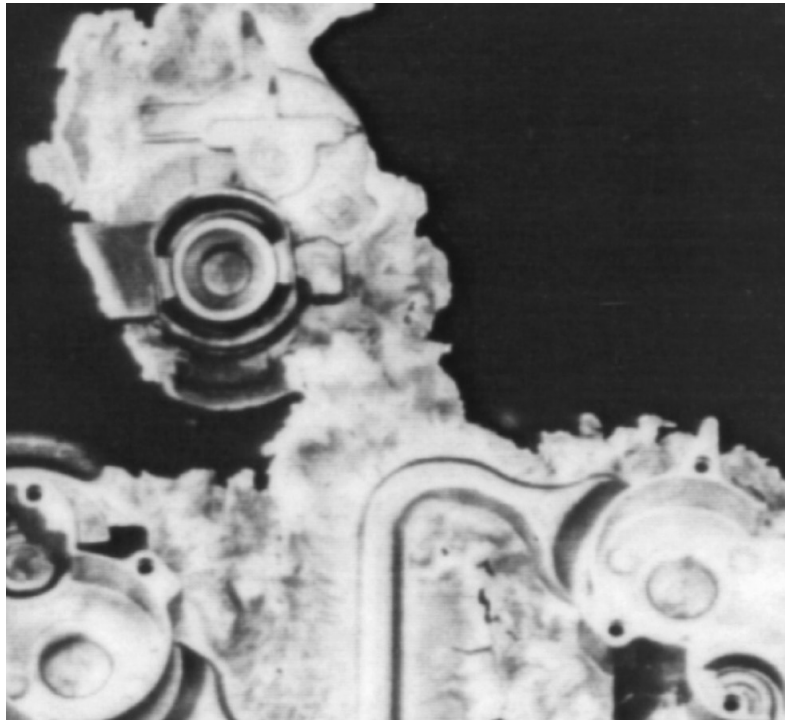
Rys. 1.17. Pęknięcie odlewu [90].

Inną wadą są tzw. zaciągnięcia. Ich przyczyną jest mechaniczne oddziaływanie między odlewem, a wnęką formy podczas wyciągania. Duże zaciągnięcia mogą również powodować deformację lub pęknięcie odlewu. Właściwe zaprojektowanie i odpowiednia konserwacja formy są koniecznością, aby uniknąć tego problemu.



Rys. 1.18. Zaciągnięcie [91].

Przetryski to niepożądane powstawanie cienkich sekcji metalu wykraczających poza wnękę formy odlewniczej. Przetrysk powstaje wzdłuż linii podziału i pomiędzy innymi niezależnymi elementami formy. W większości przypadków, przetrysk jest wynikiem wysokich temperatur metalu, wysokich ciśnień intensyfikacji stopu podczas krystalizacji, odchyłań wymiarowych w formie i ogólnego zużycia formy. Regularna konserwacja formy może wyeliminować lub zminimalizować występowanie przetrysków. Zazwyczaj stosuje się operacje wtórne, takie jak przycinanie, obróbka wibrościerna lub piaskowanie, aby usunąć ten naddatek materiału.



Rys. 1.19. Znaczący przetrysk [90].

Laminacje to rodzaj zimnych płynięć, które występują na powierzchni odlewu. Ze względu na burzliwy i skomplikowany charakter przepływu w formie podczas wtryskiwania metalu, część formy może otrzymać niewielką ilość metalu, która szybko skrytalizuje na powierzchni formy, tworząc cienką warstwę. Podczas gdy forma nadal jest napełniana, nie tworzy się połączenie między tą cienką, zamrożoną warstwą, a metalem wypełniającym wnękę. Wynikiem jest cienka, częściowo przyłączona laminacja.

Niedolanie to niekompletne napełnienie wnęki formy spowodowane niewystarczającą ilością ciekłego metalu dostarczanego do systemu wtryskowego. Ten typ wady jest łatwy do wykrycia przez ocenę wizualną odlewu i układu wlewowego oraz przez automatyczny system do pomiaru piętki. Bez wystarczającej ilości metalu w systemie wtryskowym, pięćka może być bardzo mała. W większości przypadków odlew nie jest w pełni ukształtowany.



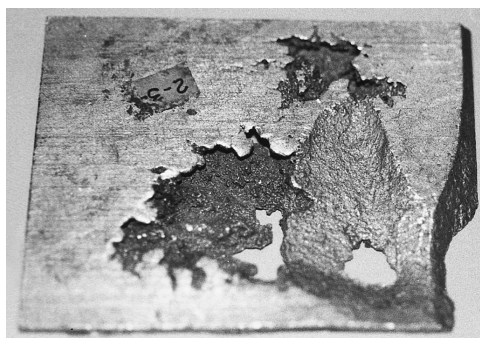
Rys. 1.20. Laminacja na powierzchni odlewu [90].

Kontaminacja występuje, gdy niechciane zanieczyszczenia mieszają się z metalem podczas wtrysku. Powszechne źródła kontaminacji obejmują degradujące materiały ogniotrwałe, smary produkcyjne, uszkodzone urządzenia i nieczysty przetopiony złom. W większości przypadków kontaminację można kontrolować poprzez ogólne zasady utrzymania czystości, konserwację zapobiegawczą i właściwe metody topienia metali [90].

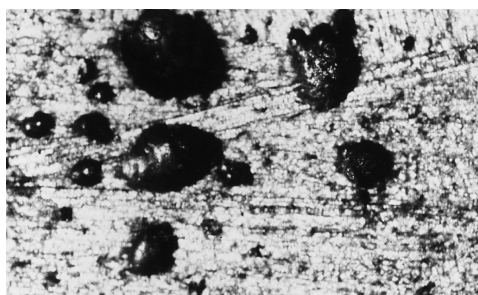
W celu oczyszczenia i przygotowania wtrysku metalu do formy można użyć różnych procesów, (np. stosowanie soli rafinujących), jednak ich nadmierna ilość może zanieczyścić metal. Odlewy wykonane z ciekłego stopu zanieczyszczonego solami mają niższe właściwości mechaniczne oraz większą podatność na korozję [90].

Najczęściej występującą wadą w odlewnictwie ciśnieniowym jest porowatość, której następstwem jest wymagana szczelność w odlewach konstrukcyjnych. Porowatość może być przypisana dwóm głównym źródłom: skurczowi odlewniczemu i uwięzionym gazom. Większość stopów ma wyższą gęstość w stanie stałym w porównaniu do stanu ciekłego, co prowadzi do skurczu podczas krystalizacji. Porowatość wzdłuż osi środkowej może występować w stopach, które krzepną w wąskim zakresie temperatur, (np. stopy eutektyczne, czyste metale). Natomiast mikroporowatość międzydendrytyczna może wystąpić w stopach, które krzepną w szerokim zakresie temperatur. Niewystarczające dostarczenie metalu do wnętrza formy podczas krystalizacji skutkuje porowatością spowodowaną skurczem.

Uwięziony gaz może pochodzić z kilku źródeł i być powodem wystąpienia porów gazowych tzw. „blistrów”. Jeżeli odpowietrzenie wnętrza formy nie zostało odpowiednio zaprojektowane, powietrze może zostać fizycznie uwięzione w metalu podczas wtrysku. Gazy rozpuszczalne w ciekłym stopie mogą przekroczyć swoje zdolności rozpuszczania podczas krystalizacji i wydostawać się jako gaz, powodując porowatość. Rozkład środków oddzielających lub smarujących używanych podczas produkcji może prowadzić do powstania gazu i jego uwięzienia w metalu. W większości przypadków porowatość spowodowana uwięzieniem gazu jest wynikiem wielu źródeł, co utrudnia jej wyeliminowanie.



Rys. 1.21. Porowatość skurczowa w odlewie grawitacyjnym [90].



Rys.1.22. Porowatość gazowa obserwowana pod mikroskopem świetlnym [90].



Rys.1.23. Porowatość gazowa w przekroju poprzecznym [90].

Niektóre wady związane są z wymiarami geometrycznymi odlewu. Choć forma może początkowo gwarantować akceptowalne części, z biegiem czasu mogą pojawić się różne wady, a powtarzający się cykl termiczny prowadzi do zużycia formy. Awarie tego typu występują najczęściej na rdzeniach i w miejscach formy o małych promieniach. Odpowiednie zarządzanie termiczne w samych rdzeniach jest często niemożliwe ze względu na ich wymiary. Małe rdzenie nie mogą być chłodzone kanałami wodnymi i muszą być chłodzone wyłącznie za pomocą spryskiwaczy podczas nakładania środków oddzielających na formę. Awaria rdzenia w większości przypadków wiąże się z jego pozostaniem w odlewie podczas wyciągania z formy. Wszystkie kolejne odlewy produkowane są bez cechy rdzeniowej.

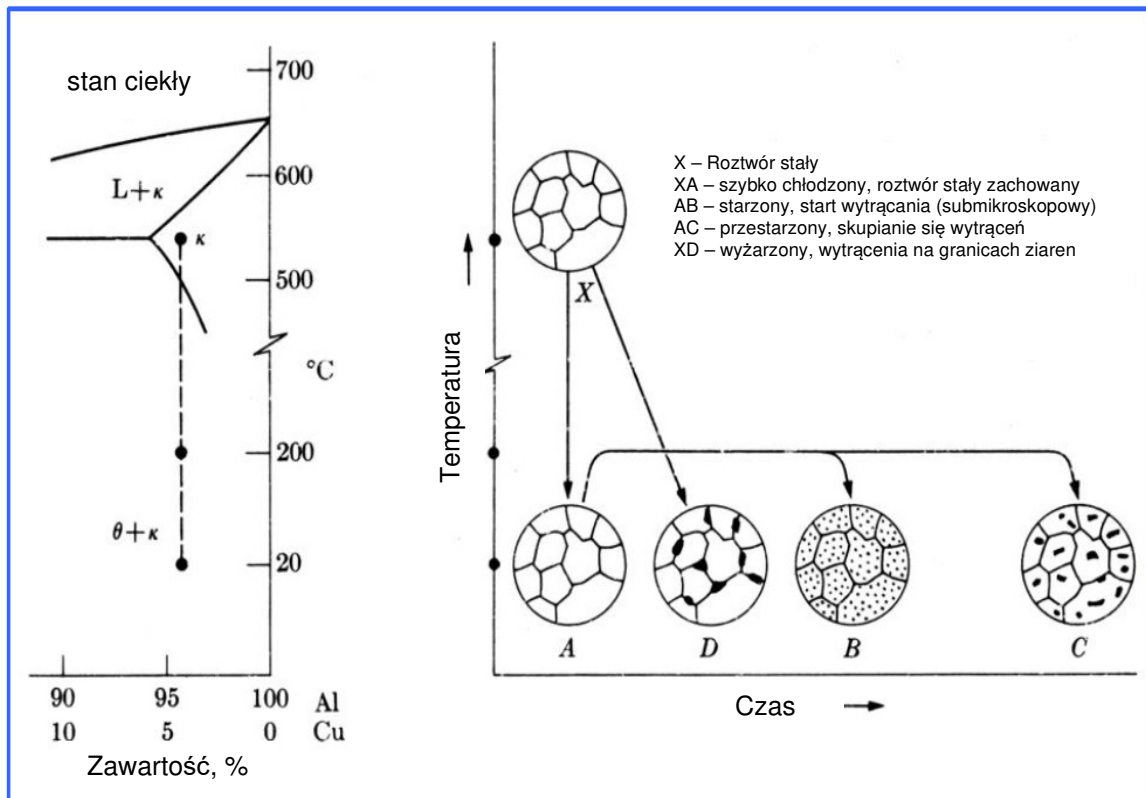
Powtarzający się przepływ metalu po powierzchni formy prowadzi do jej erozji, która zależnie od rodzaju stopu, może mieć charakter zarówno mechaniczny, jak i chemiczny. Choć projektowanie odlewów, form i ich konserwacja mogą opóźnić pojawienie się tej wady, formy ciśnieniowe stosowane w procesach o dużej wydajności ostatecznie wykazują oznaki erozji. Można to kontrolować przy pomocy ciągłego monitorowania, aby zapewnić zgodność z wymaganiami specyfikacji technicznej lub wymagań klienta [89].

1.7. OBRÓBKA CIEPLNA ODLEWNICZYCH STOPÓW ALUMINIUM

1.7.1. Podział stopów aluminium ze względu na obróbkę cieplną

Obróbka cieplna stopów aluminium jest ułatwiona dzięki takim pierwiastkom stopowym, jak miedź, magnez, cynk i krzem. Ponieważ pierwiastki te wykazują rosnącą rozpuszczalność w aluminium wraz ze wzrostem temperatury, możliwe jest poddanie tych stopów obróbce cieplnej, która powoduje głównie polepszenie właściwości mechanicznych [92-94].

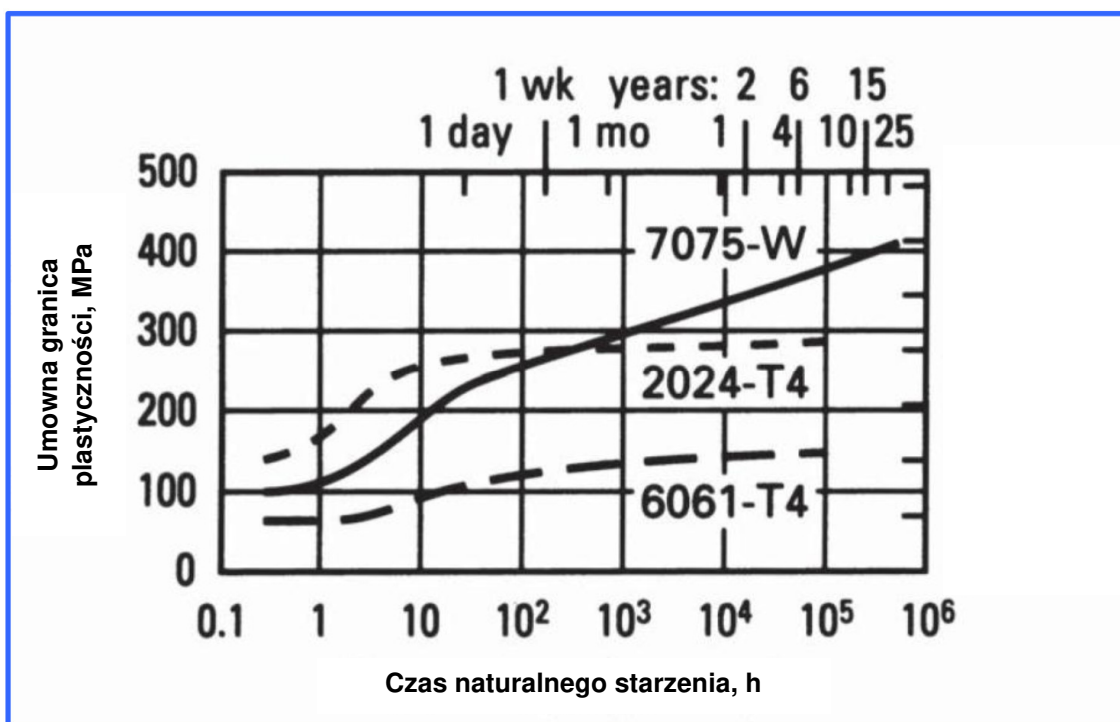
Obróbka cieplna obejmuje trzy podstawowe operacje: przesycanie, szybkie chłodzenie (hartowanie) i naturalne lub sztuczne starzenie. Pierwszy etap, obróbka cieplna w roztworze, to proces w podwyższonej temperaturze, mający na celu rozpuszczenie składników eutektycznych i umieszczenie ich w roztworze stałym. Temperatury stosowane w przesycaniu są różne dla różnych stopów i mieszczą się w zakresie od ok. 527 do 440°C [92, 93]. Z reguły muszą być kontrolowane w bardzo wąskim zakresie ($\pm 10^\circ\text{C}$), aby uzyskać określone właściwości. Jeśli temperatura jest zbyt niska, maksymalna wytrzymałość nie zostanie uzyskana. W przypadku stosowania nadmiernych temperatur istnieje możliwość stopienia składników o niskiej temperaturze topnienia (topienie eutektyczne), co w konsekwencji prowadzi do obniżenia właściwości stopu. Nawet jeśli nie dochodzi do topnienia, stosowanie wyższych niż zalecane temperatur sprzyja przebarwieniom i zwiększa naprężenia. Podczas obróbki cieplnej roztworu niektóre pierwiastki stopowe są rozpuszczane, aby wytworzyć bogaty w substancję rozpuszczoną roztwór stały (rys. 1.24). Celem tego jest maksymalizacja stężenia pierwiastków utwardzających (Cu; Mg; Zn) w roztworze stałym, których stężenie oraz szybkość rozpuszczania rośnie wraz z temperaturą [92, 94].



Rys. 1.24. Schemat ilustrujący proces obróbki cieplnej stopu Al-Cu [92].

Czas, określany jako czas wygrzewania, jest mierzony od czasu, gdy najzimniejsza część wsadu osiągnie minimalną granicę pożądanego zakresu temperatur. Zmienia się w zależności od stopu i grubości odlewu, od 10 min. dla cienkich do ok. 12 godzin (dla ciężkich odlewków). W przypadku przekrojów ciężkich nominalny czas nagrzewania wynosi ok. 1 godz. na każdy cal grubości przekroju. Należy dobrać minimalny czas nagrzewania niezbędny do uzyskania wymaganych właściwości. Efekt skróconego czasu nagrzewania jest taki, że składniki nie zostaną skutecznie rozpuszczone, natomiast zbyt długi czas - nasila utlenianie w wysokiej temperaturze. W przypadku materiału platerowanego długotrwałe nagrzewanie powoduje nadmierną dyfuzję miedzi i innych rozpuszczalnych składników do powłoki ochronnej, zmniejsza odporność na korozję stopu i może uniemożliwić wykonanie powłoki [92].

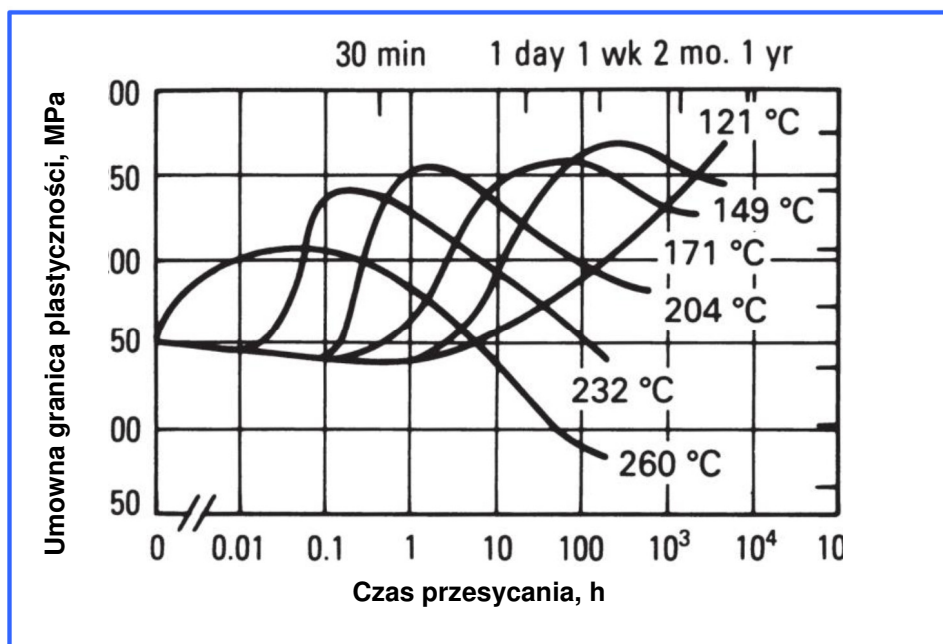
Po umieszczeniu rozpuszczalnych składników w roztworze stałym, materiał hartuje się, aby zapobiec lub opóźnić natychmiastowe ponowne wytrącanie. Odbywa się to poprzez szybkie chłodzenie, zwykle w wodzie, które „zamraża” strukturę metalurgiczną i przez krótki czas czyni stop bardzo plastycznym. W temperaturze pokojowej lub podwyższonej większość stopów nie jest stabilna po hartowaniu, rozpoczyna się wytrącanie składników z przesyconego roztworu. Po okresie kilku dni w temperaturze pokojowej, określanym jako naturalne starzenie, stop jest znacznie wytrzymalszy (rys. 1.25). Wiele stopów zbliża się do stabilnych warunków w temperaturze pokojowej, ale niektóre, zwłaszcza zawierające magnez i krzem lub magnez i cynk, twardestają przez długi czas w temperaturze pokojowej. Dzięki ogrzewaniu przez kontrolowany czas w lekko podwyższonych temperaturach możliwe jest jeszcze dalsze wzmocnienie i stabilizacja właściwości. Proces ten nazywa się sztucznym starzeniem lub utwardzaniem wydzieleniowym (rys. 1.26). Wydzielenia utworzone w wyniku sztucznego starzenia są bardziej sferyczne, co skutkuje wyższymi właściwościami wytrzymałościowymi w porównaniu do warunków naturalnego starzenia [92].



Rys.1.25. Naturalne krzywe starzenia dla trzech przesyconych stopów aluminium [92].

Temperatury stosowane do utwardzania wydzieleniowego zależą od stopu i pożądanych właściwości, mieszczą się one w zakresie od 107 do 191°C. Powinny one być również kontrolowane w bardzo wąskim zakresie ($\pm 5^\circ\text{C}$), aby uzyskać najlepsze wyniki. Czas w wytrzymania zależy od zastosowanej temperatury, pożądanych właściwości i stopu. Wynosi od 4 do 24 godzin. Podwyższenie temperatury starzenia skraca okres wygrzewania niezbędny do prawidłowego starzenia. Jednak w przypadku stosowania wyższych temperatur konieczna jest ściślejsza kontrola zarówno czasu, jak i temperatury. Po obróbce termicznej materiał należy schłodzić powietrzem do temperatury pokojowej. Chłodzenie pieca ma tendencję do nadmiernego starzenia. Nadmierne starzenie to zmiękczenie wynikające z przedłużonego starzenia. Maksymalne utwardzenie wiąże się z optymalnym małym rozmiarem cząstek i odpowiednią dużą liczbą cząstek; podczas gdy nadmierne starzenie jest związane z niewielką liczbą stosunkowo dużych cząstek [92].

Poprzez odpowiednią kombinację obróbki przesycającej, hartowania, obróbki na zimno i starzenia uzyskuje się najwyższe wytrzymałości. W przypadku naturalnego starzenia stopu 2024 (tj. starzenia w temperaturze pokojowej) rozpuszczona miedź powoli wychodzi z roztworu przez dłuższy czas (minimum 96 godzin), tworząc osady CuAl. Wytrącone cząstki w obrabialnych cieplnie stopach aluminium wzmacniają stop poprzez blokowanie licznych elementów mikrostrukturalnych w aluminium. Inne stopy do obróbki cieplnej, takie jak 6061 i 7075, przechodzą bardzo podobne reakcje wytrącania, przy czym rzeczywiste wytrącane cząstki różnią się w zależności od tego, czy obecne są dodatki cynku, magnezu, manganu, krzemu lub miedzi [92].



Rys.1.26. Obróbka cieplna przez przesycaenie lub krzywe sztucznego starzenia dla przesyconego oraz hartowanego stopu aluminium 6061 (Al-Mg-Si) pokazują zmiany zachodzące w czasie w każdej z serii temperatur [92].

1.7.2. System oznaczania stopów aluminium i ich obróbki cieplnej

System oznaczania stosowany jest do wszystkich form kutego i odlewanego aluminium oraz stopów aluminium. Opiera się na sekwencji podstawowych zabiegów stosowanych do wytworzenia różnych stanów. Oznaczenie hartowania następuje po oznaczeniu stopu, przy czym oba są oddzielone kreską.

Stopy aluminium do obróbki plastycznej serii 1xxx, 3xxx i 5xxx nie nadają się do obróbki cieplnej i są utwardzane przez zgniot tj. przez obróbkę na zimno. Stopy aluminium do obróbki plastycznej serii 2xxx, 6xxx i 7xxx nadają się do obróbki cieplnej, a seria 4xxx składa się zarówno ze stopów do obróbki cieplnej, jak i niepodlegających obróbce cieplnej [92, 93, 95]. Oznaczenie stopu, np. 6061-T6. „Odpuszczanie” odnosi się do stanu wytworzonego w metalu przez obróbkę mechaniczną lub obróbkę cieplną. Oprócz podstawowego oznaczenia stanu odpuszczania istnieją dwie kategorie podziału, z których jedna odnosi się do odpuszczania „H” – utwardzanie przez odkształcenie, a druga do oznaczenia odpuszczania „T” – obróbka termiczna (tab.1.4) [92].

Tab.1.4. Podstawowe oznaczenia obróbki stopów aluminium [92].

Oznaczenie	Opis
F	W stanie fabrycznym – dotyczy produktów procesu formowania, w których nie stosuje się specjalnej kontroli nad warunkami utwardzania cieplnego lub zgniotu
O	Wyżarzony – dotyczy produktu, który został podgrzany w celu uzyskania najniższego stanu wytrzymałości, poprawy ciągliwości i stabilności wymiarowej
H	Utwardzony przez odkształcenie – dotyczy produktów wzmocnionych przez obróbkę na zimno. Po utwardzeniu przez zgniot może nastąpić dodatkowa obróbka cieplna, która powoduje pewne zmniejszenie wytrzymałości. Po „H” zawsze następują dwie lub więcej cyfr
W	Obróbka cieplna - niestabilny stan utwardzenia stosowany tylko do stopów, które starzeją się samoistnie w temperaturze pokojowej po obróbce cieplnej
T	Obróbka termiczna – dla uzyskania stabilnego stanu utwardzenia innego niż F, O lub H. Dotyczy produktu, który został poddany obróbce cieplnej, czasem z dodatkowym utwardzaniem przez zgniot, dla uzyskania stanu stabilnego utwardzenia. Po „T” zawsze następuje jedna lub więcej cyfr

Podpodziały H – Odkształcenie utwardzone: Pierwsza cyfra po H oznacza podstawową operację:

- H1 - Tylko umocnienie przez zgniot.
- H2 - Utwardzony przez zgniot i częściowo wyżarzony.
- H3 - Odkształcenie utwardzone i ustabilizowane.
- H4 - Utwardzony przez odkształcenie i lakierowany lub malowany.

Druga cyfra po H oznacza stopień umocnienia przez zgniot:

- HX2 - Ćwierćtwardy.
- HX4 - Półtwardy.
- HX6 - Trzyczwarte twardy.
- HX8 - W pełni twardy.
- HX9 - Bardzo twardy.

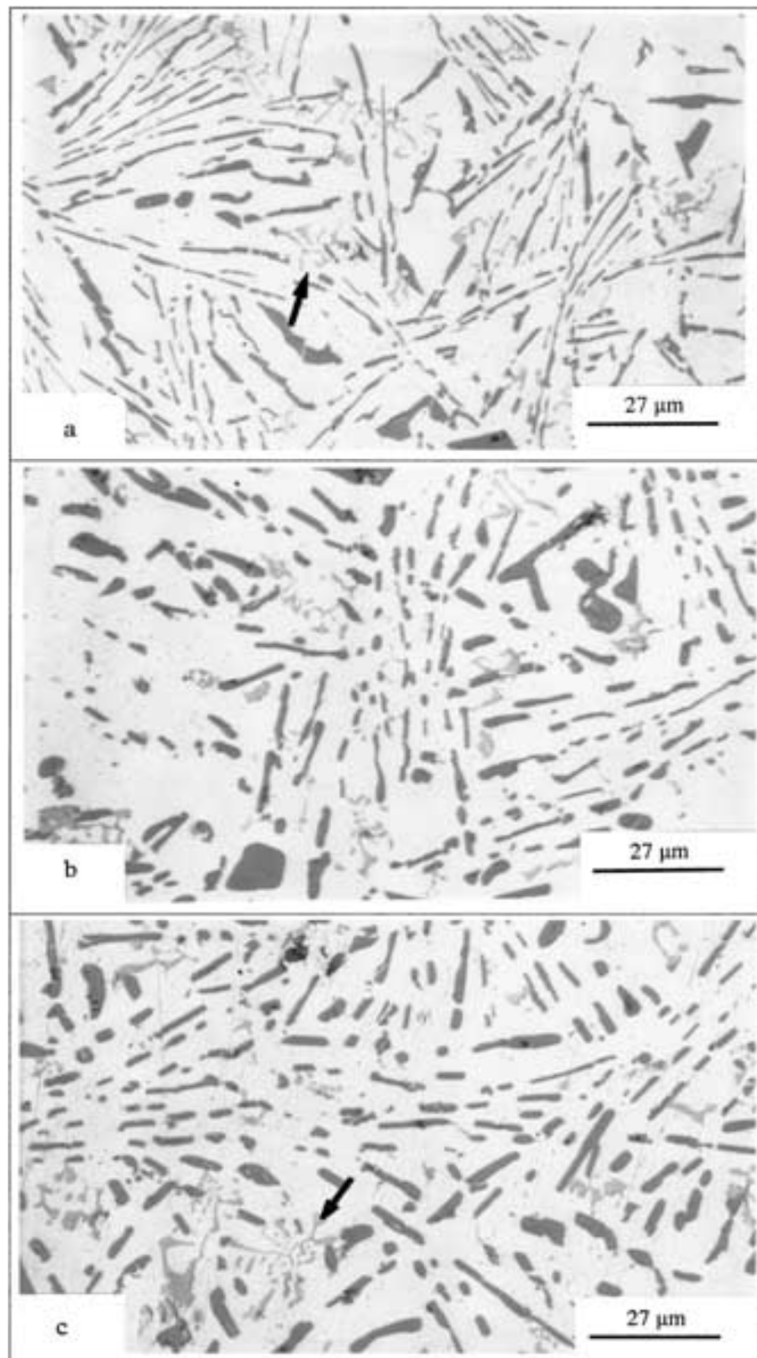
Poddziały T – Obróbka termiczna [92, 93, 95, 96]:

- T1 - naturalne starzenie po schłodzeniu w procesie kształtowania w podwyższonej temperaturze, np. poprzez wyłaczanie,
- T2 - obróbka na zimno po schłodzeniu z procesu kształtowania w podwyższonej temperaturze, a następnie naturalne starzenie,
- T3 - obróbka cieplna w kąpeli na zimno i naturalne starzenie,
- T4 - obróbka cieplna w kąpeli i naturalne starzenie,
- T5 - sztuczne starzenie po schłodzeniu z procesu kształtowania w podwyższonej temperaturze,
- T6 - obróbka cieplna w kąpeli i sztuczne starzenie,
- T7 - obróbka cieplna w kąpeli i stabilizowanie (przestarzenie),
- T8 - obróbka cieplna w kąpeli na zimno i sztuczne starzenie,
- T9 - obróbka cieplna rozpuszczająca, sztuczne starzenie i hartowanie,
- T10 - obróbka cieplna na zimno po schłodzeniu z procesu kształtowania w podwyższonej temperaturze, a następnie sztuczne starzenie.

1.7.3. Obróbka cieplna stopów Al-Si

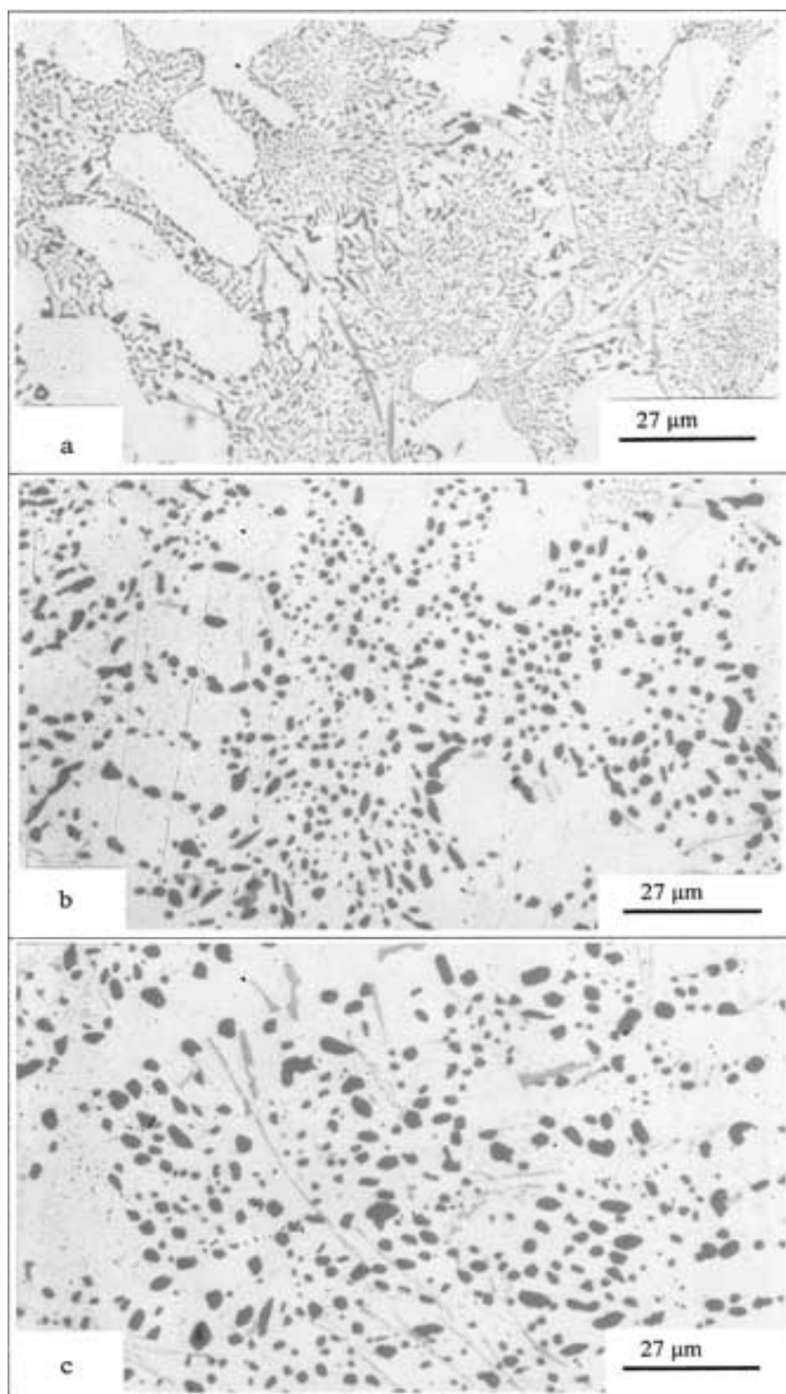
Obróbka cieplna odlewów (niemodyfikowanych lub modyfikowanych) w wysokiej temperaturze przez wystarczająco długi czas może zmienić charakterystykę cząstek krzemu. Mówiąc ogólnie, gdy stopy Al-Si są przesycające w podwyższonej temperaturze (np. 500°C), po pewnym czasie zaczynają pojawiać się zaburzenia kształtu w cząstkach krzemu, aż ostatecznie zostają rozbite na serię kulistych kryształów [97]. Proces ten zachodzi z powodu niestabilności między dwiema różnymi fazami i jest napędzany przez zmniejszenie całkowitej energii międzyfazowej. Ten etap nazywa się etapem fragmentacji lub sferoidyzacji. Następnie cząstki krzemu zaczynają zwiększać swe rozmiary, jeśli ich wielkość przewyższa objętość krytyczną, podczas gdy mniejsze cząstki rozpuszczają się zgodnie z zasadą Ostwalda [98]. Ten etap nazywa się etapem „zgrubienia”. W ostatnich latach w celu uzyskania pożądanych właściwości odlewu stosuje się łącznie modyfikacje chemiczne i termiczne.

Na rys. 1.27 przedstawiono mikrostruktury pokazujące wpływ obróbki cieplnej w różnym czasie na parametry kryształów krzemu w niemodyfikowanym stopie AlSi. W stanie odlanym cząstki krzemu były płytkami o średniej długości ok. 4,71 μm . Średnia długość pozostała niezmienną (4,24 μm) po 8 h obróbki w temperaturze 500°C, podczas gdy gęstość cząstek krzemu wzrosła z $2,1 \times 10^4$ do $2,3 \times 10^4$ cząstek/ mm^2 , tj. o około 11%. Wyniki te pokazują, że kryształy krzemu uległy częściowej fragmentacji. Gdy czas obróbki wzrósł do 24 godzin, średnie wymiary cząstek krzemu (długość i szerokość) wzrosły, podczas gdy współczynnik kształtu i gęstość zmniejszyły się. Spadek gęstości cząstek Si (o ok. 39%) może wskazywać na rozpoczęcie procesu rozdrabniania. Lekkie zmniejszenie współczynnika kształtu (ok. 0,3%) sugeruje trwałość płytek w kryształach krzemu, co widać również na rysunku 2.4c [97].



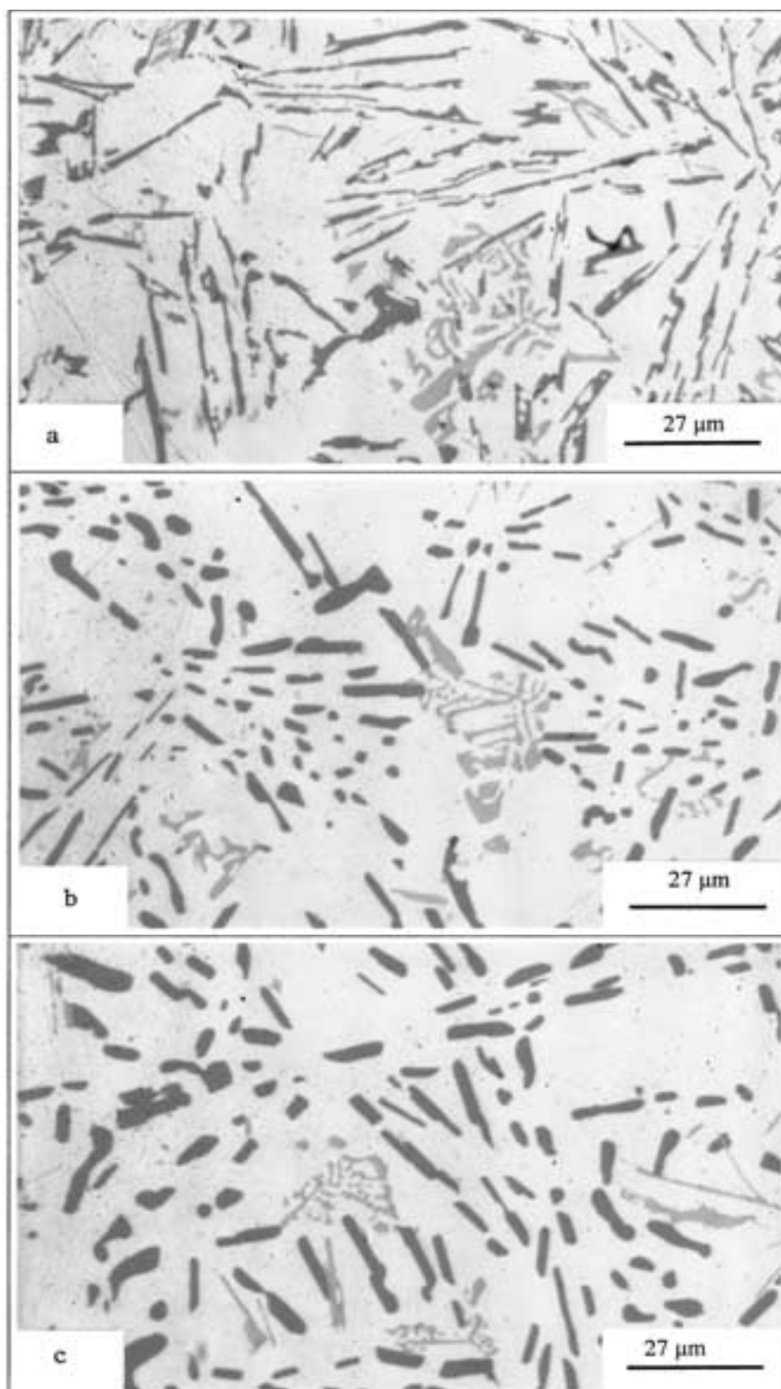
Rys. 1.27. Mikrostruktury pokazujące wpływ obróbki cieplnej na morfologię kryształów krzemu w niemodyfikowanym stopie A413.1: a) 0 h, b) 8 h, c) 24 h. Strzałki wskazują cząstki fazy α -Fe [98].

Efekt sferoidyzacji kryształów krzemu po obróbce cieplnej potęguje czasem dodatek strontu - rysunek 1.28. Dodanie ok. 300 ppm Sr prowadzi do pełnej ich modyfikacji w stanie odlewania. Średnia powierzchnia cząstek krzemu, długość i współczynnik kształtu w stanie lanym zmniejszyły się odpowiednio o 90%, 75% i 30% w porównaniu do stanu po obróbce cieplnej. Np. po 24-godzinny przesycaniu w temperaturze 500°C, średnia powierzchnia cząstek krzemu, długość i współczynnik kształtu zmniejszyły się odpowiednio o 70, 56 i 30% w porównaniu do badanego stopu po obróbce cieplnej. Wartości te pokazują, że połączenie modyfikacji chemicznej i obróbki cieplnej poprawia morfologię i zmniejsza rozmiary cząstek krzemu znacznie bardziej niż sama obróbka cieplna nawet przy dłuższych czasach obróbki.



Rys.1.28. Mikrostruktura pokazujące wpływ czasu przesycańia na morfologię krzemu w stopie AlSi (M1) modyfikowanym Sr: a) 0 h, b) 8 h, c) 24 h [98].

Podobne rozważania przeprowadzono dla niemodyfikowanego stopu AlSi po dodaniu 0,42% MM (stop M2N). Badania wykazały, że morfologia i rozmiar kryształów eutektycznego krzemu - nie wnoszą żadnej znaczącej zmiany (rys. 1.29.) po różnym czasie przesycańia w temperaturze 500°C. Po obróbce cieplnej przez 24 godziny w temperaturze 500°C, średnia długość powierzchni cząstek krzemu, wskaźnik kształtu i gęstość zmieniły się nieznacznie. Można więc stwierdzić, że dodatek magnezu nie wpływa na przemianę krzemu podczas obróbki cieplnej. Innymi słowy, obecność 0,42% Mg praktycznie nie wpływa na procesy fragmentacji i sferoidyzacji kryształów krzemu [97].



Rys.1.29. Mikrostruktura pokazujące wpływ obróbki cieplnej na morfologię krzemu w niemodyfikowanym stopie $AlSi_{0,42}Mg$ (M2N) po: a) 0 h, b) 8 h i c) 24 godz. przesycania [98].

1.7.4. Obróbka cieplna stopów Al-Si-Cu

Jak już wspomniano, jednymi z najlepiej poddających się obróbce cieplnej stopów są stopy Al-Si-Cu, których skład chemiczny przedstawiają tabele 1.5 i 1.6 [99]. Litera S oznacza stopy modyfikowane strontem, natomiast liczby 0, 2, 4 i 6 oznaczają odpowiedni dodatek miszmetalów wynoszącym 0, 2, 4 i 6% mas. W celu rozróżnienia dwóch warunków szybkości chłodzenia przedrostek H został użyty w kodach stopów, aby wskazać odlewy otrzymane przy niskiej szybkości chłodzenia, tj. te, które wykazywały wysoką wartość (H).

Tab.1.5. Skład chemiczny stopów AlSiCu otrzymanych przy dużej szybkości chłodzenia) [99].

Alloy code	Element (wt %)									
	Si	Fe	Cu	Mg	Ti	Sr	Ce	La	Nd	Al
A0	5.58	0.187	3.661	0.007	0.1221	0.0001	<0.0001	0.0096	<0.0001	90.4
A2	6.04	0.2056	3.921	0.0123	0.1229	0.0029	0.1744	0.136	0.0229	89.2
A4	5.53	0.1754	3.621	0.0068	0.1121	0.0003	0.3618	0.2394	0.0502	89.8
A6	6.11	0.2307	4.035	0.0149	0.1248	0.0007	0.613	0.3825	0.0844	88.2
AS0	5.66	0.2320	3.405	0.0114	0.1308	0.0137	<0.0001	0.0133	<0.0001	90.4
AS2	5.59	0.2426	3.551	0.0120	0.1296	0.0138	0.1618	0.1237	0.0264	89.7
AS4	6.17	0.2725	3.661	0.0142	0.128	0.0129	0.3655	0.2447	0.0609	88.9
AS6	5.5	0.1272	3.396	0.0091	0.1159	0.0111	0.4815	0.3104	0.0764	89.7

Tab.1.6. Skład chemiczny stopów AlSiCu otrzymanych przy małej szybkości chłodzenia) [99].

Alloy code	Element (wt %)									
	Si	Fe	Cu	Mg	Ti	Sr	Ce	La	Nd	Al
HA0	5.56	0.1161	3.325	0.0343	0.154	0.0000	<0.0001	0.0096	<0.0001	90.7
HA2	5.55	0.1174	3.277	0.0349	0.1477	0.0001	0.1463	0.117	0.0137	90.5
HA4	5.66	0.1141	3.298	0.0434	0.1602	0.0005	0.3248	0.2253	0.0444	90
HA6	5.38	0.1150	3.165	0.0302	0.1379	0.0003	0.4715	0.3078	0.0679	90.1
HAS0	5.9	0.1216	3.266	0.0362	0.1513	0.0218	<0.0001	0.0137	<0.0001	90.4
HAS2	5.61	0.1177	3.225	0.0329	0.1458	0.0192	0.1557	0.1222	0.0167	90.5
HAS4	5.42	0.1238	3.044	0.0353	0.1597	0.0260	0.3084	0.2146	0.0410	90.5
HAS6	5.77	0.1324	3.336	0.0357	0.1632	0.0158	0.517	0.3350	0.0755	89.4

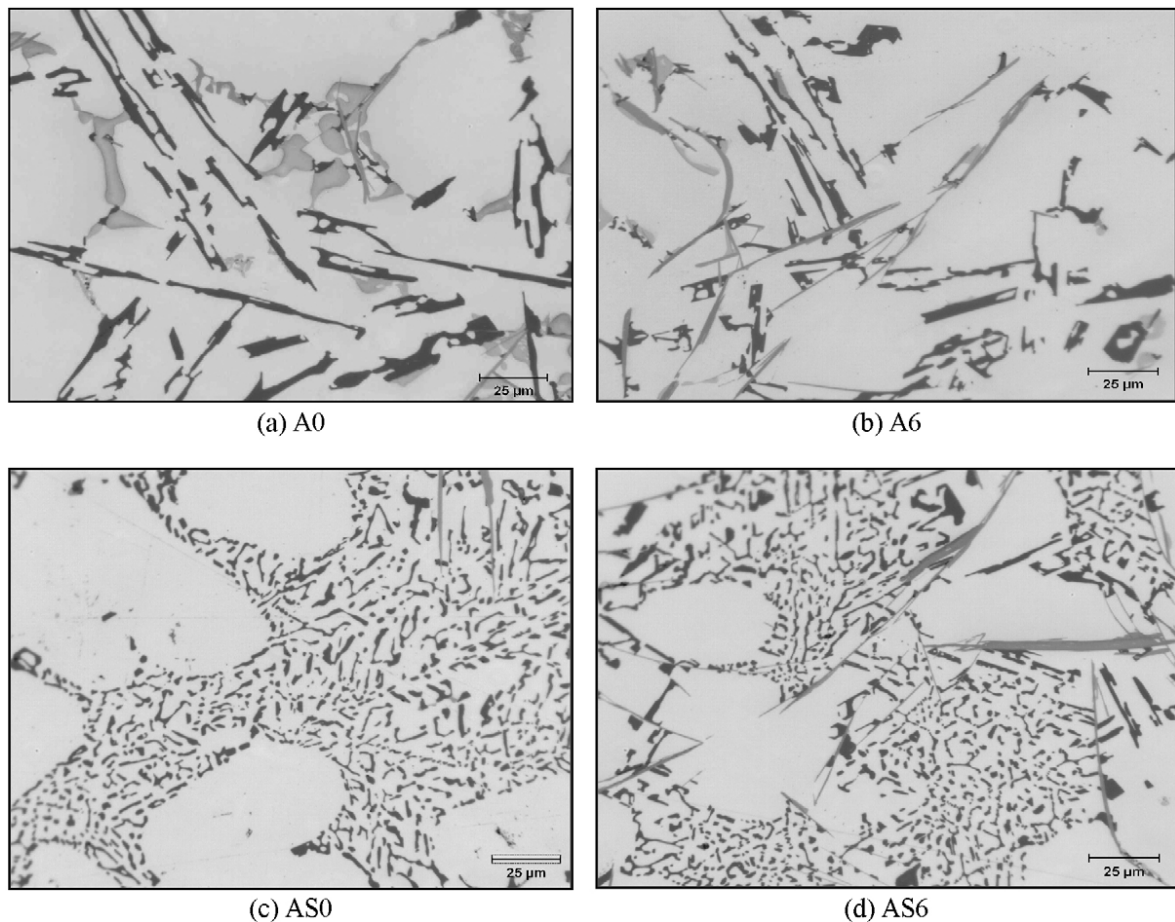
Tabela 1.7 przedstawia charakterystykę cząstek krzemu obserwowaną dla różnych próbek stopu A319,1 w warunkach dużej szybkości chłodzenia w stanie odlewania i po przesycaniu. Przyrostek T w kodach stopów AT i AST odróżnia próbki poddane obróbce cieplnej przesycanej od próbek stopów odlewanych A i AS.

Tab..1.7. Charakterystyka cząstek krzemu w stopie A319.1 przy dużych szybkościach chłodzenia [99].

Alloy code	MM ^a (wt.%)	Particle area (μm^2)		Particle length (μm)		Roundness ratio (%)		Aspect ratio (%)		Density (particles/mm ²)
		Average	S.D.	Average	S.D.	Average	S.D.	Average	S.D.	
A ^a	0%	24.7	50.5	9.55	14.0	58.7	32.5	2.53	1.49	3514
	2%	18.9	34.9	8.06	9.9	55.6	30.4	2.33	1.18	4526
	4%	15.1	27.3	7.18	8.4	55.6	28.9	2.38	1.20	4955
	6%	15.2	28.1	7.38	8.8	56.0	29.5	2.41	1.27	5005
AS	0%	4.2	3.7	3.28	3.14	65.66	25.8	2.03	0.97	32,548
	2%	3.07	4.66	2.84	2.66	68.62	24.9	1.94	0.84	50,640
	4%	3.36	6.61	2.8	3.00	71.3	23.9	1.83	0.74	44,807
	6%	2.35	4.17	2.52	2.43	68.3	24.7	2.01	0.87	42,717
AT	0%	31.1	51.8	10.92	13.7	59.7	30.0	2.49	1.44	2775
	2%	29.9	45.9	9.6	10.44	61.6	28.5	2.20	1.12	3352
	4%	25.1	42.0	8.9	10.72	62.5	28.9	2.23	1.16	3613
	6%	21.9	35.5	8.23	8.98	63.7	27.3	2.26	1.18	3849
AST	0%	8.1	10.2	4.56	4.00	71.3	22.9	1.9	0.83	19,116
	2%	6.8	8.27	3.94	3.33	74.9	20.5	1.77	0.68	19,067
	4%	6.7	8.68	3.89	3.46	74.04	21.0	1.79	0.72	20,355
	6%	7.1	10.8	4.36	4.37	68.6	24.2	2.08	0.98	15,967

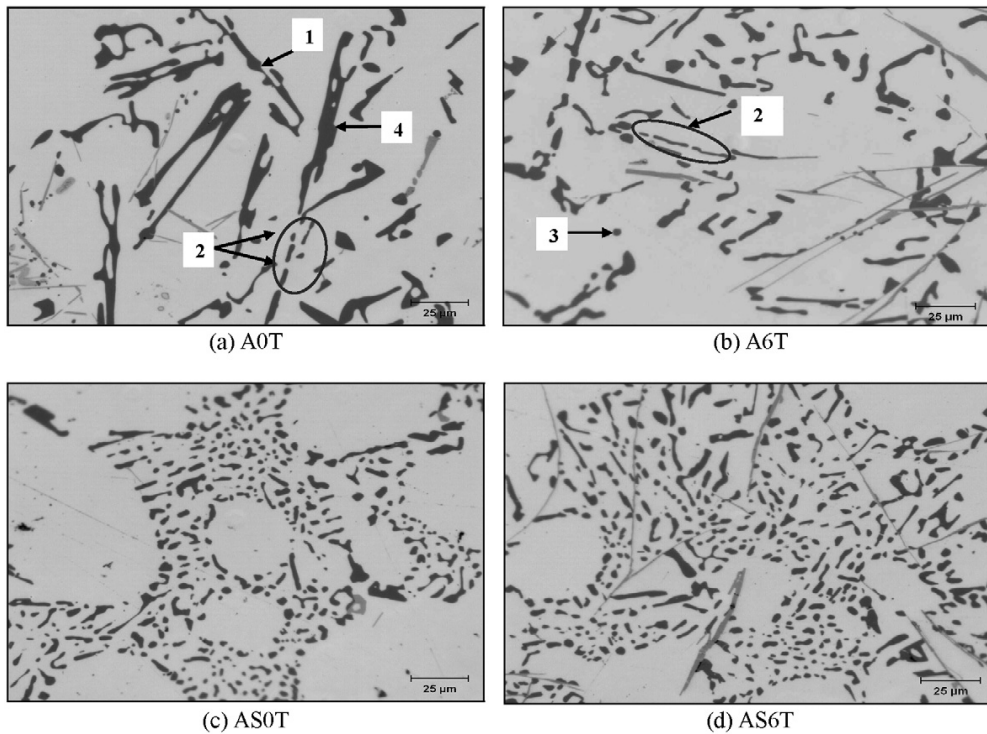
^a A = A319.1 alloy, S = strontium modified, T = solution heat-treated, and MM = mischmetal.

Jak widać z tabeli 1.7 i rysunku 1.30a, eutektyczne kryształy Si mają postać igiełkowatych płytek (tj. o dużej średniej powierzchni i długości). Po wprowadzeniu miszmetalów, wielkość cząstek ulega nieznacznej zmianie, zwłaszcza w przypadku dodatku ok. 4 i 6% mas.. Jak pokazano na rys. 1.30b, dodatek miszmetalów spowodował niejednorodną mikrostrukturę oraz tendencję do lokalizowania się wokół kryształów krzemu faz międzymetalicznych zawierających miszmetal (jasnoszare igły). Wpływ modyfikacji Sr wynika z charakterystyki kryształów krzemu wykazując dla stopu AS (AlSi+Sr), zmniejszenie średniej powierzchni cząstek z 24,7 do 4,2 μm^2 - rysunek 1.30c i tab.1.7. Stwierdzono również, że miszmetal zmniejsza rozmiar kryształów krzemu. Najlepsze wyniki uzyskuje się po dodaniu 6% mas. miszmetalów do stopu AlSi modyfikowanego strontem, gdzie zachodzi znaczne zmniejszenie zarówno kryształów krzemu, jak i pozytywna zmiana ich morfologii [99].

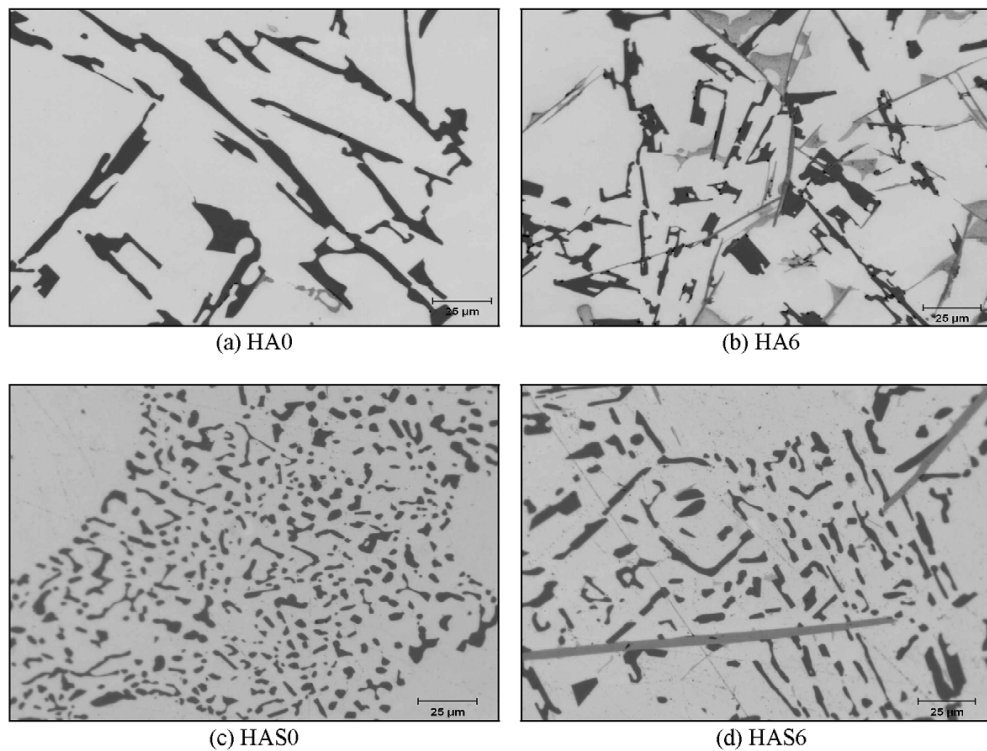


Rys.1.30. Wpływ dodatku miszmetalów (MM) i Sr na morfologię kryształów Si w odlewanych próbkach stopu A319,1 otrzymanych przy dużych szybkościach chłodzenia: a) 0% mas. MM, b) 6% mas. MM, c) modyfikacja strontem oraz d) modyfikacja Sr +6% mas. MM [99].

Rysunek 1.31 przedstawia mikrostruktury różnych stopów AlSiCu po przesycaaniu (495°C/8 godz.). Z badań [99] wynika, że zmniejszenie gęstości eutektycznych kryształów krzemu przed modyfikacją (3514 cząstek/mm²) i po modyfikacji (2775 cząstek/mm²) potwierdza hipotezę, że w stopie niemodyfikowanym małe kryształy krzemu rozpuszczają się w dużych, co z kolei powoduje pogrubienie cząstek zgodnie ze znanym zjawiskiem zwanym wzrost Ostwalda [99].



Rys.1.31. Wpływ obróbki cieplnej rozpuszczającej na morfologię cząstek Si w próbkach stopu A319,1 otrzymanych przy dużych szybkościach chłodzenia: a) 0 wt% MM, b) 6% wt% MM, c) modyfikacja Sr; d) modyfikacja Sr +6% wag. MM. Strzałki oznaczają: 1, przewężenie; 2, fragmentacja; 3, sferoidyzacja; 4, pogrubienie cząstek Si [99].



Rys.1.32. Wpływ dodatku miszmetalów (MM) na morfologię krzemu eutektycznego w odlanych próbkach stopu A319,1 otrzymanych przy niskich szybkościach chłodzenia: a) 0% wag. MM, b) 6% wag. MM, c) modyfikacja Sr i d) modyfikacja 6% mas. MM+Sr [99].

W obrabianym cieplnie stopie A modyfikowanym MM, kryształy krzemu są nieznacznie zmodyfikowane, przy czym wielkość cząstek i współczynnik kształtu zmniejszają się stopniowo wraz ze wzrostem poziomu miszmetalów od 0 do 6% mas. Zgrubienie tych kryształów podczas obróbki cieplnej niweluje jednak korzyści uzyskane dzięki dodaniu miszmetalów, co można zaobserwować porównując rysunki 1.31b i 1.32b. Z drugiej strony, wartości okrągłości i współczynnika kształtu stopów AT są poprawione w wyniku sferoidyzacji cząstek Si z obróbką cieplną. Wzrost gęstości cząstek krzemu z 2775 do 3849 cząstek/mm² wraz ze wzrostem dodatku MM również odzwierciedla efekt modyfikacji miszmetalem.

W przypadku stopów AlSiCu modyfikowanych strontem przesycanie ma wpływ na zwiększenie kryształy krzemu. Obserwuje się wzrost powierzchni i długości w stopie AlSiCu w porównaniu z wartościami odnotowanymi dla stopu w stanie odlanym, podczas gdy okrągłość i proporcje są znacznie lepsze. Po dodaniu miszmetalów do poddanego obróbce cieplnej stopu AST wielkość cząstek i współczynnik kształtu nieco się zmniejszają, podczas gdy okrągłość odpowiednio wzrasta. W związku z tym obecność miszmetalów w badanych stopach zmniejsza zgrubienie kryształy krzemu. Ogólnie rzecz biorąc, znacznie mniejsze gęstości kryształy krzemu i większe wartości odchylenia standardowego w odniesieniu do powierzchni cząstek obserwowane dla stopów przed i po modyfikacji i obróbce cieplnej, wskazują na występowanie zjawiska wzrostu Ostwalda i wynikającego z tego pogrubienia kryształy krzemu.

W stopach modyfikowanych strontem, łączny wpływ MM i strontu jest najwyraźniej korzystny przy dodatku 2% mas. MM, ale szkodliwy przy wyższych zawartościach, gdzie oddziaływanie między miszmetalem i strontem dla powstania związków międzymetalicznych zmniejsza ilość strontu dostępnego do uzyskania odpowiednio wyższy stopień modyfikacji. Zmiany wielkości cząstek, gęstości i okrągłości obserwowane w próbkach poddanych obróbce cieplnej w roztworze, wskazują na fragmentację i sferoidyzację zachodzącą w tym samym czasie, co „pogrubienie” kryształów krzemu [99].

1.7.5. Obróbka cieplna stopów Al-Si-Mg

Obróbka cieplna oraz modyfikacja w przypadku stopów AlSiMg ma również znaczący wpływ na ich strukturę i właściwości mechaniczne [94]. W tabelach 1.8 i 1.9 przedstawiono skład chemiczny stopu A356.2 (AlSiMg), który został poddany różnym wariantom obróbki cieplnej oraz modyfikacji. Przedstawione rezultaty badań obejmowały określenie wpływu na strukturę:

- miszmetalów jako modyfikatora,
- łącznego wpływu strontu i miszmetalów,
- wpływu szybkości chłodzenia i obróbki cieplnej rozpuszczającej na wielkość i morfologię eutektyczne cząstki Si w stopach Al-Si.

Tabela 1.10 przedstawia charakterystykę kryształów krzemu obserwowaną dla różnych próbek stopu A356.2 odlanych w warunkach dużej szybkości chłodzenia, dla stanu po odlaniu (stopy B, BS) i po przesyceniu (stopy BT, BST).

Tab.1.8. Skład chemiczny stopów AlSiMg otrzymanych przy dużej szybkości chłodzenia) [99].

Alloy code	Element (wt %)									
	Si	Fe	Cu	Mg	Ti	Sr	Ce	La	Nd	Al
B0	7.19	0.159	0.0796	0.377	0.1495	0.0003	<0.0001	0.0126	<0.0001	91.9
B2	6.65	0.1204	0.1097	0.3682	0.1124	0.0004	0.1439	0.1240	0.0195	92.2
B4	6.34	0.117	0.1463	0.3742	0.133	0.0004	0.3486	0.2327	0.0475	92.1
B6	6.25	0.1084	0.1776	0.3673	0.1361	0.0005	0.523	0.3331	0.073	91.8
BS0	6.33	0.0795	0.0598	0.3649	0.1367	0.0156	<0.0001	0.0131	<0.0001	93
BS2	6.38	0.0941	0.1084	0.3706	0.1373	0.0151	0.1584	0.1231	0.0252	92.5
BS4	6.51	0.1409	0.1483	0.3682	0.1340	0.015	0.3448	0.2338	0.0552	91.9
BS6	6.08	0.0902	0.1725	0.3692	0.1331	0.014	0.4754	0.3086	0.0795	92.1

Tab.1.9. Skład chemiczny stopów AlSiMg otrzymanych przy małej szybkości chłodzenia) [99].

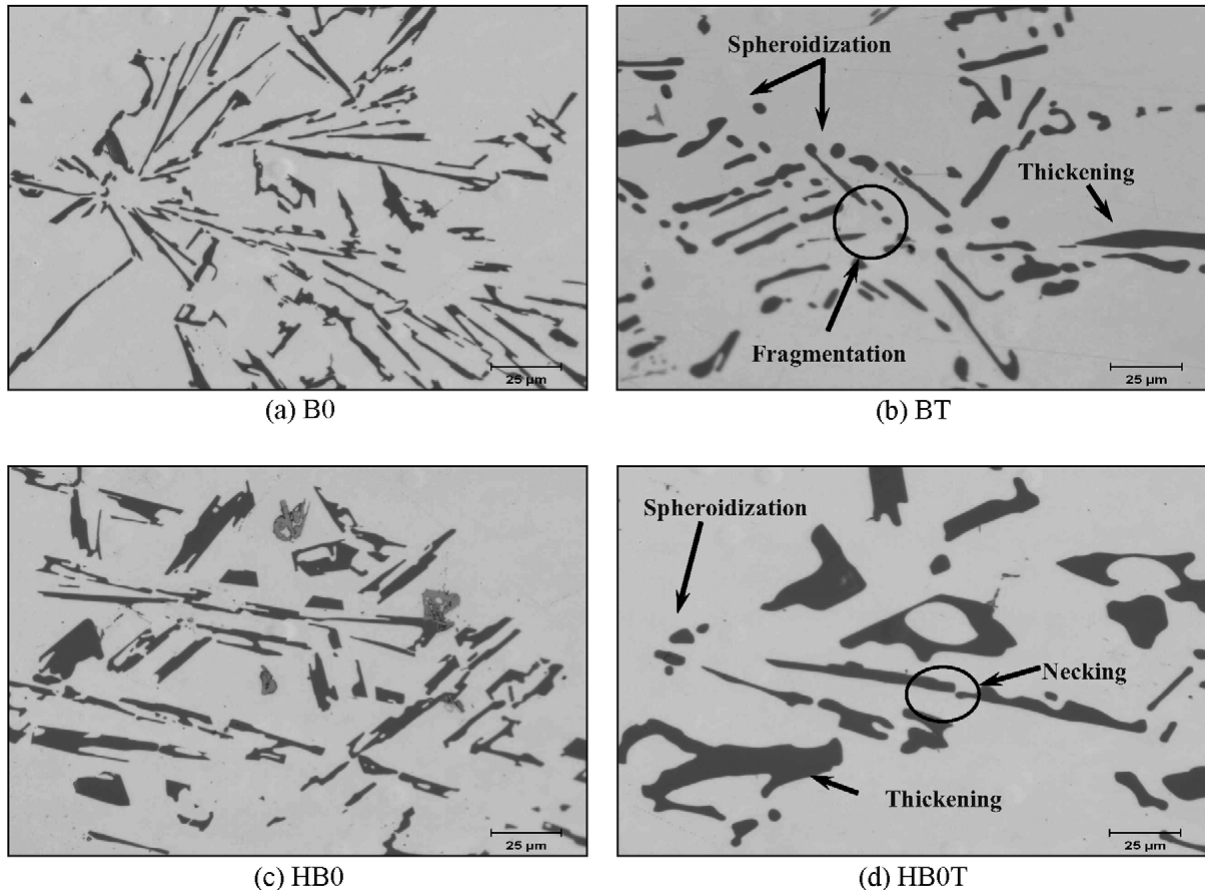
Alloy code	Element (wt %)									
	Si	Fe	Cu	Mg	Ti	Sr	Ce	La	Nd	Al
HB0	6.79	0.1207	0.0628	0.3272	0.1482	<0.000	<0.0001	0.0126	<0.0001	92.5
HB2	6.49	0.1394	0.0728	0.308	0.1334	0.0004	0.1733	0.1356	0.0182	92.4
HB4	6.85	0.1497	0.1138	0.3125	0.1269	0.0006	0.3707	0.2497	0.0496	91.6
HB6	6.69	0.1523	0.1444	0.3168	0.1278	0.001	0.526	0.3429	0.0756	91.4
HBS0	6.19	0.105	0.1221	0.309	0.1376	0.0201	<0.0001	0.0184	<0.0001	93
HBS2	6.19	0.1062	0.1556	0.3097	0.1312	0.0189	0.1753	0.1335	0.0195	92.7
HBS4	6.06	0.1084	0.1845	0.3042	0.1304	0.0149	0.3429	0.2325	0.0462	92.4
HBS6	5.87	0.1063	0.2027	0.3012	0.1283	0.0143	0.4928	0.3214	0.0705	92.3

W stopie niemodyfikowanym (B), eutektyczne kryształy krzemu są duże i przyjmują iglaste kształty - rysunek 1.33a, o małej okrągłości i wysokim współczynniku kształtu. Po dodaniu od 4 do 6% mas. miszmetal obserwuje się nieznaczny spadek wielkości kryształów krzemu i współczynnika kształtu. Niewielki wzrost ich gęstości o ok.19%, wskazuje na częściowy efekt modyfikacji spowodowany dodatkiem miszmetal do stopów AlSiCu [99].

Tab.1.10. Charakterystyka cząstek Si różnych próbek stopu A356.2 uzyskanych przy wysokich szybkościach chłodzenia [99].

Alloy code	MM ^a (wt.%)	Particle area (μm ²)		Particle length (μm)		Roundness ratio (%)		Aspect ratio (%)		Density (particles/mm ²)
		Average	S.D.	Average	S.D.	Average	S.D.	Average	S.D.	
B ^a	0%	15.4	30.3	7.7	10.3	57.1	31.8	2.6	1.6	3916
	2%	17.5	30.7	7.6	8.5	58.2	28.1	2.4	1.2	4178
	4%	13.5	29.3	6.0	8.32	64.8	30.4	2.2	1.1	3579
	6%	11.2	27.2	5.5	7.87	65.3	30.1	2.2	1.2	4659
BS	0%	3.1	4.7	3.0	3.3	67.7	25.4	2.0	0.9	52,469
	2%	1.7	2.9	2.0	1.8	71.9	22.6	1.9	0.8	69,456
	4%	1.2	3.4	1.7	1.8	74.5	22.9	1.9	0.8	81,094
	6%	2.6	4.7	2.3	2.7	69.6	25.6	1.9	0.8	47,384
BT	0%	22.2	27.0	8.4	10.2	69.9	28.6	2.5	1.5	2725
	2%	24.8	38.9	8.3	9.5	65.4	27.1	2.2	1.2	2493
	4%	20.3	38.6	6.9	8.7	67.2	28.2	2.2	1.1	3069
	6%	20.2	37.5	6.9	8.9	68.8	27.6	2.2	1.2	3449
BST	0%	9.1	9.8	4.3	3.6	78.8	18.0	1.7	0.7	15,603
	2%	9.5	11	4.1	3.3	81.5	16.1	1.6	0.5	15,225
	4%	7.2	8.1	3.6	2.8	83.6	15.6	1.6	0.5	19,046
	6%	12.8	15	5.3	4.7	75.0	21.9	1.8	0.9	10,946

^a B = A356.2 alloy, S = strontium modified, T = solution heat-treated, and MM = mischmetal.



Rys.1.33. Wpływ obróbki cieplnej na morfologię cząstek Si w niemodyfikowanym stopie A356.2 otrzymanym przy (a i b) dużych szybkościach chłodzenia oraz (c i d) małych szybkościach chłodzenia dla: (a i c) w stanie odlanym oraz (b i d) po obróbce cieplnej [99].

Charakterystyka drobnych kryształów krzemu wykazywana przez próbki stopu BS jest dowodem na znaczny wpływ modyfikacji strontem. Podczas gdy dodatek ten zmniejsza średnią powierzchnię kryształów krzemu z 15,4 do 3,1 μm^2 , obserwuje się, że miszmetal jeszcze bardziej to potęguje. Najlepsze wyniki osiąga się z dodatkiem 4% mas. miszmetal, gdzie poprawia się zarówno wielkość cząstek, jak i morfologia. Jednak przy dodatku 6% mas. MM kryształy krzemu wykazują niewielki wzrost, co wskazuje na możliwość interakcji miszmetal i strontu. Zmniejsza to skuteczność efektu modyfikacji, o czym świadczy też spadek gęstości kryształów krzemu (o 42%). Rys. 1.33b przedstawia wpływ przesyca (540°C/8h) na morfologię eutektycznych kryształów krzemu w stopie A356.2 bez modyfikacji przy dużych szybkościach chłodzenia (stop B0T). Wydaje się, że eutektyczne kryształy krzemu są stosunkowo niewrażliwe na obróbkę cieplną w roztworze i nadal zachowują swój duży rozmiar. Pomimo faktu, że kryształy te ulegają częściowej fragmentacji i sferoidyzacji, niektóre z nich wydają się być gruboziarniste. Wzrost średniej powierzchni kryształów krzemu o ok. 44% wydaje się być wynikiem ich pogrubienia, gdzie następuje wzrost ich szerokości [99], co widać z porównania rysunków 1.33a i 1.33b. Pogrubienie to jest jeszcze bardziej widoczne w próbkach uzyskanych przy niskich szybkościach chłodzenia (HB0 i HB0T), - rysunki 1.33c i 1.33d. Jak widać z tabeli 1.11, eutektyczne kryształy krzemu w stopie HB otrzymane przy niskiej szybkości chłodzenia są stosunkowo grube, ze średnią powierzchnią ok. 37,2 μm^2 . Warunki niskiej szybkości chłodzenia zapewniają więcej czasu na

ich pogrubienie. Po dodaniu miszmetal do niemodyfikowanych stopów HB nieznaczny spadek wartości średniej długości kryształów krzemu, wydłużenia i poprawa współczynnika okrągłości potwierdzają częściowy pozytywny wpływ miszmetal na kryształy krzemu.

Tab.1.11. Charakterystyka kryształów krzemu różnych próbek stopu A356.2 uzyskanych przy małych szybkościach chłodzenia [99].

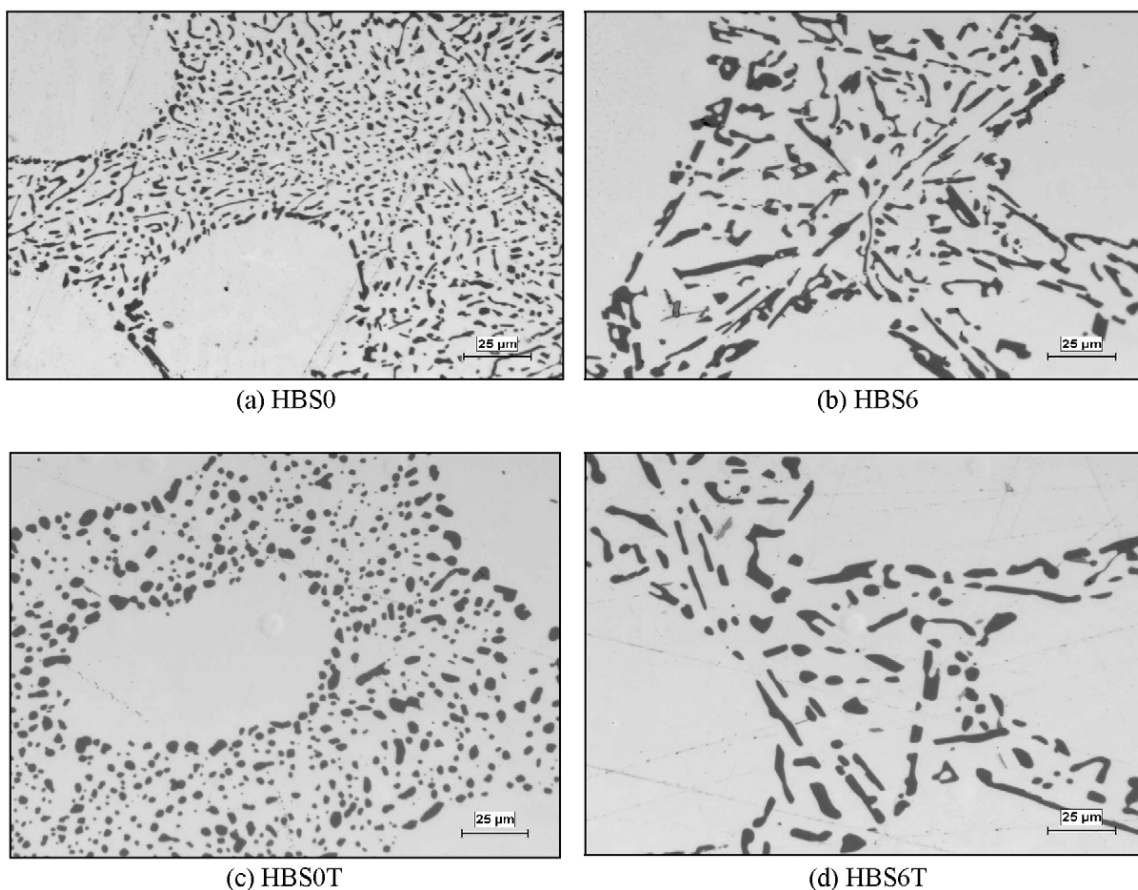
Alloy code	MM ^a (wt.%)	Particle area (μm ²)		Particle length (μm)		Roundness ratio (%)		Aspect ratio (%)		Density (particles/mm ²)
		Average	S.D.	Average	S.D.	Average	S.D.	Average	S.D.	
HB	0%	37.2	100	9.6	19.7	67.4	33.2	2.3	1.4	2780
	2%	36.0	108	8.5	18.9	71.3	30.1	2.0	1.1	2426
	4%	37.9	122	8.8	20.3	71.4	30.2	2.0	1.1	2111
	6%	36.3	115	7.7	17.2	71.5	30.2	1.9	1.0	2756
HBS	0%	3.7	4.7	3.3	3.0	67.8	23.6	2.1	0.9	36,092
	2%	4.2	5.4	3.3	3.1	71.3	22.8	2.0	0.9	30,705
	4%	14.3	16.9	8.2	8.5	57.3	28.2	2.2	1.1	6857
	6%	16.0	22.8	7.5	7.6	56.3	27.6	2.4	1.2	8859
HBT	0%	79.1	108	19.4	20.0	50.5	29.1	2.8	1.6	1391
	2%	76.3	125	18.4	25.7	60.2	32.0	2.4	1.4	968
	4%	67.9	134	13.6	21.7	67.1	32.5	2.1	1.1	1521
	6%	48.6	115	10.7	20.7	69.4	30.7	2.2	1.2	2027
HBST	0%	5.1	5.6	2.9	1.8	79.6	16.9	1.6	0.9	32,449
	2%	6.9	8.3	3.6	2.9	71.3	20.2	1.6	0.7	22,407
	4%	14.0	14.6	9.0	8.5	63.3	27.3	2.2	0.9	3986
	6%	9.2	15.6	4.3	6.5	78.7	25.7	1.8	0.9	13,848

^a B = A356.2 alloy, S = strontium modified, T = solution heat-treated, MM = miszmetal, and H = slowly cooled inside the furnace.

Z tabeli 1.11 wynika, że cząstki krzemu są rozdrabniane do około dwukrotnie większych rozmiarów dla niemodyfikowanego stopu HB podczas przesycania (540°C/8 godz.). Zatem początkowa wielkość cząstek krzemu może być uważana za ważny czynnik, ponieważ odgrywa znaczącą rolę w określaniu zmiany wielkości i morfologii cząstek krzemu podczas obróbki cieplnej. Ten wzrost wielkości kryształów krzemu można przypisać wzrostowi grubości cząstek [99].

Rysunek 1.34 pokazuje wpływ dodatku Sr i MM na wielkość i morfologię eutektycznych cząstek Si w stopie A356.2, zarówno w warunkach odlewania, jak i przesycania. Dodatek Sr do niemodyfikowanych stopów HB powoduje pełną modyfikację cząstek Si, jak pokazano na rysunku 11(a) i jak przedstawiono w tabeli 11, gdzie obserwuje się spadek średniej powierzchni cząstek Si z 37,2 do 3,7 μm² dla stopu HBS-0 MM modyfikowanego Sr oraz do 4,2 μm² dla stopu HBS zawierającego 2% wag. miszmetal. Dodatek 6% wag. miszmetal zwiększa średni rozmiar cząstek do 16 μm, a także zmienia morfologię cząstek, jak widać na rysunku 1.34(b). Gwałtowny spadek współczynnika okrągłości i gęstości cząstek (~75%, z tabeli 1.11) sugerowałby, że dodanie miszmetal do stopów HBS modyfikowanych strontem zużywa stront i zmniejsza jego skuteczność jako modyfikatora kryształów krzemu [99].

Jak widać w tabeli 1.12, eutektyczne kryształy krzemu próbek stopu HB otrzymane przy niskiej szybkości chłodzenia są stosunkowo grube, ze średnią powierzchnią ~37,2 μm². Warunki niskiej szybkości chłodzenia zapewniają więcej czasu na zgrubienie cząstek Si. Po dodaniu miszmetal do niemodyfikowanych stopów HB nieznaczny spadek wartości średniej długości cząstek i wydłużenia oraz poprawa współczynnika okrągłości potwierdzają częściowy wpływ miszmetal na kryształy krzemu.



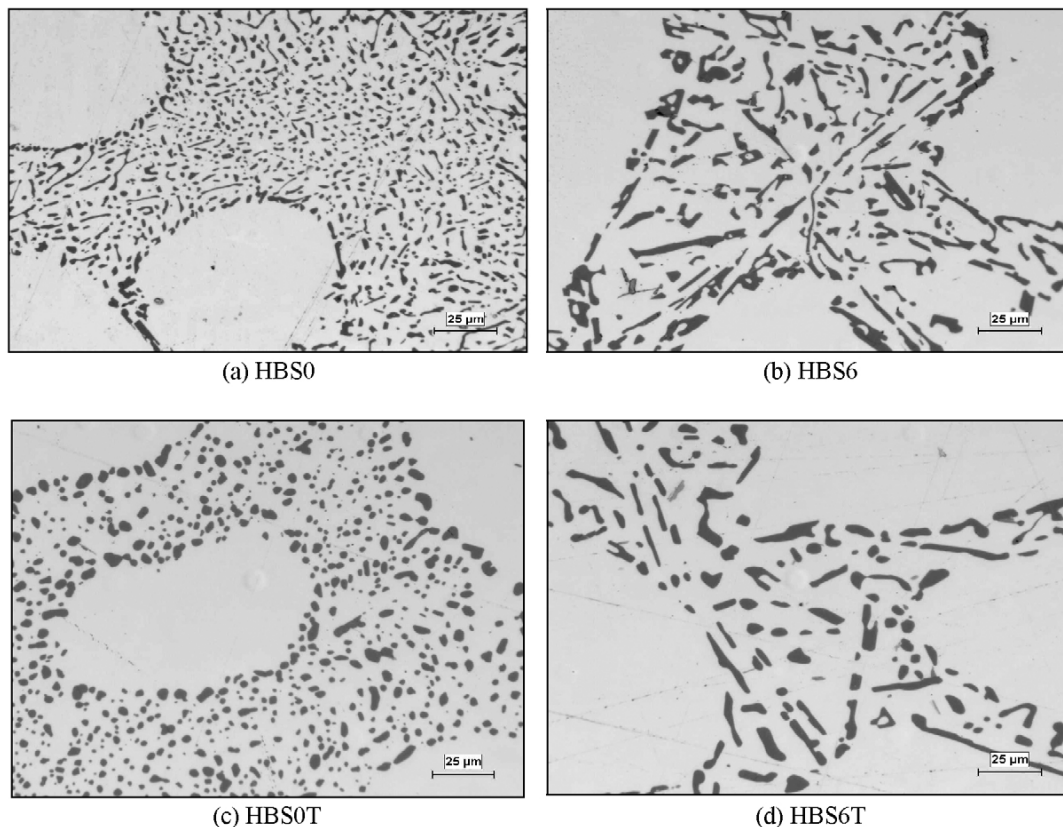
Rys. 1.34. Wpływ obróbki cieplnej na morfologię kryształów krzemu w próbkach stopu A356,2 modyfikowanego Sr otrzymanych przy niskich szybkościach chłodzenia: a) 0%, b) 6% MM w stanie odlanym oraz c) 0%, d) 6% MM po obróbce cieplnej [99].

Tab.1.12. Charakterystyka kryształów krzemu w różnych próbkach stopu A356.2 uzyskanych przy małych szybkościach chłodzenia [99].

Alloy code	MM ^a (wt.%)	Particle area (μm ²)		Particle length (μm)		Roundness ratio (%)		Aspect ratio (%)		Density (particles/mm ²)
		Average	S.D.	Average	S.D.	Average	S.D.	Average	S.D.	
HB	0%	37.2	100	9.6	19.7	67.4	33.2	2.3	1.4	2780
	2%	36.0	108	8.5	18.9	71.3	30.1	2.0	1.1	2426
	4%	37.9	122	8.8	20.3	71.4	30.2	2.0	1.1	2111
	6%	36.3	115	7.7	17.2	71.5	30.2	1.9	1.0	2756
HBS	0%	3.7	4.7	3.3	3.0	67.8	23.6	2.1	0.9	36,092
	2%	4.2	5.4	3.3	3.1	71.3	22.8	2.0	0.9	30,705
	4%	14.3	16.9	8.2	8.5	57.3	28.2	2.2	1.1	6857
	6%	16.0	22.8	7.5	7.6	56.3	27.6	2.4	1.2	8859
HBT	0%	79.1	108	19.4	20.0	50.5	29.1	2.8	1.6	1391
	2%	76.3	125	18.4	25.7	60.2	32.0	2.4	1.4	968
	4%	67.9	134	13.6	21.7	67.1	32.5	2.1	1.1	1521
	6%	48.6	115	10.7	20.7	69.4	30.7	2.2	1.2	2027
HBST	0%	5.1	5.6	2.9	1.8	79.6	16.9	1.6	0.9	32,449
	2%	6.9	8.3	3.6	2.9	71.3	20.2	1.6	0.7	22,407
	4%	14.0	14.6	9.0	8.5	63.3	27.3	2.2	0.9	3986
	6%	9.2	15.6	4.3	6.5	78.7	25.7	1.8	0.9	13,848

^a B = A356.2 alloy, S = strontium modified, T = solution heat-treated, MM = mischmetal, and H = slowly cooled inside the furnace.

Rysunek 1.35 pokazuje wpływ dodatku Sr i MM na wielkość i morfologię eutektycznych kryształów krzemu w stopie A356.2 w warunkach po odlewaniu i po przesycaaniu. Dodatek strontu do niemodyfikowanych stopów HB powoduje modyfikację kryształów krzemu (rys. 1.35a) i zmniejszenie średniej powierzchni kryształów krzemu z $37,2$ do $3,7 \mu\text{m}^2$ dla stopu HBS-0 MM modyfikowanego strontem i do $4,2 \mu\text{m}^2$ dla stopu zawierającego 2% mas.MM. Dodatek 6% mas.MM zwiększa średni rozmiar cząstek do $16 \mu\text{m}$, a także zmienia morfologię cząstek - rysunek 1.35b. Gwałtowny spadek współczynnika okrągłości i gęstości cząstek ($\sim 75\%$ - tab. 1.12) sugeruje, że miszmetal w stopach HBS modyfikowanych strontem zużywa stront i zmniejsza jego skuteczność jako modyfikatora kryształów krzemu [99].

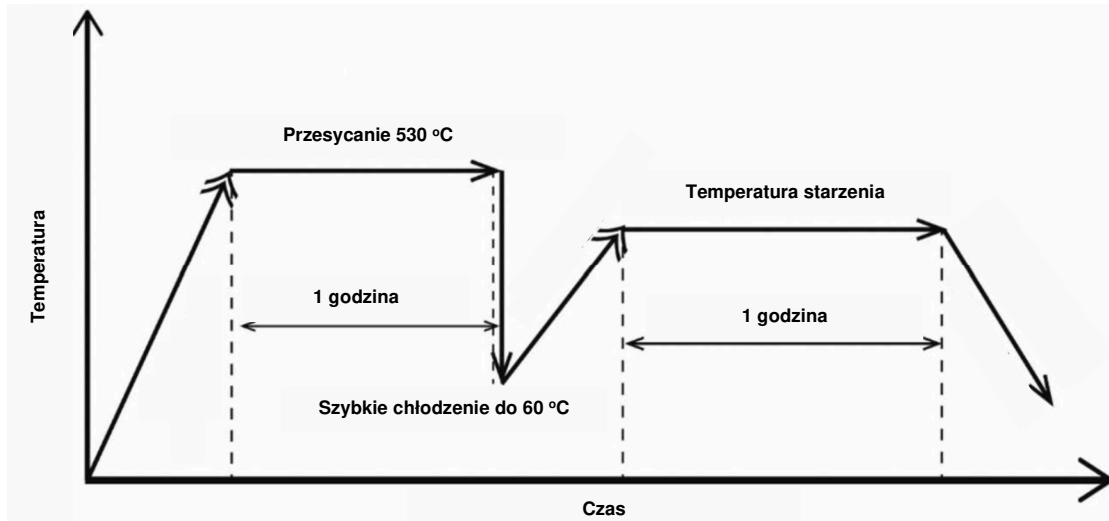


Rys. 1.35. Wpływ obróbki cieplnej na morfologię cząstek Si w próbkach stopu A356,2 modyfikowanego Sr otrzymanych przy niskich szybkościach chłodzenia: a) 0%, b) 6%MM w stanie odlanym oraz c) 0%, d) 6%MM w stanie po obróbce cieplnej [99].

1.7.6. Obróbka cieplna stopów Al-Si-Cu-Ni-Mg odlewanych ciśnieniowo

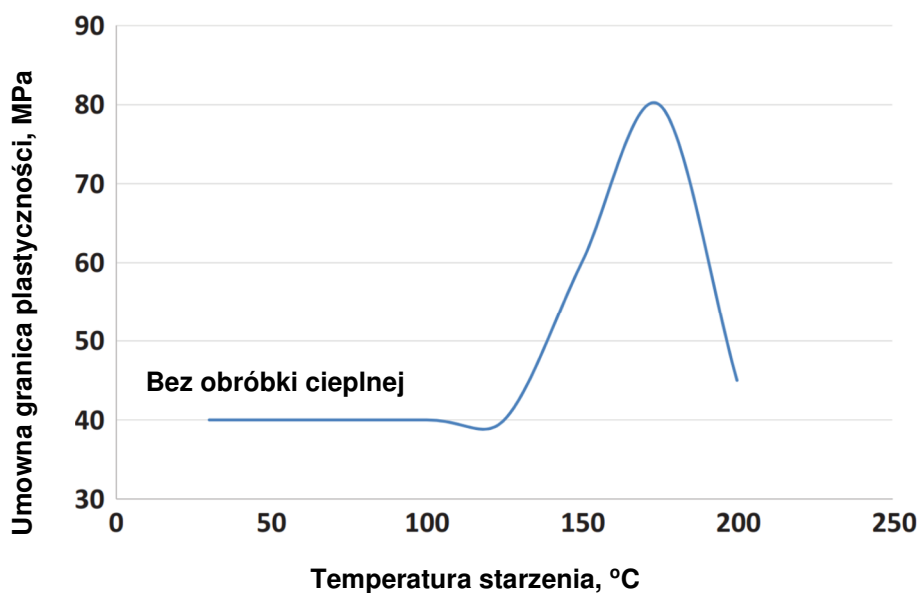
Właściwości stopów AlSiCuNiMg można poprawić poprzez odpowiednią obróbkę cieplną. Zgodnie z danymi zawartymi w literaturze [100, 101] realizowany jest cykl obróbki cieplnej T6. Stop jest przesycający, hartowany, a następnie poddawany starzeniu i utwardzaniu. Spowoduje to najpierw dysocjację stref bogatych w magnez, a następnie homogenizację magnezu oraz krzemu poprzez dyfuzję. Hartowanie odbywa się w gorącej wodzie, aby uzyskać przesycone cząstki substancji rozpuszczonej, które pomogą w osiągnięciu wysokiej wytrzymałości podczas starzenia. Starzenie odbywa się zwykle w niskich temperaturach, aby wytworzyć wysokowytrzymałe drobne zarodki, które wzmacniają miękką osnowę

aluminiową. Różne badania wykazały, że maksymalną granicę plastyczności osiąga się, gdy stopy aluminium są utwardzane starzeniowo w zakresie od 170 do 210°C. Rozpuszczanie prowadzone jest przez ok. godzinę w 300°C dla uzyskania homogenizacji. Następnie występuje hartowanie w ciepłej wodzie w temperaturze 60 do 70°C. Starzenie prowadzone jest w temperaturach od 100°C do 200°C, w odstępach co 25°C, ponownie przez okres 1 godziny, aby uzyskać dobrą twardość, co skutkuje poprawą wytrzymałości. Schematyczna ilustracja całego cyklu obróbki cieplnej stopów AlSiCuNiMg (AC8H) została przedstawiona na rysunku 1.36.



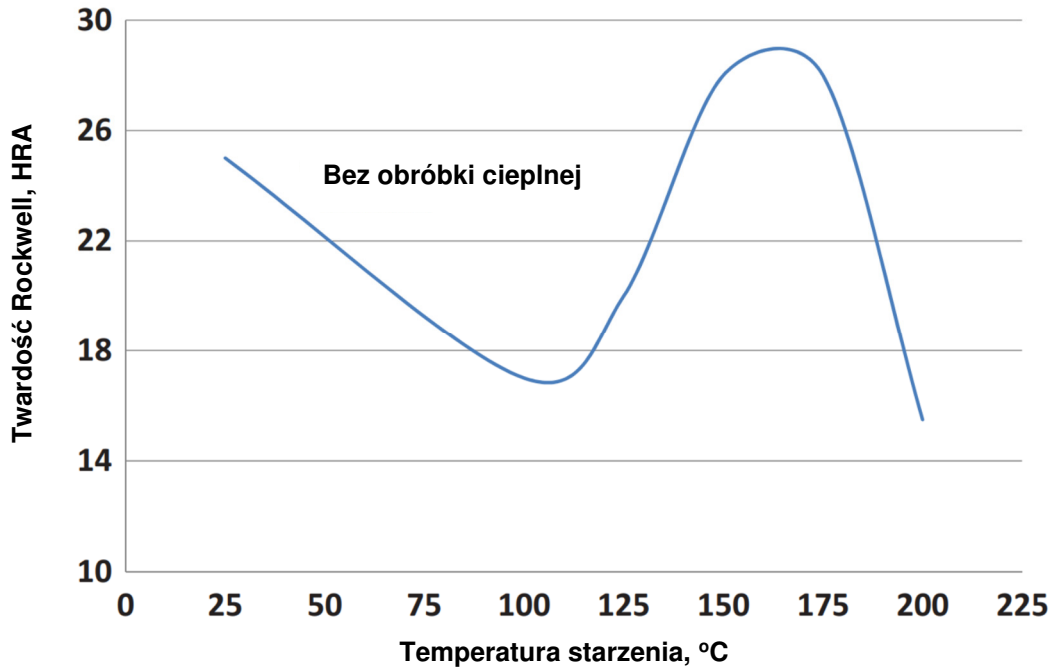
Rys.1.36. Cykl obróbki cieplnej dla stopu aluminium AC8H [100].

Na rysunku 1.37 przedstawiono graficznie wartości granicy plastyczności dla próbek, które zostały utwardzone starzeniowo w różnych temperaturach. Granica plastyczności pozostaje prawie taka sama (40MPa) w temperaturach starzenia 100 i 125°C, jak w przypadku stopu niepoddanego obróbce cieplnej. Następnie, granica plastyczności rośnie ze starzeniem w 125°C i osiąga maksymalną wartość w temperaturze starzenia 175°C. Po utwardzeniu wydzieleniowym w temperaturze 200°C granica plastyczności zaczyna spadać.



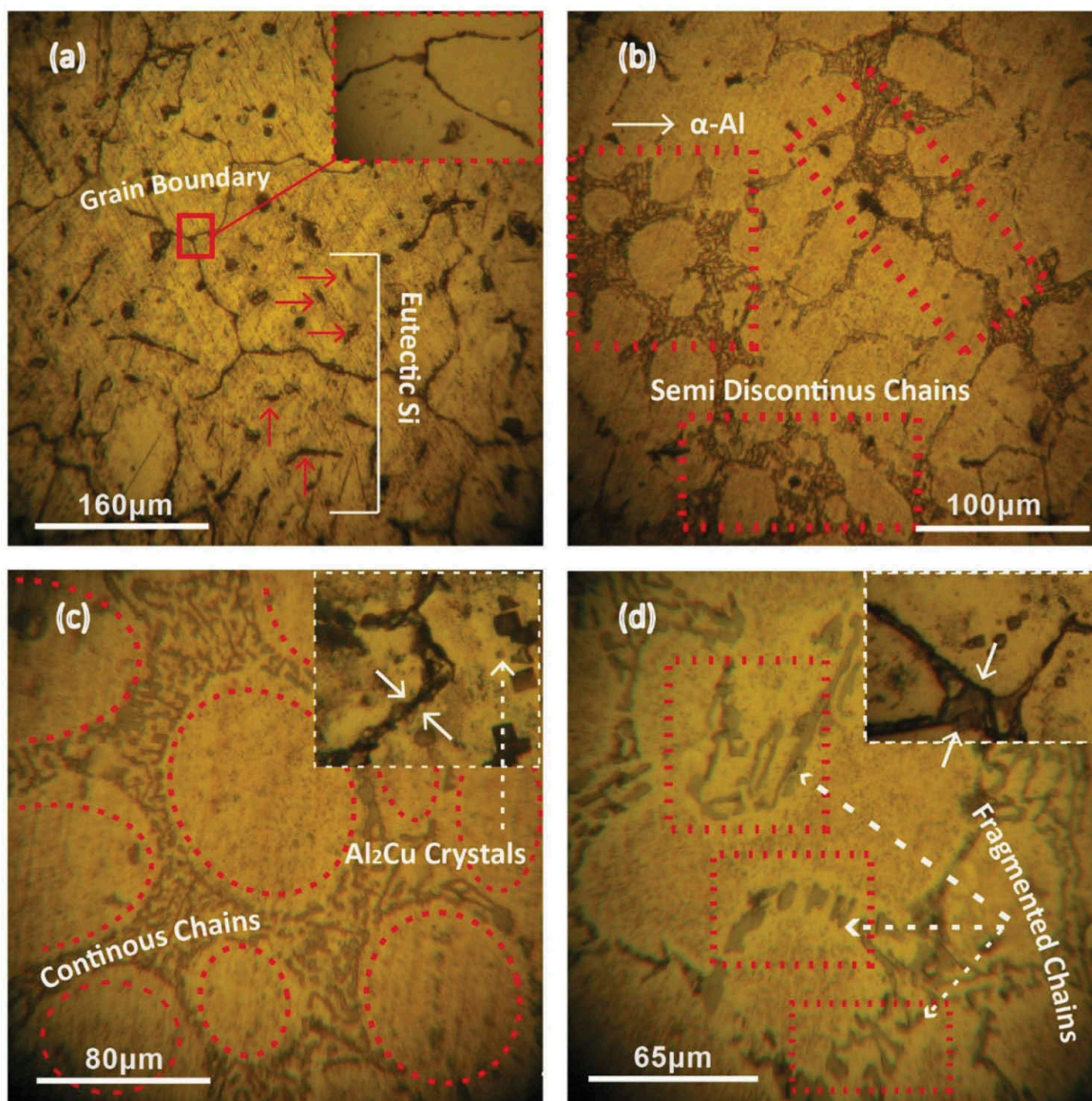
Rys.1.37. Zmiana granicy plastyczności w zależności od temperatury starzenia [100].

Przyczyną wzrostu wytrzymałości jest twardość wydzielań. Podczas starzenia dyfundowane pierwiastki zamieniają się w wydzielenia, a związane z tym zmiany mikrostruktury odpowiadają za umocnienie. Temperatury starzenia 100°C i 125°C nie wystarczają do wytrącenia fazy dyfuzyjnej, dlatego brak jest zmiany granicy plastyczności. W temperaturze 150°C osiągnęty jest próg powstawania wydzielań, co trwa do temperatury ok. 175°C. Jednak w 175°C następuje przekształcenie fazy β'' w fazę β' , co skutkuje spadkiem wytrzymałości. Obserwacje te wskazują, iż temperatura starzenia powinna mieścić się w zakresie od 150 do 175°C dla stopów aluminium o dużej zawartości krzemu [101]. Zmianę twardości w zależności od temperatury starzenia przedstawiono na rysunku 1.38. Początkowa wartość twardości próbki bez obróbki cieplnej wynosi 25HV. Następnie maleje do 17HV podczas początkowego starzenia, zaczyna rosnąć i osiąga maksymalną wartość 28 HV dla starzenia w temperaturze 175°C, a ostatecznie spada do 15HV w 200°C. Trend zmienności jest podobny jak dla granicy plastyczności, z powodu początkowej utraty utwardzenia, a następnie rośnie z powodu utwardzenia wydzieleniowego [100].



Rys.1.38. Zmiana twardości w zależności od temperatury starzenia [100].

Analiza mikrostruktury stopu pozwala określić wpływ obróbki termicznej na właściwości mechaniczne stopu AC8H. Mikrofotografie dla różnych temperatur starzenia przedstawiono na rysunku 1.39. Mikrostruktura po przesyleniu (rys. 1.39a) składa się z dendrytycznej osnowy granic ziaren α -Al z eutektyczną morfologią płytkową kryształów krzemu. Choć wszystkie wydzielenia Al_2Cu rozpuszczają się w osnowie w tej temperaturze, niektóre nierozpuszczone okrągłe cząstki wykazują obecność wydzielen Al_7FeCu_2 . Stop ten stosowany jest w produkcji różnych części samochodowych w procesie odlewania ciśnieniowego. Zwykły dodatek niklu zapewnia lepsze właściwości w podwyższonych temperaturach. Fazy Al_3Ni , Al_3CuNi i Al_7Cu_4Ni mogą powstawać w stopie Al-Si-Cu w zależności od zawartości niklu i temperatury obróbki. Rysunek 1.39b przedstawia strukturę w temperaturze starzenia 150°C. Wzdłuż granic ziaren tworzą się połączone ze sobą tzw. łańcuchy półnieciągłych, eutektycznych kryształów krzemu wraz z fazą Al_2Cu . Po obróbce do stanu T6 typowy eutektyczny krzem zmienia się z długiej struktury płytkowej lub płytkowej na krótkie (ok 5 μ m) w równe płatki.



Rys.1.39. Mikrostruktura stopu AlSiCuNiMg: a) bez obróbki cieplnej, b) temperatura starzenia 150°C c) temperatura starzenia 175°C; d) temperatura starzenia 200°C [100].

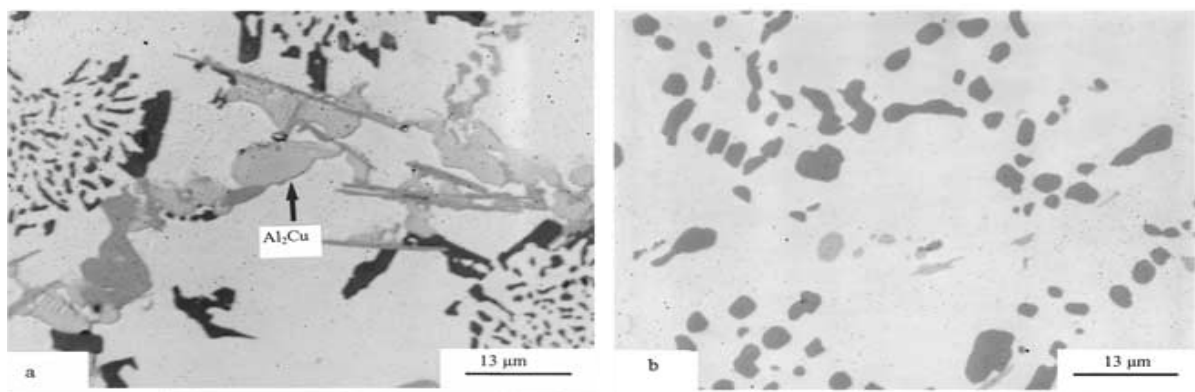
Ta korzystna zorientowana morfologia zapewnia mechanizm wzmacniania granic ziaren pod działaniem przyłożonego obciążenia. Jest to zgodne z rosnącymi wartościami obserwowanych właściwości mechanicznych. Mikrostruktura dla temperatury starzenia 175°C (rys. 1.39c) wykazuje znacznie bardziej jednorodne i ciągłe połączone ze sobą eutektyczne łańcuchy Si. Daje to optymalne właściwości mechaniczne w przeprowadzonych testach. W temperaturze 200°C na rysunku 1.39d widoczne są fragmentaryczne i nieciągłe łańcuchy, co skutkuje malejącą udarnością. Podobnie jak w przypadku stopów utwardzalnych Al-Si-Cu, obróbka starzeniowa spowodowała przekształcenie stref GP w fazę przejściową, powodując powstawanie wydzielen z roztworu stałego α -Al. Te wytrącenia oddzielają się od fazy osnowy i segregują w pobliżu granic ziaren lub nowo utworzonych granic faz, próbując osiągnąć nowe położenie równowagi. Proces ten powoduje jednak zmniejszenie twardości osnowy α -Al, a dalszy wzrost temperatury starzenia zmniejsza właściwości mechaniczne na skutek zagęszczania - koalescencji wcześniej powstałych wydzielen i faz międzymetalicznych.

Widać to w powiększonej mikrostrukturze na rysunku 1.39c,d. Ze względu na obecność dużej zawartości Cu (4,5–5%) i Ni (0,2–0,5) cykl starzenia termicznego w wysokiej temperaturze (200°C) powoduje pogrubienie i zmianę kształtu twardej fazy θ -Al₂Cu. Jest to przyczyną pogorszenia właściwości mechanicznych (granicy plastyczności, udarności, twardości) z temperatury 175 do 200°C [100].

1.7.7. Wpływ obróbki cieplnej na fazy międzymetaliczne

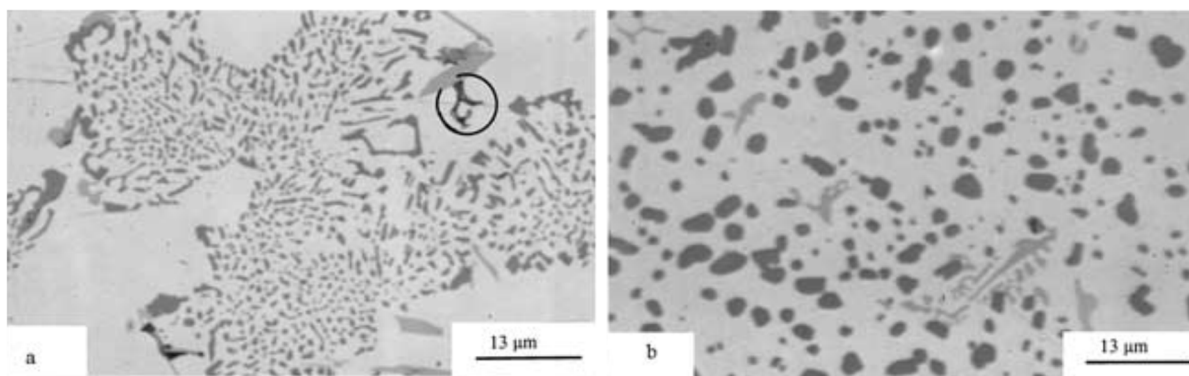
1.7.7.1. Faza międzymetaliczna Mg₂Si

Rozpuszczanie cząstek Mg₂Si zależy od temperatury i czasu. Rozpuszczalność magnezu oraz krzemu w osnowie α (Al) rośnie z temperaturą. Homogenizacja w celu zminimalizowania segregacji pierwiastków stopowych w odlewie aluminiowym jest determinowana przez temperaturę roztworu i odstęp ramion dendrytów w mikrostrukturze odlewu. Według badań [98] maksymalna rozpuszczalność magnezu w stopach Al-Si w temperaturze 500°C (w warunkach równowagi) wynosi <0,52%, czyli znacznie więcej niż procentowy udział magnezu stosowany w omawianych stopach. Mikrostruktury dwóch stopów zawierających Mg (stopów M2N i M2) zbadano za pomocą mikroskopii optycznej. Na rysunkach 1.40 i 1.41 przedstawiono mikrofotografie niemodyfikowanego stopu M2N i zmodyfikowanego stopu M2 w stanie surowym oraz po 8 h/500°C.



Rys.1.40. Mikrostruktura przedstawiające całkowite rozpuszczenie fazy Al₂Cu podczas przesycania stopu M3: (a) stan po odlaniu oraz (b) po przesycaniu przez 8 h w temperaturze 500°C [98].

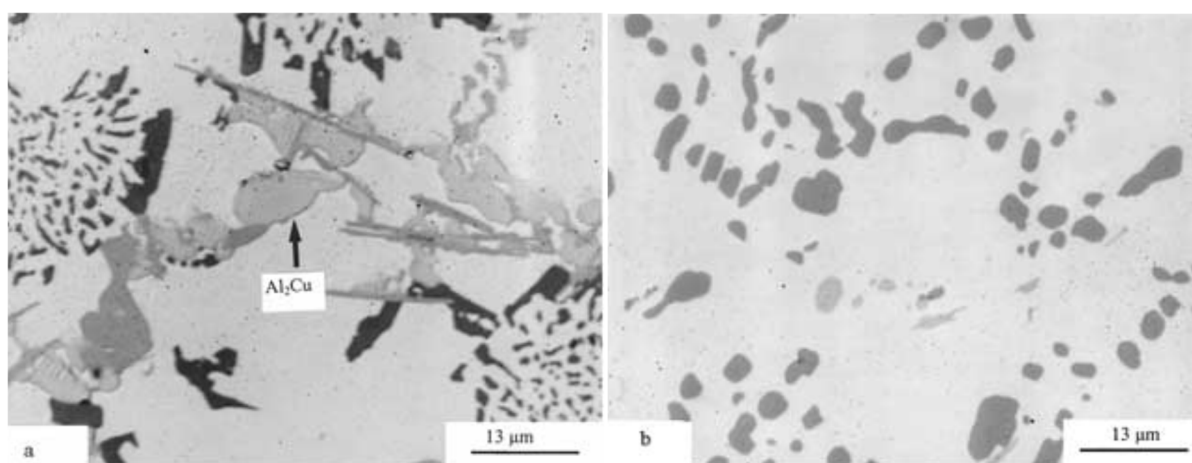
Jak widać na rysunku 1.40a, faza Mg₂Si wytrąca się w postaci dużych cząstek pisma chińskiego w niemodyfikowanym stopie. Dodatek 260 ppm Sr spowodował modyfikację zarówno cząstek fazy eutektycznej krzemu, jak i Mg₂Si (rys. 1.41a). Po przesyceniu tych dwóch stopów przez 8 godzin w temperaturze 500°C nastąpiło całkowite rozpuszczenie Mg₂Si, niezależnie od jego pierwotnego kształtu i wielkości, jak pokazano na rysunkach 1.40b i 1.41b. Należy również zauważyć, że kryształy krzemu na rysunku 1.41b odpowiadające stopowi M2 są stosunkowo większe niż te widoczne na rysunku 1.41b dla stopu M1, do którego nie dodano magnezu [98].



Rys. 1.41. Mikrostruktury przedstawiające rozpuszczanie cząstek fazy Mg_2Si w niezmodyfikowanym stopie M2: (a) stan po odlaniu oraz (b) po obróbce cieplnej przez 8 h w temperaturze $500^\circ C$ [98].

1.7.7.2. Faza międzymetaliczna Al_2Cu

Faza ta wytrąca się podczas krzepnięcia w różnych postaciach (tj. blokowej, eutektycznej lub jako mieszanina obu typów) w zależności od szybkości chłodzenia i warunków modyfikacji [98]. Faza Al_2Cu ma niską temperaturę topnienia. W odlewanych stopach Al-Si-Cu ulega miejscowemu topieniu gdy temperatura przesycania osiągnie ok. $495^\circ C$, ograniczając w ten sposób konwencjonalną jednoetapową obróbkę przesycania. Dlatego temperatura roztworu musi być niższa niż temperatura topnienia Al_2Cu , aby uniknąć jakiegokolwiek początkowego topnienia. Inna metoda zalecana do rozwiązania tego problemu polega na obróbce dwuetapowej, w której po pierwszym etapie następuje drugi etap w temperaturze powyżej $495^\circ C$. Rysunek 1.42a pokazuje obecność fazy Al_2Cu w stopie M3 modyfikowanym strontem w stanie po odlaniu, natomiast 2.19b pokazuje prawie całkowite rozpuszczenie się fazy po przesyceniu przez 8 h w temperaturze $500^\circ C$. Strzałka na rysunku 1.42b wskazuje na ślady nierozpuszczonych cząstek Al_2Cu [98].

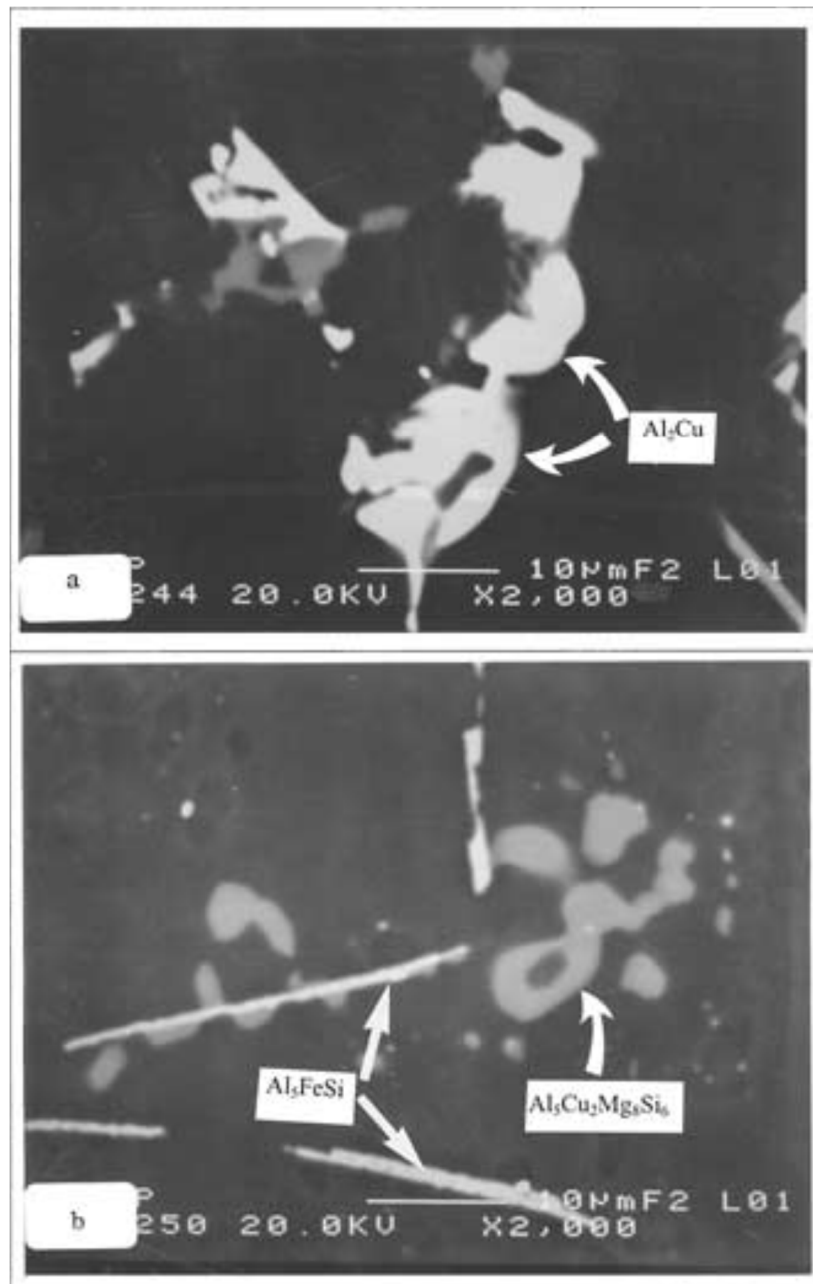


Rys. 1.42. Mikrostruktury przedstawiające całkowite rozpuszczenie fazy Al_2Cu podczas przesycania stopu: (a) stan po odlaniu i (b) po przesycaniu przez 8 h w $500^\circ C$ [98].

1.7.7.3. Faza międzymetaliczna Al-Cu-Mg-Si

W stopach Al-Si-Cu-Mg wytrącanie fazy $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ ma miejsce pod koniec reakcji eutektycznej Al- Al_2Cu [98]. Temperatura i kształt jej powstawania związane są głównie ze stężeniem magnezu oraz zastosowanym tempem chłodzenia. W większości przypadków faza

ta występuje w postaci małych cząstek wyrastających ze skupisk cząstek Al_2Cu , jak pokazano na rysunku 1.43a. Interesujące jest obserwowanie utrzymywania się tej fazy po 24-godzinnej obróbce cieplnej w roztworze, jak pokazano na rysunku 2.20b [98].



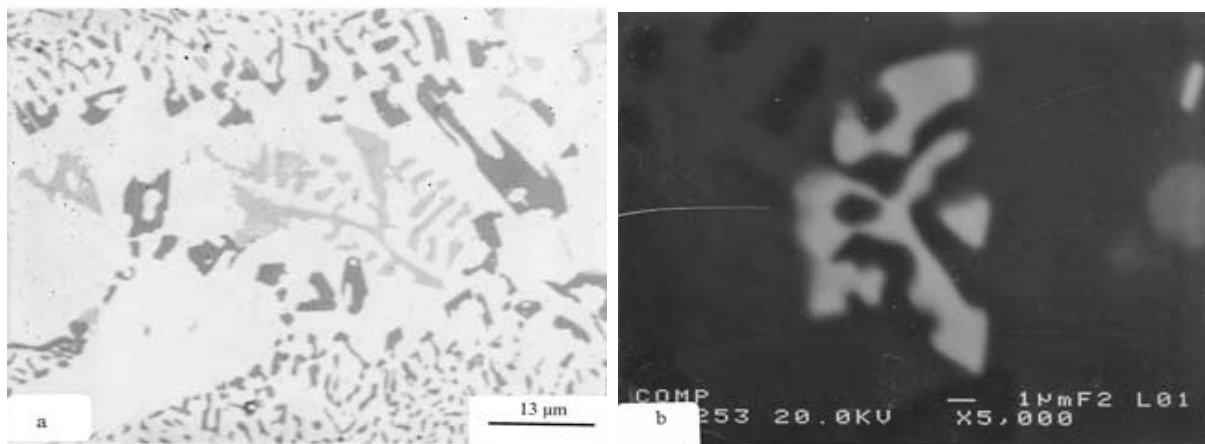
Rys.1.43. Struktury wykazujące obecność cząstek faz Al_2Cu i $Al_5Cu_2Mg_8Si_6$ w: a) stanie po odlaniu oraz b) po 24 h przesycaania w temperaturze $500^{\circ}C$ [98].

1.7.7.4. Fazy międzymetaliczne żelaza

Obecność żelaza jako zanieczyszczenia w stopach Al-Si prowadzi do wytrącania różnych związków międzymetalicznych żelaza o różnej morfologii, z których niektóre mogą mieć szkodliwy wpływ na właściwości mechaniczne stopu. Dwa główne obserwowane związki międzymetaliczne żelaza to fazy $\alpha-Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ i $\beta-Al_5FeSi$ (dalej oznaczane jako α -Fe oraz β -Fe) [98].

- Faza α -Fe

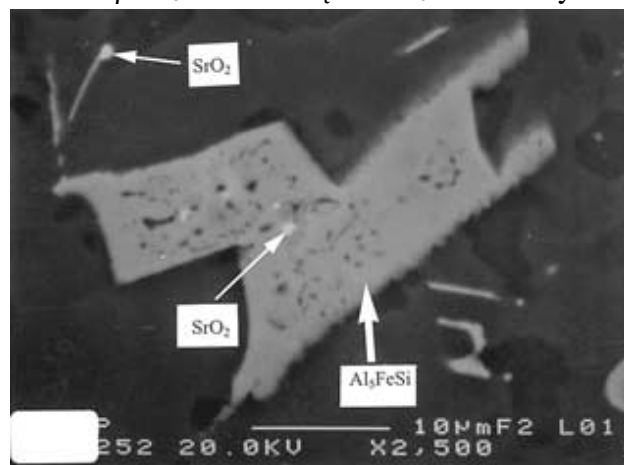
Międzymetaliczna faza żelaza α - $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ występuje w formie pisma chińskiego. Wielkość i rozkład tej fazy podczas krzepnięcia jest silnie związany z zawartością strontu dodanego do stopu. W niemodyfikowanym stopie AlSi faza α -Fe wytrąca się w obszarach międzydendrytycznych wraz z krzemem eutektycznym. Jednak po dodaniu strontu, faza α -Fe wytrąca się przed utworzeniem sieci dendrytycznej α -Al, (rys. 1.44a). Powód zmiany procesu wytrącania tej fazy, tj. od małych cząstek międzydendrytycznych w niemodyfikowanym stopie do dużych cząstek w przypadku modyfikacji strontem (rys. 1.44a) nie jest dokładnie poznany. Jak podano w pracy [94], rozpuszczalność tej fazy podczas przesycaenia w roztworze jest prawie zerowa. Potwierdzają to obserwacje na rysunku 1.44b, gdzie obecność fazy α -Fe w stopie po przesycaeniu przez 24 h w temperaturze 500°C , nie wykazuje zauważalnych zmian w porównaniu z cząstką pokazaną na rysunku 1.44a [98].



Rys.1.44. Morfologia fazy α - $\text{Al}_{15}(\text{MnFe})_3\text{Si}_2$ obserwowana w stopie: a) stan po odlaniu, (mikroskop optyczny); b) po 24 h obróbce cieplnej w temperaturze 500°C , (obraz wstecznie rozproszony) [98].

- Faza β -Fe

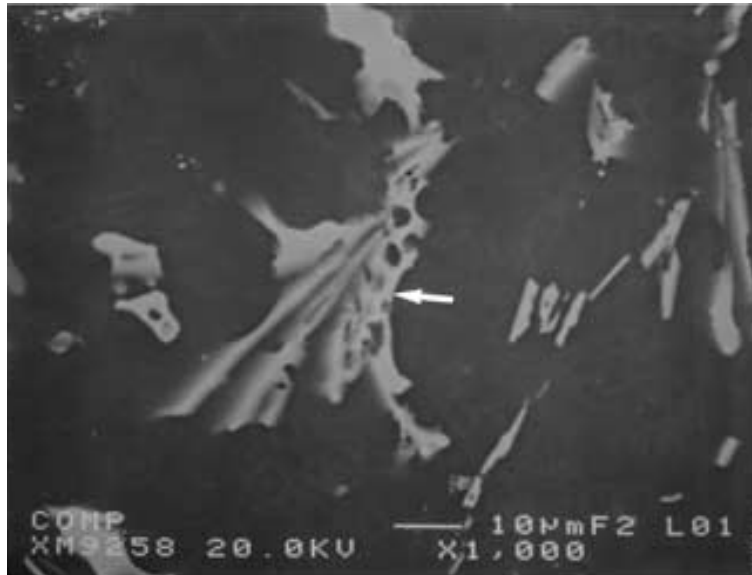
W przeciwieństwie do fazy α -Fe, która pozostaje niezmienną, płytkowa faza β -Fe ulega częściowemu rozpuszczeniu podczas przesycaenia w 500°C . Na rysunku 1.45 pokazano obecność dużej, płytkowej fazy β - Al_5FeSi po 24-godzinnej obróbce w 500°C . Rozpuszczanie fazy β następuje przez rozkład β - Al_5FeSi na cząstki Al_6Fe oraz kryształy krzem [98].



Rys.1.45. Mikrostruktura stopu AlSiFe z fazą β - Al_5FeSi po przesycaeniu przez 25 h w 500°C . Potwierdzono obecność małych białych cząstek SrO_2 (strzałki) [98].

1.7.7.5. Fazy międzymetaliczne bogate w nikiel

Mikrostrukturę stopu AlSiCuMgNiFe po modyfikacji Sr i przesycaeniu w temperaturze 500°C przez 24 godziny przedstawiono na rysunku 1.46. Faza $\alpha\text{-Al}_{11}(\text{MnFeNiCu})_4\text{Si}$ (pokazana strzałką) jest stabilna, podobnie jak faza $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$. Na podstawie analizy WDS określono skład tej fazy: 69%Al, 5%Cu, 6,6%Si, 6%Fe, 11,4%Ni i 1,3%Mn (%mas.). Wydaje się zatem, że zwiększenie liczby pierwiastków i ich ilości (w przeliczeniu na liczbę atomów) w fazie międzymetalicznej zwiększa jego stabilność podczas przesycaenia [98].



Rys.1.46. Mikrostruktura stopu AlSiCuNiMgFe z widoczną fazą $\alpha\text{-Al}_{11}(\text{MnFeNiCu})_4\text{Si}$ (strzałka) po 24-godzinach przesycaenia w temperaturze 500°C [98].

2. BADANIA WSTĘPNE

2.1. Charakterystyka profilu produkcji Magna Casting Poland sp. z o. o.

2.1.1. Rys historyczny

Magna Casting Poland sp. z o.o. (MCP) z siedzibą w Kędzierzynie-Koźlu znajduje się na terenach JPM HOLDING S.A. w byłych Zakładach Chemicznych Blachownia. Spółka jest częścią grupy Magna Cosma International, obecna w ponad 30 krajach świata. Grupa zatrudnia ponad 220 000 pracowników, a MCP - ponad 400 osób.

Hale produkcyjne zajmują ponad 15 000 m². MCP posiada certyfikaty IATF 16949, ISO 14001 i ISO 45001. Spółka jest dostawcą części dla przemysłu samochodowego. Głównymi klientami firmy są: Audi, BMW, Porsche, Jaguar Land-Rover, Mercedes-Benz, AMG.

Historia spółki MCP rozpoczyna się w 1995 roku kiedy to rozpoczęła swoją działalność w sektorze produkcji części zamiennych i komponentów do maszyn ciśnieniowych. Następnym etapem rozwoju było rozpoczęcie w 1997 r. działalności związanej z naprawą maszyn odlewniczych ciśnieniowych do produkcji części ze stopów aluminium, Zn-Al oraz stopów magnezu. Naturalnym krokiem w rozwoju było rozszerzanie działalności, efektem czego w roku 2000 spółka rozpoczęła produkcję oraz rozwój kompletnych linii produkcyjnych dla odlewnictwa. W tym czasie produkowano także urządzenia peryferyjne dla metalurgii i odlewnictwa.

Kolejnym kamieniem milowym w rozwoju (2006 rok) było wprowadzenie produkcji seryjnej odlewów ciśnieniowych ze stopów aluminium oraz stopów magnezu. Ten etap pozwolił na ugruntowanie pozycji na rynku zarówno krajowym i międzynarodowym.

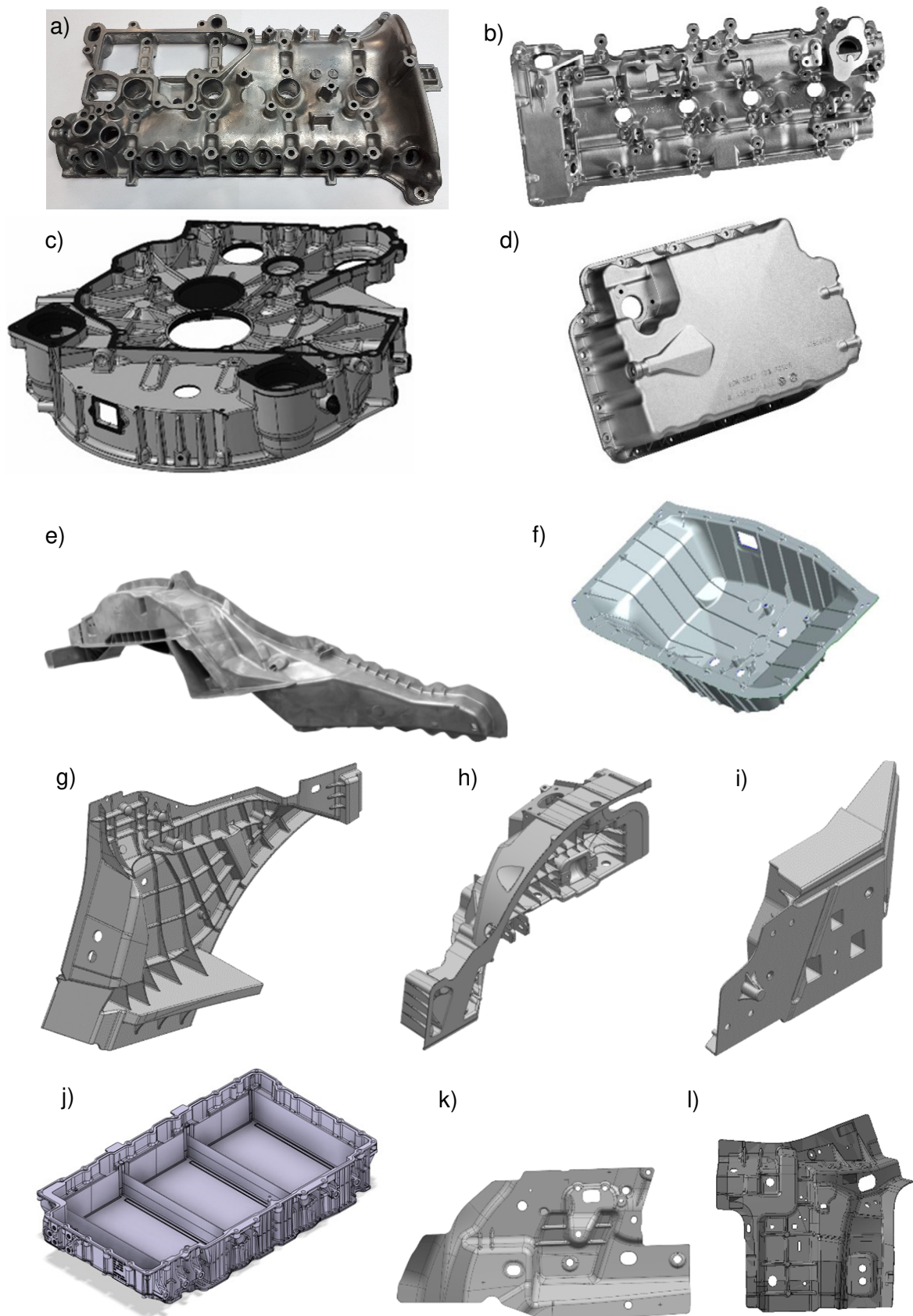
W 2012 r. nastąpiło przejęcie zakładu przez Magna Cosma International, co doprowadziło do dynamicznego rozwoju linii produkcyjnych do produkcji części samochodowych. Dzięki przejęciu przez zagraniczny koncern możliwe było wprowadzenie technologii miejscowego doprasowania, vacuum oraz inwestycji na zakup największej maszyny ciśnieniowej w Polsce. Efektem tych zmian było rozbudowanie w 2015 r. nowych linii produkcyjnych dla BMW, Jaguar Land Rover i Audi.

2.1.2. Obecny profil produkcji spółki Magna Casting Poland

Działalność spółki MCP opiera się na produkcji części ze stopów aluminium. Części te przygotowywane są kompleksowo poczynając od procesu odlewania ciśnieniowego (park maszynowy składający się z maszyn o sile zwarcia od 1100 do 3200 Mg), przez obróbkę wibrościerną, procesy obróbki cieplnej, obróbkę CNC oraz montaż i wysyłkę.

MCP dostarcza elementy dla koncernów motoryzacyjnych takich jak BMW, VW group, Mercedes-Benz Group, Jaguar Land Rover. Głównymi typami odlewów są:

- detale części zespołu napędowego (części silników, skrzyń biegów) - rysunek 2.1a-d,
- detale strukturalne (karoseryjne) - rysunek 2.1e-l.

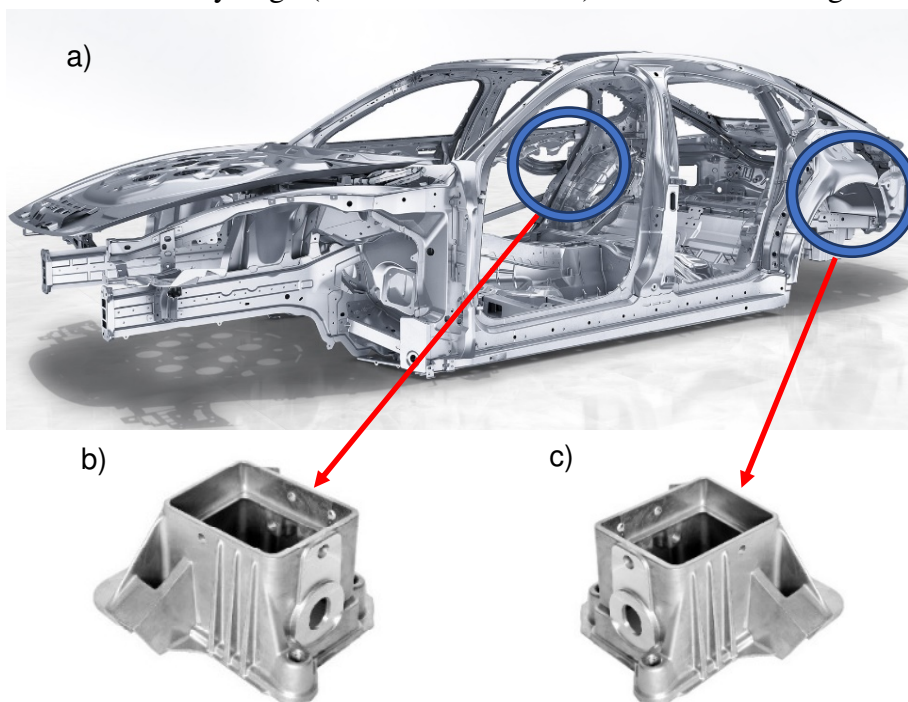


Rys. 2.1. Odlewy produkowane w MCP: a-d) części napędu silnikowego; e-l) detale strukturalne; a-b) pokrywy głowic silników; c) obudowa rozrzędu d) miska olejowa; e) podłużnica tylna; f) wnęka koła zapasowego; g) słupek podwozia B; h) podłużnica tylna z nadkolem; i) łącznik podłużnicy z słupkiem B; j) obudowa akumulatora dla samochodu elektrycznego; k) wspornik lusterka; l) łącznik słupka D (materiały będące własnością spółki MCP).

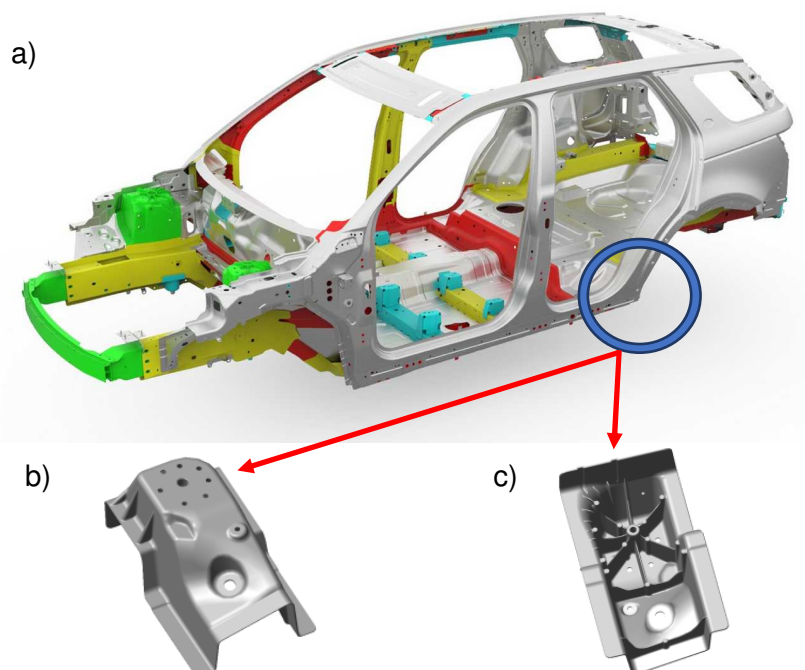
2.2. Charakterystyka wybranych do badań odlewów ciśnieniowych otrzymywanych w MCP

Do badań wybrano dwa odlewy strukturalne, wchodzące w skład nadwozia, wykonane z różnych stopów odlewniczych i przechodzące różne procesy obróbki cieplnej w MCP:

1. wspornik belki zderzaka tylnego (detal o oznaczeniu Porsche Praltopff - w skrócie PP) dla samochodu Porsche Panamera (rys.2.2) oraz
2. wspornik zawieszenia tylnego (Pedestal L462 - JLR) dla samochodu Jaguar Land Rover

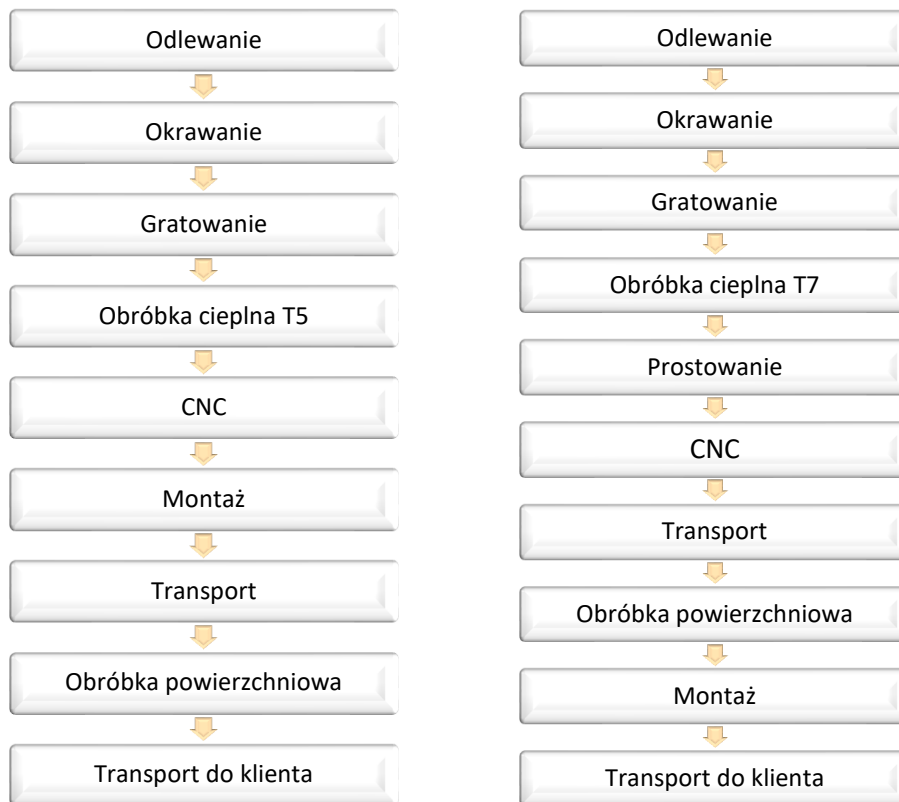


Rys.2.2. Detal strukturalny nr 1: a) położenie odlewu w nadwoziu samochodu Porsche Panamera; b) prawy; c) lewy wspornik belki zderzaka tylnego - Porsche Praltopff (w skrócie PP).



Rys.2.3. Detal strukturalny nr 2: a) położenie odlewu w nadwoziu samochodu Jaguar Land Rover; b) zewnętrzny widok; c) wewnętrzny widok wspornika zawieszenia tylnego Pedestal L462 (JLR).

Detale PP produkowane są ze stopu AlSi7Mg, a następnie przechodzą przez obróbkę cieplną do stanu T5, natomiast JLR produkowane są ze stopu AlSi10MnMg i przechodzą obróbkę cieplną do stanu T7 (rys.2.4). W procesie technologicznym, w celu zapewnienia odpowiedniej jakości, elementy przechodzą przez szereg kontroli. Rozpoczynając od przygotowania stopu, gdzie badany jest skład chemiczny i pośrednio stopień zagazowania z częstotliwością każdej kadzi zalewanej do pieca dozującego. Odpowiednia kontrola zabiegów, zarówno przygotowania wsadu jak i przygotowania ciekłego stopu, jest pierwszym krytycznym etapem w produkcji detali strukturalnych wpływającym na końcową jakość odlewów. Proces odlewania dla obu odlewów prowadzony jest na maszynie o sile zwarcia 1100 Mg w pełni automatycznej celi odlewniczej (rys.2.5).



Rys. 2.4. Schemat blokowy produkcji odlewów strukturalnych:
 a) Porsche Pralltopf (PP); b) Jaguar Land Rover L462 (JLR).



Rys. 2.5. Cella odlewnicza maszyny o sile zwarcia 1100 Mg.

Parametry procesu odlewania są wstępnie dobierane ze względu na stop odlewniczy oraz konstrukcje formy i układu wtrysku. Następnie, podczas pierwszego odlewania nowej formy parametry te są doświadczalnie dobierane w celu uzyskania odpowiedniej jakości odlewów. Maszyna odlewnicza kontroluje oraz zapisuje parametry dla każdego wtrysku. W przypadku przekroczenia wartości pracy maszyny, odlew trafia bezpośrednio do pojemnika na złom obiegowy i jest zawracany do przetopu. Karty parametryczne dla wytypowanych do badań odlewów przedstawiono w tabelach 2.1 oraz 2.2.

Tab.2.1. Parametry procesu odlewania detali PP.

PARAMETRY PROCESU ODLEWANIA	WARTOŚCI USTAWIANE	
Prędkość Fazy Powolnej (I)	[%]	50 - 60
Pozycja Załączenia Fazy Szybkiej (II)	[mm]	360 - 380
Prędkość Fazy Szybkiej (II)	[%]	10 - 24
Prędkość Narostu Multiplikacji	[%]	40 - 70
Prędkość Wypychania Piętki	[%]	40 - 100
Pozycja Zatrzymania Tłoka	[mm]	570 - 610
Pozycja Załączenia Vacuum	[mm]	100 - 120
Pozycja Wyłączenia Vacuum	[mm]	360 - 390
Osiągnięta Próżnia Vacuum	[mBar]	10 - 50
Czas Doprasowania	[s]	2 - 5
Czas Stygnięcia	[s]	4 - 8
Wolna Pędność II Fazy	[%]	1 - 10
Prędkość Fazy powolnej - "V1"	[m/s]	0.10 - 0.20
Prędkość Fazy szybkiej - "V2"	[m/s]	3,00 - 3.60
Ciśnienie Doprasowania - "P3"	[bar]	310 - 380
Grubość Piętki	[mm]	20 - 50
Temperatura Metalu - Nastaw	[°C]	690 - 715
Czas Ściekania	[s]	4 - 8

Tab.2.2. Parametry procesu odlewania detali JLR.

PARAMETRY PROCESU ODLEWANIA	WARTOŚCI USTAWIANE	
Prędkość Fazy Powolnej (I)	[%]	45 - 60
Pozycja Załączenia Fazy Szybkiej (II)	[mm]	390 - 410
Prędkość Fazy Szybkiej (II)	[%]	15 - 25
Prędkość Narostu Multiplikacji	[%]	40 - 60
Prędkość Wypychania Piętki	[%]	80 - 100
Pozycja Zatrzymania Tłoka	[mm]	620 - 650
Pozycja Załączenia Vacuum	[mm]	120 - 150
Pozycja Wyłączenia Vacuum	[mm]	400 - 430
Osiągnięta Próżnia Vacuum	[mBar]	10 - 50
Czas Doprasowania	[s]	4 - 8
Czas Stygnięcia	[s]	4 - 8
Wolna Pędność II Fazy	[%]	1 - 10
Prędkość Fazy powolnej - "V1"	[m/s]	0.10 - 0.20
Prędkość Fazy szybkiej - "V2"	[m/s]	3.3 - 4.0
Ciśnienie Doprasowania - "P3"	[bar]	330 - 380
Grubość Piętki	[mm]	22 - 40
Temperatura Metalu - Nastaw	[°C]	680-700
Czas Ściekania	[s]	4 - 6

2.3. Etapy procesu produkcji odlewów strukturalnych w MCP

2.3.1. Przygotowanie materiałów wsadowych i ich topienie

Materiałem wsadowym do pieców topialnych są hutnicze gąski aluminiowe, złom procesowy (układy wlewowe, przelewy, odpowietrzniki itp.) oraz złom jakościowy.

Gąski aluminiowe dostarczane są do pieca o gotowym do produkcji składzie chemicznym, który dla wybranych do badań odlewów, tj.:

- wspornik belki zderzaka tylnego (PP) dla Porsche Panamera ze stopu AlSi7Mg oraz
- wspornik zawieszenia tylnego (JLR) dla Jaguar Land Rover ze stopu AlSi10MnMg przedstawiono w tabeli 2.3.

Tab.2.3. Skład chemiczny wybranych do badań odlewów strukturalnych: JLR i PP w MCP.

Skład chemiczny [%]	Rodzaj odlewu	JLR	PP
	Symbolami chem.	AlSi10MnMg	AlSi7Mg
	Si	10,0 - 11,0	6,0 - 7,5
	Fe	0,13 - 0,22	0,00 - 0,20
	Cu	max 0,03	max 0,04
	Mn	0,47 - 0,55	0,50 - 0,90
	Mg	0,27 - 0,33	0,20 - 0,30
	Cr	max 0,03	max 0,05
	Ni	max 0,03	max 0,05
	Zn	0,00 - 0,03	max 0,05
	Pb	max 0,03	max 0,05
	Sn	max 0,03	max 0,05
	Ti	0,04 - 0,08	0,00 - 0,16
	Sr	0,010 - 0,016	0,015 - 0,025
	Sb	max 0,03	0,000 - 0,004
	Be	max 0,03	0,0000 - 0,0001
	Ca	max 0,03	0,000 - 0,001
Inne	pojed.	max 0,03	max 0,05
	Razem	max 0,10	max 0,15
	Al	reszta	reszta

Wsad przygotowany jest w proporcjach maksymalnie 50% złomu obiegowego i/lub procesowego oraz 50% gąsek aluminiowych. Sekwencja załadownicza zawsze rozpoczyna się od najdrobniejszych frakcji tj. złomu obiegowego i/lub procesowego.

Ma to na celu ochronę pieców topialnych przed nadmiernym zużyciem wyłożenia ogniotrwałego przez uderzające gąski aluminiowe, co skutkuje wydłużeniem okresu pomiędzy remontami generalnymi wyłożenia ogniotrwałego.

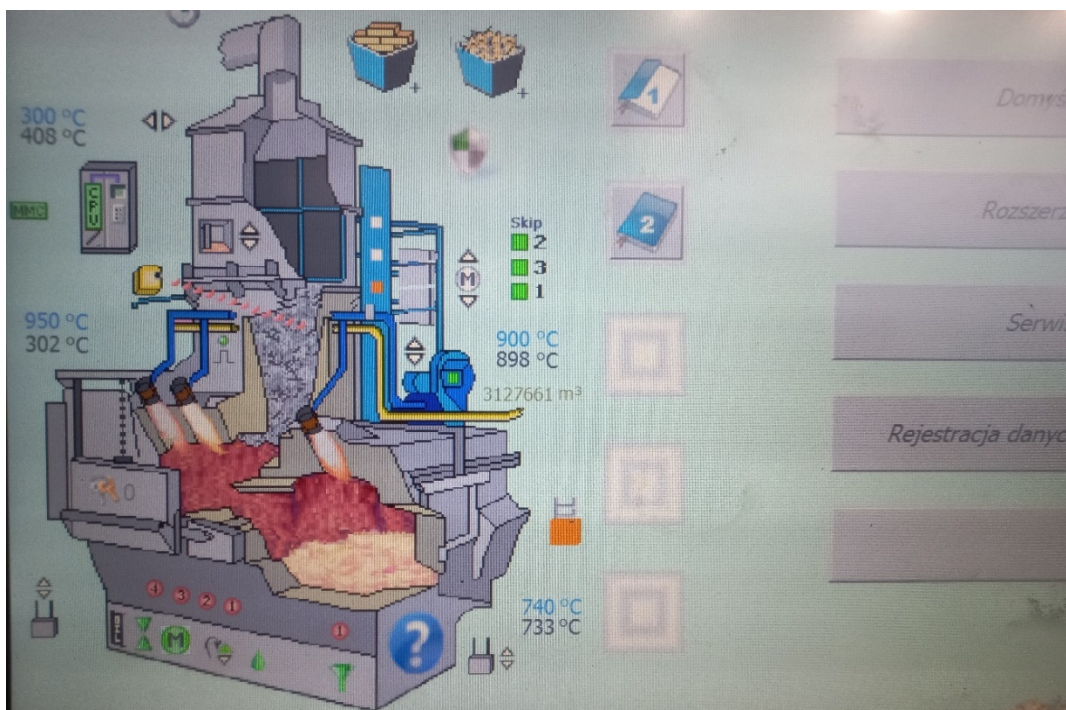
Wsad topiony jest w piecach szybowych o dwóch komorach (topialnej i podtrzymującej) jedna obok drugiej, opalanych gazem koksowniczym, co pokazuje rysunek 2.6. Pojemność pieca w komorze podtrzymującej wynosi 6000 kg. Natomiast zdolność do przetapiania wsadu (przy proporcji 50% gąsek oraz 50 % wsadu obiegowego) wynosi 3500 kg/godz.

Temperatura ciekłego stopu utrzymywana jest na poziomie $740^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ (rys.2.6. i 2.7). Do sprawdzania temperatury ciekłego stopu używane są termoelementy typu K w różnych osłonach zależnie od zastosowania. W przypadku pieców topialnych stosowane są osłony

ceramiczne, a dla pieców dozujących - osłony grafitowe. Jest to uwarunkowane koniecznością przewodzenia prądu przez osłonę termopary do sterowania procesem zalewania maszyny odlewniczej. W celu zapewnienia odpowiedniej jakości oraz spełnienia wymagań klienta odnośnie składu chemicznego pobierane są próbki ciekłego stopu do badania składu chemicznego na spektrometrze iskrowym.



Rys.2.6. Piec topialny Striko MH 6000/3500 w spółce MCP.



Rys.2.7. Panel operatorski pieca topialnego Striko MH 6000/3500 w spółce MCP.

Częstotliwość sprawdzania składu chemicznego z pieca topialnego wynosi raz na dwie godziny produkcji maszyn odlewniczych. W przypadku konieczności skorygowania składu chemicznego stosowane są stopy wstępne takie jak:

- AlSr10 – w postaci prętów ciętych,
- magnez metaliczny -w postaci pociętych gąsek,
- AlSi50 – w postaci tzw. wafli,
- AlCu50 – w postaci gąsek hutniczych,
- AlMn75 – w postaci tabletek,
- AlFe75 – w postaci tabletek,
- AlTi5 – w postaci prętów ciętych,
- Al99,8% - w postaci gąsek.

Po zbadaniu i zatwierdzeniu składu chemicznego w komorze podtrzymującej pieca, ciekły stop wylewany jest do wygrzanych kadzi transportowych o pojemności 600 kg.

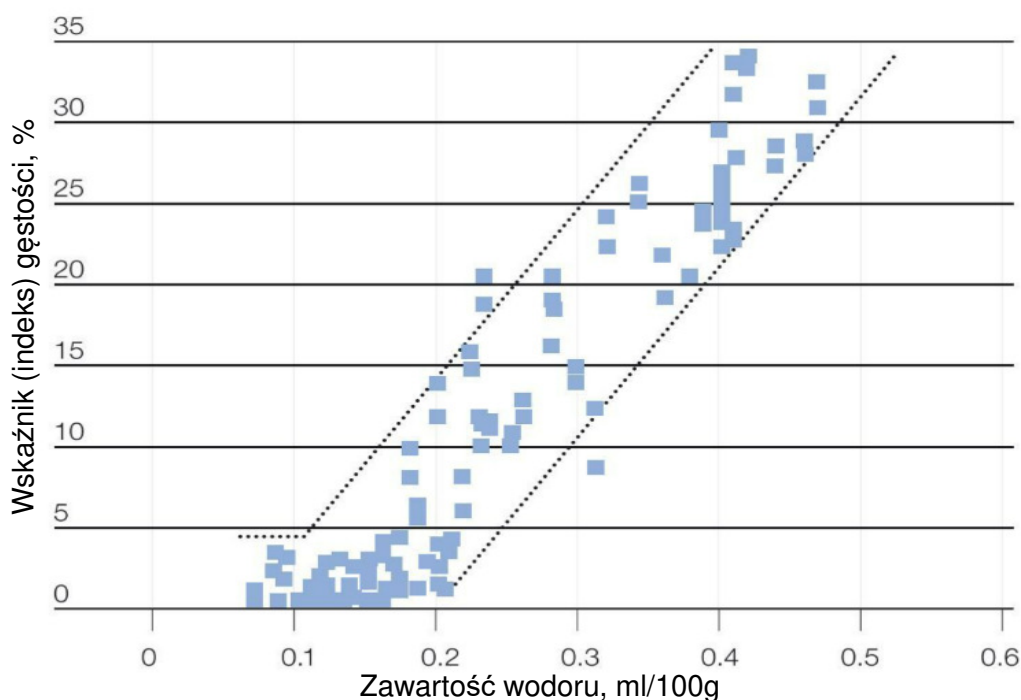
Kolejnym procesem niezbędnym do utrzymania odpowiedniej jakości ciekłego stopu jest rafinacja argonem. Proces ten przeprowadzany jest na urządzeniu odgazującym firmy Foseco. Urządzenie FDU wykorzystuje obracający się rotor, który wytwarza drobne pęcherzyki gazu i miesza je z roztopionym metalem. Te drobne pęcherzyki gazu rozprawdane są w całej objętości roztopionego metalu. W związku z ich odpowiednim rozprawdaniem uzyskuje się maksymalną powierzchnię aktywną gazu rafinującego. Głównymi parametrami procesu są czas oraz przepływ gazu rafinującego, które dobierane są eksperymentalnie w celu uzyskania żądanego stopnia odgazowania ciekłych stopów aluminium. W przypadku stopów do produkcji detali strukturalnych czas wynosi 480 s, natomiast przepływ gazu rafinującego 15 l/min.

Do sprawdzenia efektywności rafinacji pod kątem zawartości wodoru stosowana jest próba indeksu gęstości, polegająca na zbadaniu różnicy gęstości pomiędzy dwoma próbkami. Jedna próbka krystalizuje pod ciśnieniem atmosferycznym, natomiast kolejna krystalizuje pod obniżonym ciśnieniem do poziomu 80 mbar. Po przygotowaniu próbek oznaczana jest ich gęstość, a następnie automatycznie indeks gęstości (rys.2.8).



Rys.2.8. Waga do wyznaczania indeksu gęstości stopów aluminium w spółce MCP.

Dopuszczalny indeks gęstości dla stopów stosowanych na detale strukturalne wynosi 2%. Kryterium to zostało dobrane na podstawie prób technologicznych, bazujących na wykresie korelacji zawartości wodoru do indeksu gęstości, co przedstawia rysunek 2.9.



Rys.2.9. Zależność indeksu gęstości od zawartości wodoru.

Gdy zostaną wykonane wszystkie kontrole jakości ciekłego stopu, wówczas jest on dostarczany na wydział odlewni i wlewany do pieców dozujących. Piec dozujący stanowi część celi odlewniczej, który odpowiada za:

- utrzymywanie temperatury ciekłego stopu w zadanej tolerancji (od 670°C do 690°C),
- dozowanie odpowiedniej ilości materiału do komory odlewniczej (od 3 kg do 27 kg),

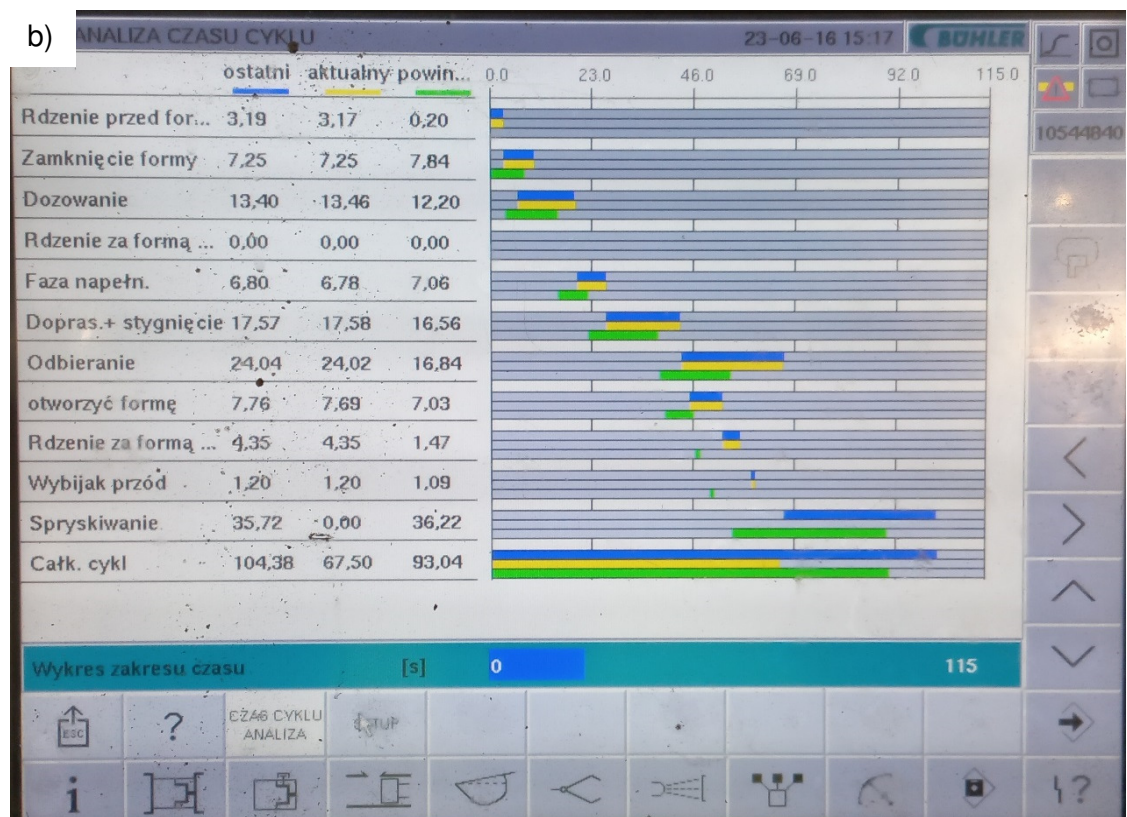
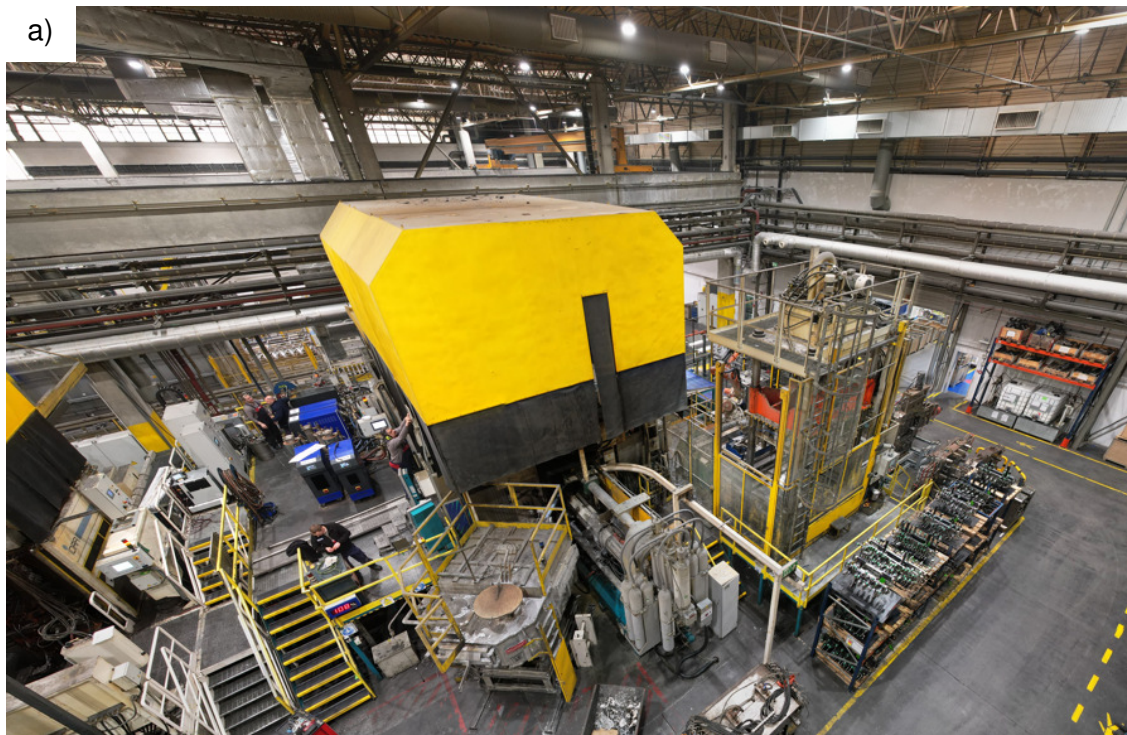
W przypadku celi odlewniczych odlewających detale strukturalne, piece dozujące zapewniają też utrzymanie odpowiedniej zawartości wodoru dzięki zabudowanym w dnie gazoprzepuszczalnym kształtkom, przez które w sposób ciągły doprowadzany jest gaz rafinujący (w przypadku MCP jest to argon).

2.3.2. Odlewanie ciśnieniowe

Po przygotowaniu odpowiedniego jakościowo stopu odlewniczego, następuje odlewanie ciśnieniowe. MCP posiada maszyny zimnokomorowe wysokociśnieniowe z formami dwu płytowymi o sile zwarcia od 1100 Mg do 3200 Mg - rysunek 2.10.

W przypadku procesów odlewniczych w MCP okrawanie układu zalewowego odbywa się wewnątrz celi odlewniczej na prasach automatycznych. Powoduje to powtarzalność procesu, odpowiednią jakość powierzchni i krawędzi detalu oraz dokładność wymiarową. Podczas odlewania stosuje się systemy próżni we wnęce formy oraz lokalne doprasowanie odlewu podczas krzepnięcia w formie w trzeciej fazie odlewania. Każdy odlew ma dedykowaną odpowiednio ustawioną głowicę spryskującą, która ma za zadanie nałożenie

środka oddzielającego oraz zachowanie odpowiedniej termiki formy odlewniczej podczas ciągłej pracy maszyny. Proces kontrolowany jest przez PLC maszyny odlewniczej i jest podłączony do sieci MES, co umożliwia analizę dotychczasowych parametrów odlewania.



Rys.2.10. Cella odlewnicza o sile zwarcia 3200 Mg:
a) widok ogólny maszyny; b) wykres analizy czasu cyklu pracy.

Dzięki wbudowanym narzędziom maszyny odlewniczej (rys.2.10b), bardzo łatwo jest zidentyfikować jej wąskie gardła. Skrócenie czasu cyklu wpływa bezpośrednio zarówno na zyski odlewni, jak i możliwości otrzymania nowych projektów.

Po zakończeniu odlewania ciśnieniowego, detal przekazywany jest za pomocą robota na taśmę detali zgodnych ze specyfikacją (tzw. detali OK), gdzie przejmuje je operator. Pracownicy sprawdzają detale pod kątem wad jakości przy pomocy kontroli wizualnej oraz w zależności od wymagań jakości powierzchni gratują (usuwanie ostrych pozostałości) powierzchnie odlewu według specyfikacji. W przypadku niektórych odlewów (np. marki Premium) wymagana jest całkowita identyfikowalność każdej sztuki. Zapewnione jest to przez naniesienie kodu DMC (Data Matrix Code) na odlew w celi odlewniczej. W spółce MCP stosowane są dwie metody grawerowania odlewów :

- laserowa oraz
- igłowa.

Dobór metody grawerowania oraz informacje zawarte w kodzie są ustalane każdorazowo przed rozpoczęciem produkcji seryjnej z klientem.

2.3.3. Obróbka cieplna odlewów

Kolejnym etapem produkcji jest obróbka cieplna. W spółce MCP obróbka cieplna prowadzona jest w 3 wariantach w zależności od wymagań wytrzymałościowych odlewów według specyfikacji klientów, które podyktowane są przeznaczeniem elementów. Są to:

- obróbka do stanu T5 (np. BMW, Porsche),
- obróbka do stanu T7 (np. BMW, Jaguar Land Rover).
- obróbka T2F2 (AMG),

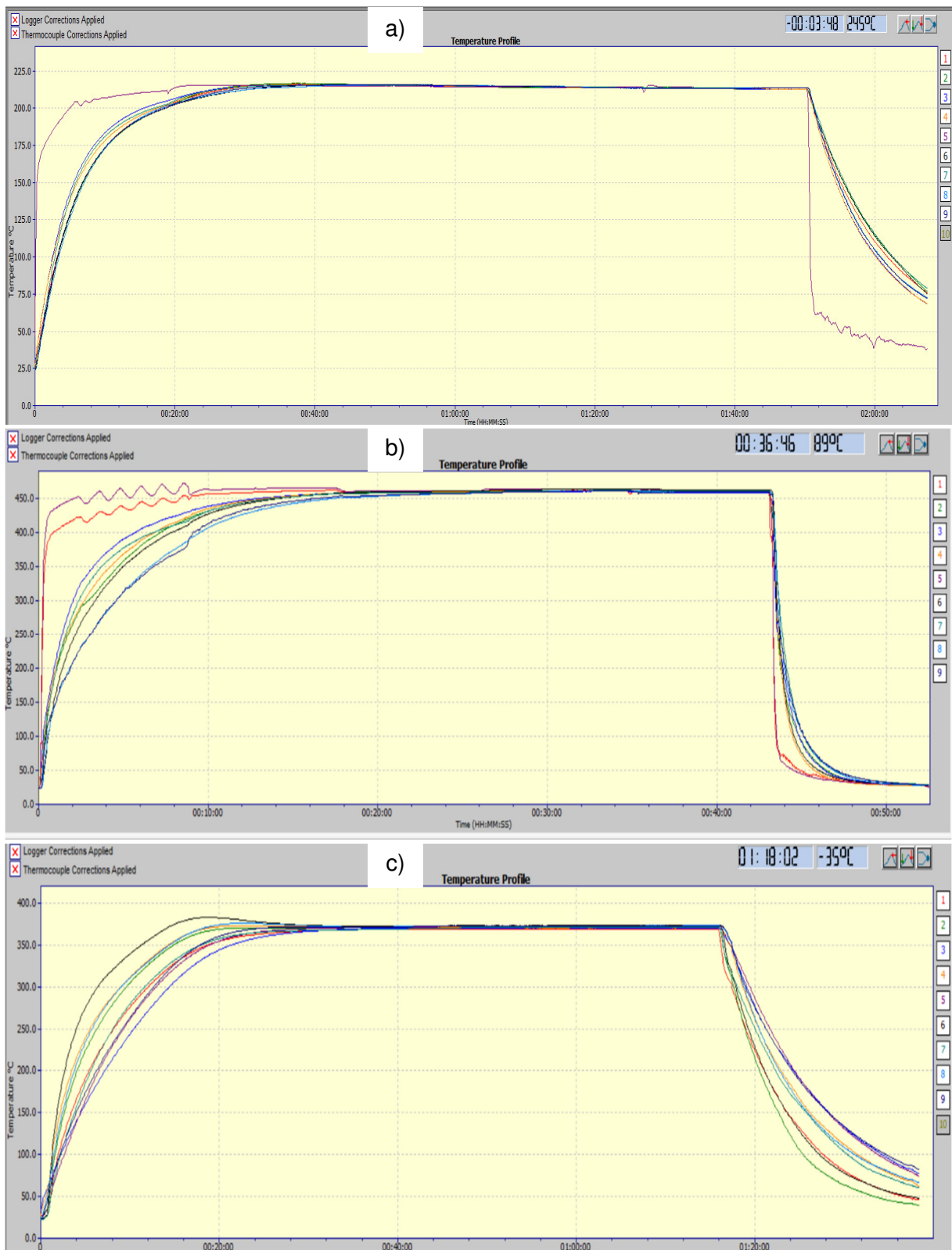
Dla każdego typu obróbki cieplnej przewidziany jest osobny piec. Urządzenia są grzane grzałkami elektrycznymi, a w przypadku przesycania do uzyskania odpowiedniej prędkości chłodzenia stosowany jest nadmuch powietrza przez ukierunkowane dysze. Przewagą nadmuchu powietrza nad innymi chłodziwami jest mniejsze odkształcenie elementu po zakończonej obróbce. Każdy rodzaj odlewów ma specjalnie zaprojektowany stojak do przeprowadzania obróbki cieplnej w celu zminimalizowania odkształceń elementu podczas ulepszania cieplnego. Obróbka cieplna jako proces specjalny okresowo przechodzi kontrolę pod kątem normy AIAG CQI-9 (norma do obróbki cieplnej).

Jednym z elementów zgodności z normą jest wykonanie pomiarów jednorodności temperatury w komorze (lub komorach) pieca. Dzięki temu możliwe jest odpowiednie sterowanie procesem w celu uzyskania jak najlepszych właściwości wytrzymałościowych przy zachowaniu odpowiedniego czasu cyklu dla obróbki cieplnej.

Obecnie stosowane parametry obróbki cieplnej to:

- do stanu T5 starzenie – 215°C przez 110 minut,
- do stanu T7 – przesycanie 465°C przez 45 minut i starzenie 215°C przez 90 minut,
- do stanu T2F2 – 370°C przez 45 minut,

których profile przedstawiono na rysunku 2.11.



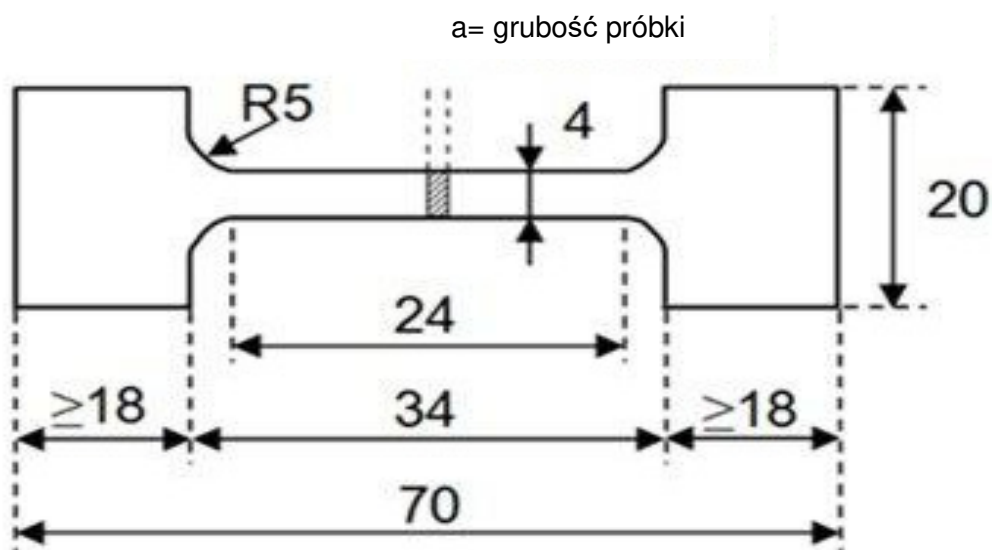
Rys. 2.11. Profile temperatury w piecach do obróbki cieplnej do stanu: a) T5, b) T7, c) T2F2.

Do sprawdzenia i zwolnienia serii obróbki cieplnej wycinane są próbki do badań wytrzymałościowych. Przygotowanie materiału do badań prowadzone jest na celi do wycinania próbek (rys.2.12). Dzięki stosowaniu robota do wycinania próbek są one zawsze o takiej samej jakości zarówno powierzchni, jak i dokładności wymiarowej.



Rys.2.12. Stanowisko do wycinania próbek do badań wytrzymałościowych w spłocie MCP.

Wymagania właściwości wytrzymałościowych odlewów, liczba i miejsce wycinania próbek (rys.2.13) są konsultowane i akceptowane w pierwszej fazie projektu z klientem.

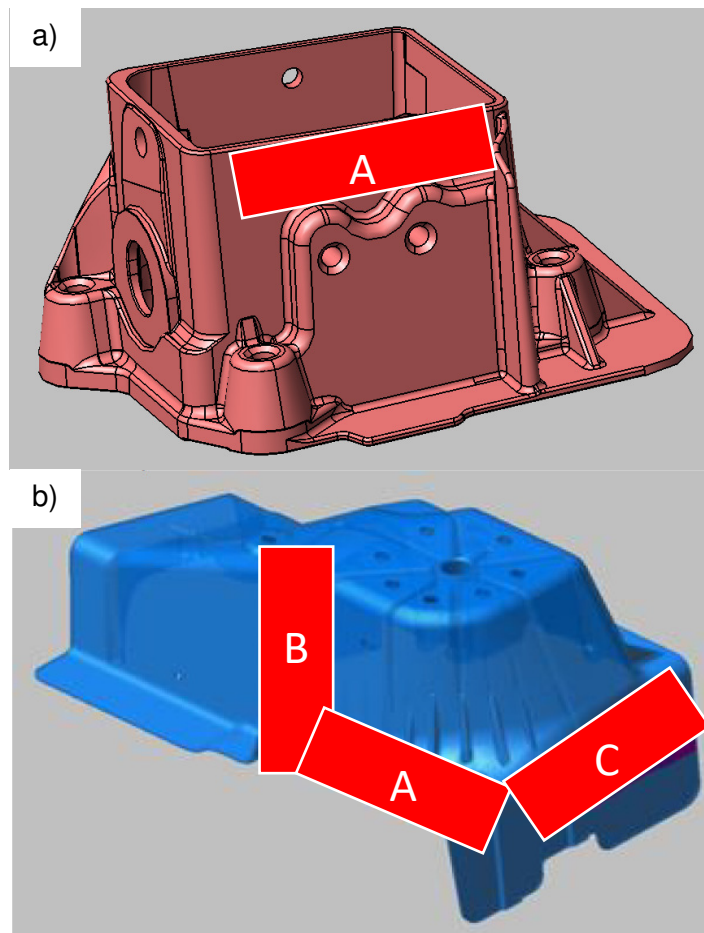


Rys.2.13. Wymiary próbek do badań wytrzymałościowych.

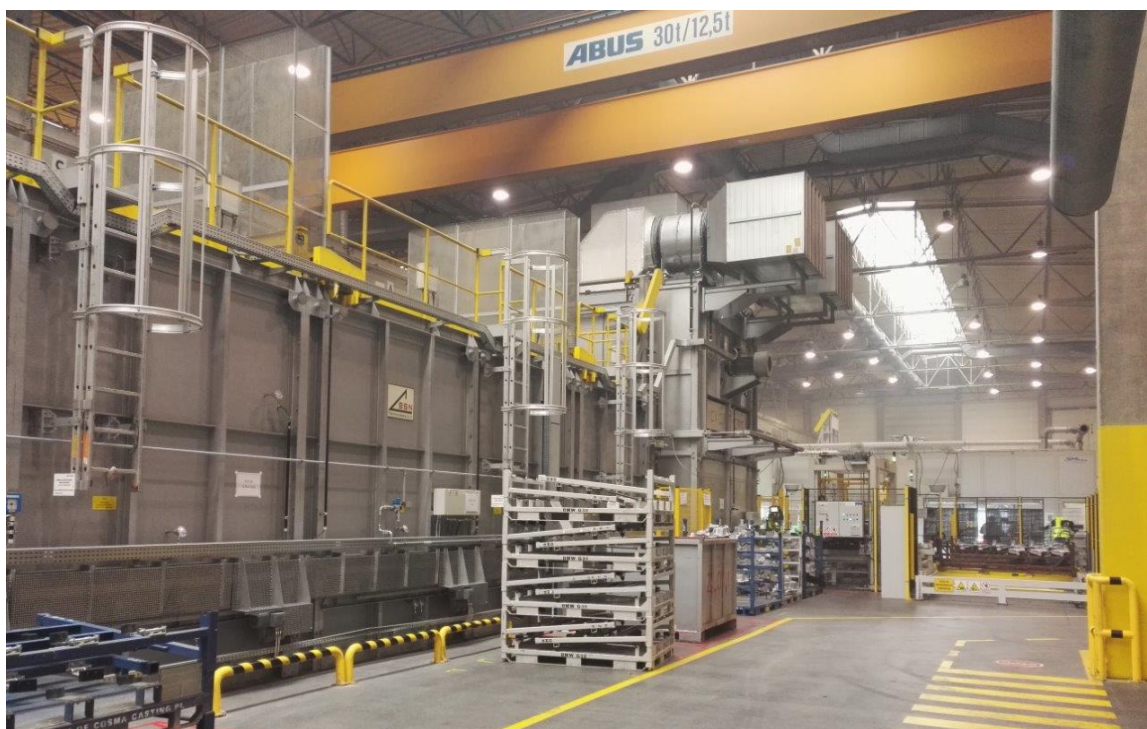
Odlewy strukturalne, będące przedmiotem badań, podlegają minimalnym wymaganiom:

- dla odlewów o oznaczeniu PP: $R_m = 240$ MPa, $R_{0,2} = 140$ MPa, $A = 8$ %,
- dla odlewów o oznaczeniu JLR: $R_m = 180$ MPa, $R_{0,2} = 110$ MPa, $A = 10$ %.

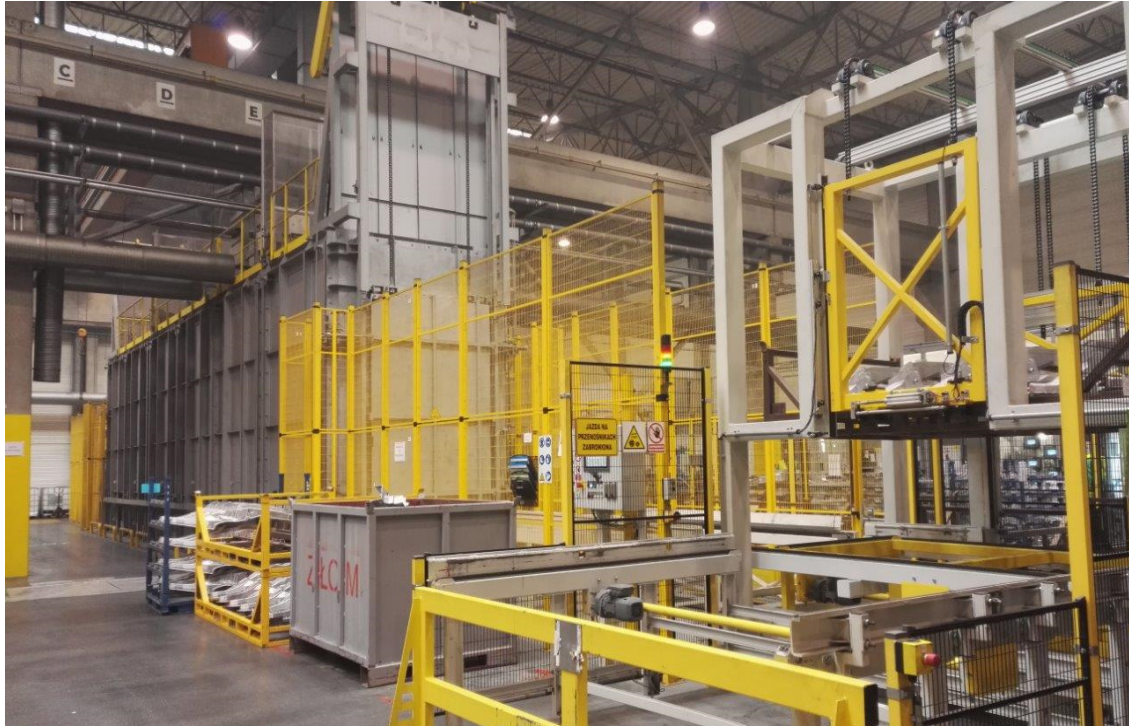
Miejsce wycięcia próbek do badań właściwości mechanicznych ilustruje rysunek 2.14, natomiast piece do poszczególnych rodzajów obróbki cieplnej - rysunki 2.15 do 2.17.



Rys. 2.14. Położenie oraz liczba wycinanych próbek dla strukturalnych odlewów, które wybrano do badań: a) odlewu o oznaczeniu PP; b) odlewu o oznaczeniu JLR.



Rys. 2.15. Piec do obróbki cieplnej w spółce MCP – etap przesycania.



Rys. 2.16. Piec do obróbki cieplnej w spółce MCP – etap starzenia.



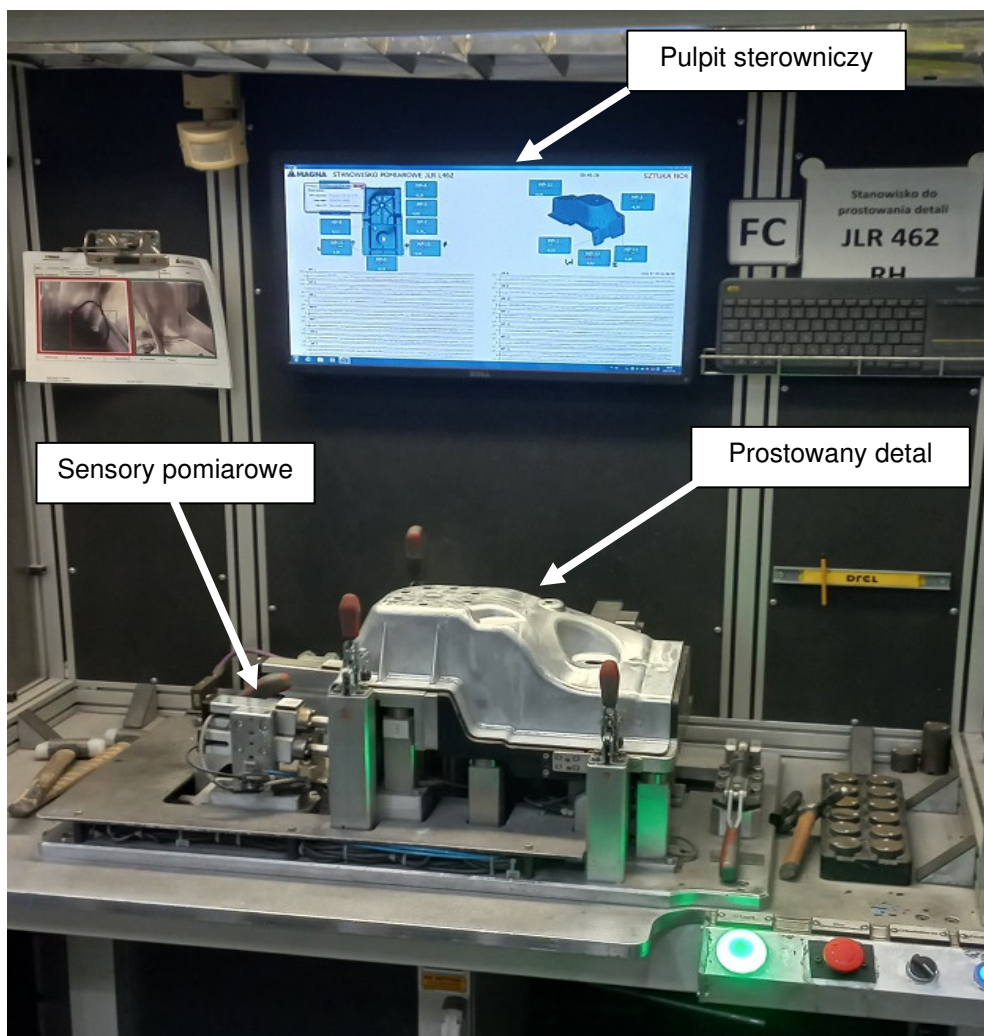
Rys. 2.17. Piec do obróbki cieplnej w spółce MCP – etap T2F2.

2.3.4. Prostowanie detali

Wszystkie produkowane odlewy podlegają specyfikacji kształtowo-wymiarowej. Elementy zespołu napędowego uzyskują finalny kształt podczas odlewania, a kolejne etapy procesu nie wpływają w znaczącym stopniu na wymiary odlewu. Detale strukturalne natomiast ze względu na przeprowadzaną obróbkę cieplną mogą zmieniać swoje wymiary podczas obróbki cieplnej. Największy wpływ ma przesycanie ze względu na podatność odlewów na odkształcenia w podwyższonej temperaturze. W przypadku tylko starzenia

oraz małych elementów nie ma konieczności ich prostowania. Konstrukcyjnie nie zawsze jest możliwość zaprojektowania odpowiednich stojaków do obróbki cieplnej, które będą podierać elementy dla zapobiegnięcia deformacji. Uwzględniając powyższe ograniczenia konieczne jest wprowadzenie etapu procesu jakim jest prostowanie detali. Operacja ta jest wykonywana manualnie przy użyciu teflonowych młotków lub automatycznie na inteligentnych prasach do tego przystosowanych.

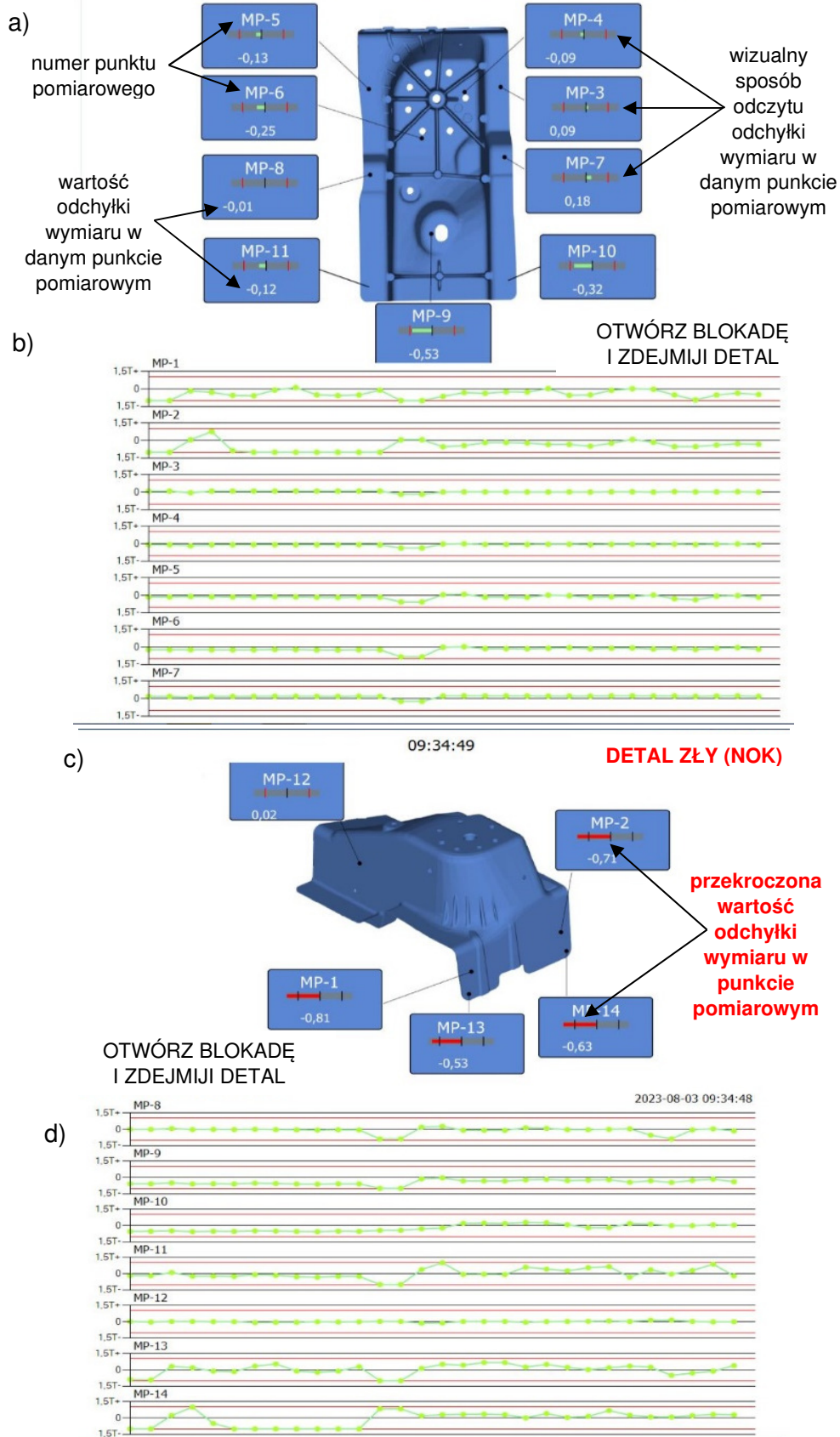
Operacja prostowania odlewów umiejscowiona jest w całym procesie pomiędzy etapem przesycania, a starzenia. Ma to swoje uzasadnienie w podatności detalu na odkształcenia po etapie przesycania, co znacząca zmniejsza nakład operatora lub czasu cyklu inteligentnego prostowania. W przypadku manualnego prostowania operator, przed rozpoczęciem uzyskiwania odpowiedniej dokładności wymiarowej elementu, sprawdza na stanowisku pomiarowym odchyłki w ustalonych punktach - rysunek 2.18 i 2.19.



Rys.2.18. Stanowisko pomiarowe do prostowania detali JLR w spółce MCP.

Po wyprostowaniu każdy detal jest ostatecznie sprawdzany i po uzyskaniu odpowiednich wymagań wymiarowych dopuszczany do dalszych etapów procesu produkcji.

MAGNA STANOWISKO POMIAROWE JLR L462



Rys.2.19. Ekran z wynikami pomiaru na stanowisku do prostowania manualnego detali JLR: a) widok wewnętrzny; b) wykresy z liniami trendu 30 pomiarów dla punktów 1-7; c) widok zewnętrzny; d) wykresy z liniami trendu 30 pomiarów dla punktów 8-14.

Podczas projektowania linii do produkcji wielkoseryjnej, możliwe jest stosowanie robotów, które wykonują czynności załadunku (rozładunku) odlewów. W spółce MCP (zarówno na odlewni jak i w dalszych procesach) użytkowane są roboty firmy ABB.

Dla wielkoseryjnej produkcji stosowane są inteligentne prasy do prostowania (rys.2.20). Urządzenie uczy się trendu produkowanych detali, co przekłada się na ustalanie strategii prostowania. Dzięki temu możliwe jest skrócenie czasu cyklu tego etapu procesu. Podczas cyklu, tak samo jak w przypadku manualnego prostowania, urządzenie sprawdza odlew przed i po procesie prostowania. Uzyskanie odpowiedniej specyfikacji wymiarowej kończy cykl prostowania. Następnie robot odbiera odlew z prostownicy i ładuje go na stojak do procesu obróbki cieplnej.



Rys.2.20. Prostownica automatyczna do odlewów strukturalnych w spółce MCP.

2.3.5. Obróbka wibrościerna

Odlewy, które mają w specyfikacji odpowiednie przygotowanie powierzchni do wymaganej chropowatości muszą przejść etap obróbki wibrościerniej.

Spółka MCP posiada śrutownicę firmy Rosller (rys.2.21) o nadmuchu śrutu metodą narzutową przy użyciu turbin. W maszynach wykorzystany jest odciąg suchy. Obecnie jest to odciąg możliwie najbardziej bezpieczny dla operatora i samej maszyny. Cała instalacja odciągowa znajduje się na zewnątrz zakładu w specjalnym pomieszczeniu, co jest spowodowane możliwością potencjalnej wybuchowości nagromadzonego pyłu aluminium. Sterowanie filtrami w odciągu sprzężone jest z maszyną obróbczą. W przypadku osiągnięcia krytycznej wartości zapełniania filtra, maszyna zatrzymuje się.

Proces ten zapobiega nagromadzeniu się zbyt dużej ilości pyłu aluminium, co mogłoby spowodować samozapłon i doprowadzić do wybuchu.



Rys.2.21. Śrutownica firmy Rossler w spółce MCP.

Stosowany jest śrut kulisty o średnicy 0,3 mm ze stali chromowoniklowej 20HN3A na pasie transmisyjnym o prędkości ok. 1,8 m/min w turbinach narzutowych 2700 RPM. Odpowiednio dobrane parametry obróbki pozwalają sprostać wymaganiom chropowatości (Rz do 40 μm), przy założonych parametrach - najczęściej ok. Rz=25-32 μm w zależności od kąta nachylenia ścianki odlewu. Odlewy po przejściu przez obróbkę wibrościerną trafiają na dalszy etap procesu, jakim jest obróbka skrawaniem.

2.3.6. Obróbka skrawaniem

Ze względu na obecność otworów, gwintów i płaszczyzny w gotowych elementach, konieczne jest ich wykonanie z odpowiednią tolerancją, nie możliwą do uzyskania podczas odlewania, na maszynach obróbczych sterowanych numerycznie. Spółka MCP posiada park maszynowy składający się z centrów obróbczych trzy-; cztero- i pięcioosiowych (rys.2.22), wyposażonych w narzędzia specjalne dedykowane do każdego typu odlewów. Narzędzia wyposażone są w płytki PKD w oprawkach termokurczliwych. Centra obróbcze wyposażone są w systemy kontroli złamanego narzędzia i interwał narzędzi, który automatycznie podmienia narzędzia na siostrzane w razie awarii.

Na maszynach wykorzystywane jest konwencjonalne chłodziwo w postaci emulsji mieszanej z wodą oraz systemu chłodzenia-smarowania MQL (smarowanie w środku narzędzia bezpośrednio na krawędzi skrawającej). Ma to bezpośredni wpływ na żywotność narzędzi i na dokładność obróbki, dzięki czemu możliwe jest zachowanie odpowiednich tolerancji kształtowo-wymiarowych wynoszące na niektórych detalach nawet do $\pm 5 \mu\text{m}$.



Rys.2.22. Centra obróbcze do obróbki skrawaniem detali strukturalnych w spółce MCP.

2.3.7. Montaż

Projektując detale strukturalne, klienci uwzględniają możliwość ich łączenie w większe komponenty karoserii samochodu poprzez montowane w nich elementy, takie jak wkładki gwintowe, nitonakrętki itp. (rys.2.23). Proces montażu prowadzony jest automatycznie. Każdy etap jest monitorowany, a jego parametry zapisywane są w systemie MES dla każdego odlewu oraz przypisywane są do indywidualnego numeru DMC. Kamery na wejściu do celi montażowej rozpoznają kształt detalu, przypisują parametry i referencje. Roboty automatycznie zmieniają chwytaki dedykowane do odpowiedniego odlewu po informacji z kamery. Odlewy odbierane są z podajnika przez roboty, a następnie pozycjonowane na kolejnych stacjach montażu (wkrętarki, nitownice). Roboty w celi zabezpieczone są przed kolizją poprzez odpowiednie ich zaprogramowanie. Pomiędzy stacjami montażu wewnątrz celi automatycznej, znajdują się stoły pośrednie, na których następuje przekazywanie odlewu pomiędzy robotami. Dzięki zastosowaniu stołów

pośrednich roboty nie muszą czekać na przekazywanie odlewów, tylko mogą kontynuować montowanie kolejnych komponentów bez zbędnych postojów.



Rys. 2.23. Komponenty do łączenia odlewów strukturalnych produkowanych w spółce MCP.

Pozycjonowane komponenty są dostarczane do celi przez podajniki i transportowane do stacji montującej przewodami pneumatycznymi. Pozycjonowanie na stacji montażu wspomaga kamera, która w przypadku przesunięcia otworu do montażu komponentu powoduje korekcje ustawienia otworu w porównaniu do stacji montażu. Dzięki temu każdorazowo komponenty montowane są idealnie w osi otworu. Monitorowane parametry to kąt obrotu oraz moment siły wkręcania. W przypadku jakiegokolwiek błędu na jednej ze stacji montującej odlew klasyfikowany jest jako zły (NOK) i trafia na stację do manualnej

naprawy, która jest sprzężona z systemem MES. Dzięki temu, możliwa jest szybka identyfikacja brakującego komponentu i jego naprawa na stacji do tego dedykowanej.



Rys.2.24. Cella montażu komponentów podłużnicy tylnej w spółce MCP.

2.3.8. Kontrola jakości w procesie produkcji odlewów strukturalnych

Pierwszą kontrolą w całym łańcuchu procesowym jest przyjęcie dostarczanego wsadu. Badany jest skład chemiczny (rys.2.25) i ocena wizualna powierzchni gąsek aluminiowych pod kątem zwłaszcza zanieczyszczenia.



Rys.2.25. Spektrometr iskrowy będący na wyposażeniu spółki MCP.

Kontrolą na etapie odlewania, poza parametrami maszyny odlewniczej i sprawdzeniem wizualnym, są badania rentgenowskie (rys.2.26). Częstotliwość kontroli różni się zależnie od produkowanego detalu. Dzięki kontroli rentgenowskiej inżynierowie procesu odlewania dostają informację o rozmieszczeniu porowatości w odlewie. W przypadku nie spełnienia wymagań klienta, konieczna jest korekta parametrów procesu odlewania ciśnieniowego.



Rys.2.26. Stanowisko do automatycznej kontroli RTG w spółce MCP.

Z ustaloną częstotliwością na etapie projektowania procesu badane są także właściwości wytrzymałościowe odlewów. W zależności od procesu produkcyjnego, odlewy są badane po ostatnim etapie obróbki cieplnej (jeżeli jest konieczna). Ocena właściwości wytrzymałościowych dokonywana jest na podstawie wyników ze statycznej próby rozciągania (w temperaturze otoczenia) na maszynie Instron przedstawionej na rysunku 2.27. Dodatkowo, jeżeli odlewy są łączone z karoserią samochodu przy użyciu różnego rodzaju nitów, to badane jest nitowanie. Stacja nitowania jest zaprojektowana na takie same nity jakich używają klienci podczas montażu samochodów na linii produkcyjnej. Dokładność wymiarowo-kształtowa całego odlewu jest badana na maszynach typu CMM (współrzędnościowa maszyna do pomiaru kształtu i wymiarów w trzech osiach współrzędnych) i 3D GOM (optyczny system pomiaru powierzchni), którą przedstawiono na rysunku 2.28 dla tyłu detali, ile jest wymagane w specyfikacjach klienta. Dla aut marki Premium, kontroli podlega 100% detali.



Rys.2.27. Maszyna Instron do badań wytrzymałościowych i uchwyt do próbek w spółce MCP.



Rys.2.28. Maszyna do badań powierzchni 3D GOM w spółce MCP.

Na tym etapie procesu, który może zmieniać kształt detalu, wprowadzane są także stanowiska pomiarowe, badające krytyczne punkty odlewu, co przedstawiono na rysunku 2.29.



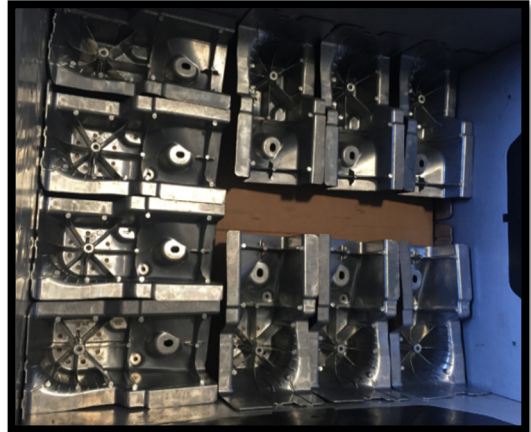
Rys.2.29. Stanowisko do pomiaru kształtu i kontroli wymiarów podłużnicy tylnej w MCP.

2.3.9. Pakowanie i wysyłka

Odlewy przed wysyłką, jeżeli wymaga to międzyoperacyjny transport wewnętrzny, są pakowane według specyfikacji zatwierdzonej przez klienta. Ma to na celu eliminację ewentualnej deformacji i, jeżeli wymaga tego specyfikacja klientowska, to również zabezpieczenie przed działaniem czynników zewnętrznych, np. wilgocią (wymagana odpowiednia czystość produktów ze względu na zastosowanie). Odpowiednio spakowane części (rys.2.30) dostarczane są bezpośrednio do klientów.

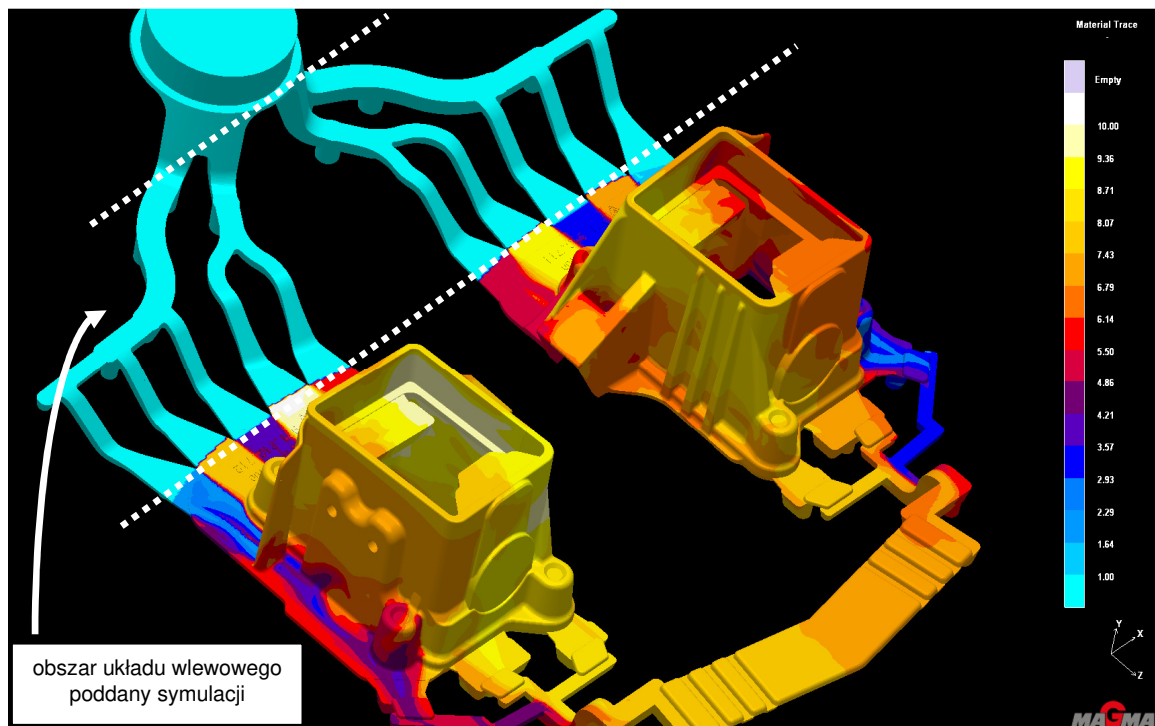
2.4. Symulacja procesu odlewania

Dla wszystkich odlewów przed rozpoczęciem produkcji prowadzone są symulacje procesu odlewania. Są to najczęściej symulacje zalewania, procesu krzepnięcia, rozkładu temperatur, itp. Może też być analizowany rozkład naprężeń oraz odkształceń. Symulacje komputerowe wykorzystywane są także przy projektowaniu form odlewniczych. Pozwala to na dostosowanie rodzaju (geometrii i rozmiaru) układów wlewowych i samej orientacji odlewu we wnęce formy. Dzięki wybraniu najlepszego wariantu zaoszczędza się nie tylko środki finansowe ale i czas, który jest potrzebny na wyprodukowanie formy. Odpowiednio zaprojektowana oraz wykonana forma odlewnicza determinuje późniejszą jakość odlewu, którą trudno podczas procesu odlewniczego znacząco poprawić przy nieodpowiedniej konstrukcji formy i jej układu wlewowego.

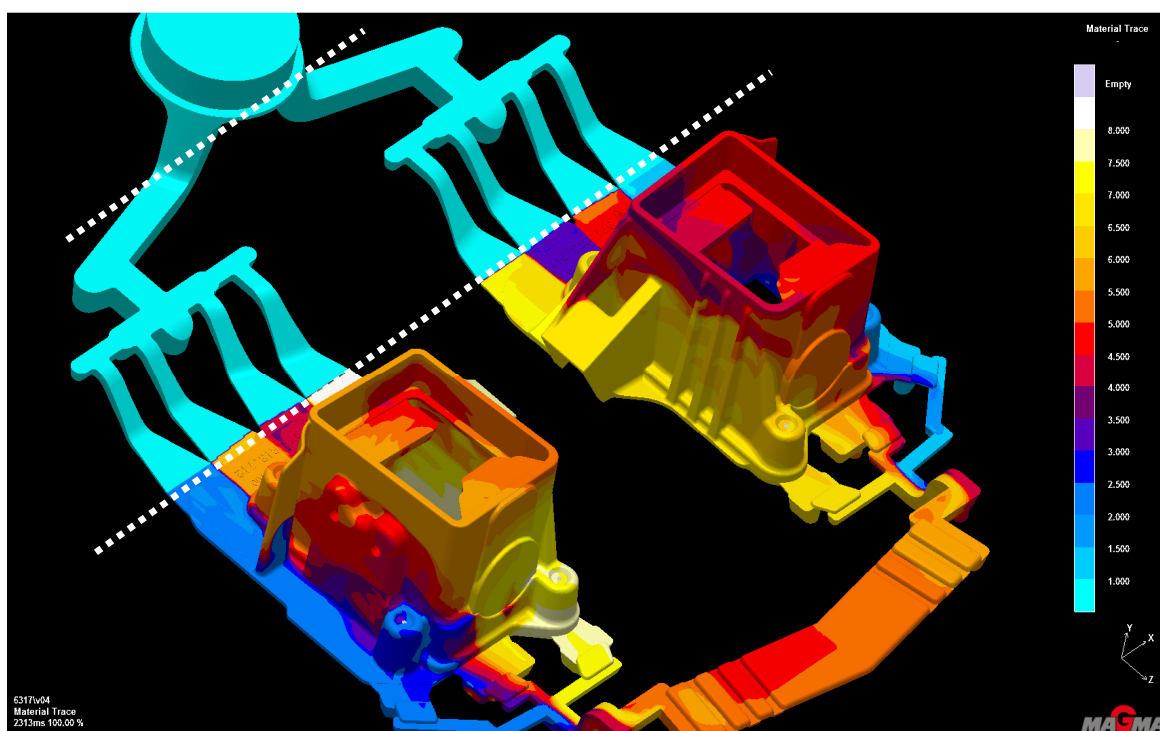


Rys.2.30. Metody pakowania odlewów strukturalnych w spółce MCP.

Podczas seryjnej produkcji oraz zebraniu odpowiedniej liczby danych rzeczywistych, przeprowadzane są także symulacje zmiany geometrii układów wlewowych i przelewów, dla zminimalizowania liczby wad odlewniczych i/lub poprawie żywotności narzędzi (form oraz okrojnika). Dla wybranych do badań odlewów strukturalnych, wykonano badania symulacji komputerowej odnośnie optymalizacji układów wlewowych oraz konstrukcji przelewów. W spółce MCP do symulacji komputerowej stosowany jest program Magma. Wyniki badań symulacji komputerowej zmiany układu wlewowego na odcinku od tzw. „piętki” do głównych strug rozprowadzających przedstawiają rysunki 2.31 i 2.32.



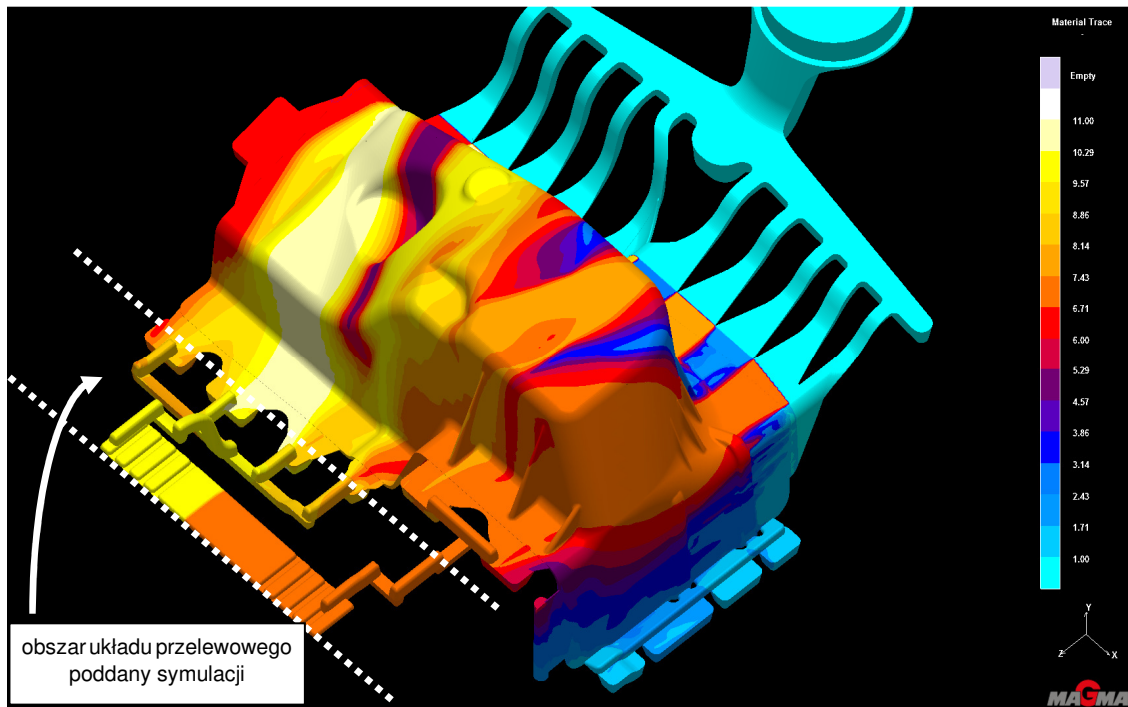
Rys.2.31. Symulacja komputerowa detalu PP przed zmianami.



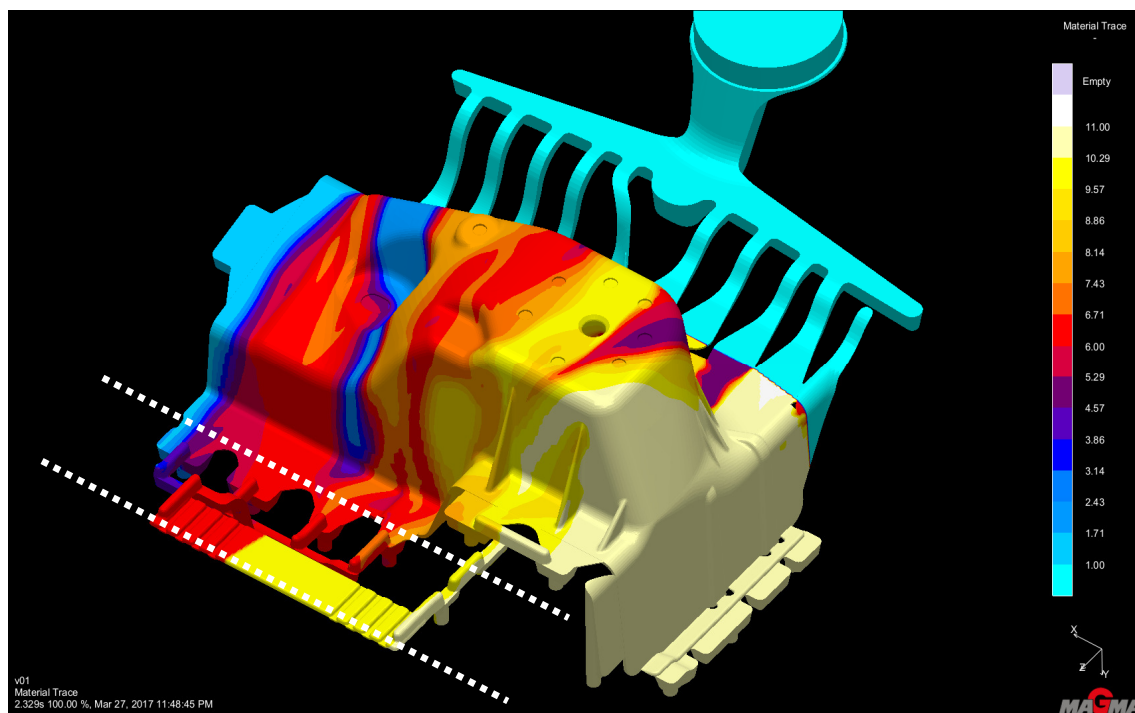
Rys.2.32. Symulacja komputerowa detalu PP po zmianie geometrii układu wlewowego.

Wyniki symulacji detalu PP po zmianach wykazały poprawne wypełnienia wnętrza formy w szczególności w dolnych części odlewu, jednak w miejscu, z którego pobierane są próbki wytrzymałościowe - nie zaobserwowano znaczących zmian.

Takie same badania symulacji komputerowej wykonano dla odlewu JLR. Wyniki badań przedstawiono na rysunkach 2.33 i 2.34.



Rys.2.33. Symulacja komputerowa detalu JLR przed zmianami.



Rys.2.34. Symulacja komputerowa detalu JLR po zmianach.

Dla detalu JLR, zmiana grubości szczeliny wlewowej oraz zmiana konstrukcji przelewu poprawiły przepływ stopu przez wnękę formy, co pozwoliło wyeliminować wady wizualne odlewu. Jednak nie wyeliminowano całkowicie pęcherzy gazowych. W miejscach pobrania próbek wytrzymałościowych przepływ materiału nie uległ zmianie.

2.5. Przyczyny zmiany parametrów obróbki cieplnej odlewów

Działanie spółki Magna Casting Poland na rynku OEM-ów nie pozwala na zmianę składu chemicznego stopu odlewniczego ale pozwala na modyfikację parametrów obróbki cieplnej przy zachowaniu tego samego jej rodzaju. Parametry procesowe, prowadzące do poprawy jakości odlewów (pod kątem zarówno wizualnym jak i wytrzymałościowym) ale także liczby braków, nie wymagają w większości przypadków testów na linii produkcyjnej klienta. Wykonanie testów u klienta podczas produkcji seryjnej jest możliwe, jednak wiąże się z większymi kosztami niż te, które wynikają ze zwiększonej liczby braków. Konieczne jest jedynie przygotowanie odpowiedniej dokumentacji oraz uzyskanie akceptacji klienta.

Badania wstępne wykazały, że obecnie stosowane parametry obróbki cieplnej odlewów strukturalnych wymagają poprawy ze względu na nieakceptowalną liczbę wybraków, co ma bezpośrednie przełożenie na zysk oraz zdolność produkcyjną spółki MCP. Wykonane badania symulacji komputerowej procesu odlewania oraz zmiany w układzie wlewowym nie zmieniły znacząco liczby wybrakowanych odlewów, wynikających ze zbyt niskich wartości wydłużenia oraz nadmiernego udziału pęcherzy gazowych.

Dla wybranych odlewów, brak wymaganych przez klienta właściwości mechanicznych, a w szczególności wydłużenia, powoduje sklasyfikowanie całej produkcji w trakcie trwania zmiany produkcyjnej jako złom (tab.2.4 i 2.5). Nieosiągnięcie wydłużenia jest na granicy dopuszczenia do specyfikacji klienta. Dzięki tak małej rozbieżności od specyfikacji możliwa jest zmiana parametrów obróbki cieplnej i ich dopasowanie, w celu poprawy właściwości wytrzymałościowych (szczególnie wydłużenia). Skala problemu jest dość duża, gdyż na łączną liczbę 61153 detali JLR w 2022r. - 1755 (ok. 3%) stanowiły odlewy, które nie spełniały wymaganych właściwości mechanicznych. Dla odlewów PP (209460 detali) udział wyrobów wadliwych, ze względu na tą samą cechę, stanowił ok. 4%.

Tab.2.4. Wyniki badań właściwości mechanicznych dla detali JLR z wybranej zmiany produkcyjnej.

Nr próbki	Umowna granica plastyczności $R_{0,2}$ MPa	Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa	Wydłużenie A, %
1	142,33	209,25	< 7,29
2	138,20	210,11	< 9,44
3	143,19	214,32	11,05
4	140,64	213,19	< 9,87
5	139,42	212,17	14,60
6	144,49	212,38	< 7,14
7	147,21	197,38	< 3,26
8	146,41	215,70	13,82
9	139,05	213,62	13,41
Minimum	138,20	197,38	8,26
Maksimum	147,21	215,70	14,60
Średnia	142,33	210,90	< 9,99
Wsp. zmienności	2,29	2,58	37,09

UWAGA: dla odlewów o oznaczeniu JLR, minimalne wartości właściwości mechanicznych to:

$$R_m = 180 \text{ MPa}, R_{0,2} = 110 \text{ MPa}, A = 10 \text{ \%}$$

Tab.2.5. Wyniki badań właściwości mechanicznych dla detali PP z wybranej zmiany produkcyjnej.

Nr próbki	Umowna granica plastyczności $R_{0,2}$ MPa	Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa	Wydłużenie A, %
1	166,60	267,71	8,69
2	157,83	259,99	< 6,85
3	161,65	263,08	8,05
4	146,37	249,98	< 5,03
5	156,39	259,18	< 7,35
6	155,38	258,20	10,65
7	149,12	253,13	< 6,26
8	157,03	260,68	9,14
9	161,12	260,22	< 7,49
10	154,82	259,66	8,91
11	156,22	261,88	10,61
12	160,29	264,39	9,99
Minimum	146,37	249,98	5,03
Maksimum	166,60	267,71	10,65
Średnia	156,90	259,84	8,25
Wsp. zmienności	3,47	1,81	21,14

UWAGA: dla odlewów o oznaczeniu PP, minimalne wartości właściwości mechanicznych to:

$$R_m = 240 \text{ MPa}, R_{0,2} = 140 \text{ MPa}, A = 8 \%$$

Kolejną przyczyną nieakceptowalnej liczby wyrobów wadliwych jest zbyt duży udział pęcherzy po obróbce cieplnej (rys.2.35 i 2.36). Ponieważ, dla detali JLR, stosowane jest tylko przesycanie, założono, że zmiana temperatury tego procesu może zmniejszyć udział pęcherzy przy zachowaniu odpowiednich właściwości wytrzymałościowych. W 2022 roku stwierdzono, że na 61153 detali JLR, aż 1231 (ok. 2%) stanowiły odlewy wybrakowane.

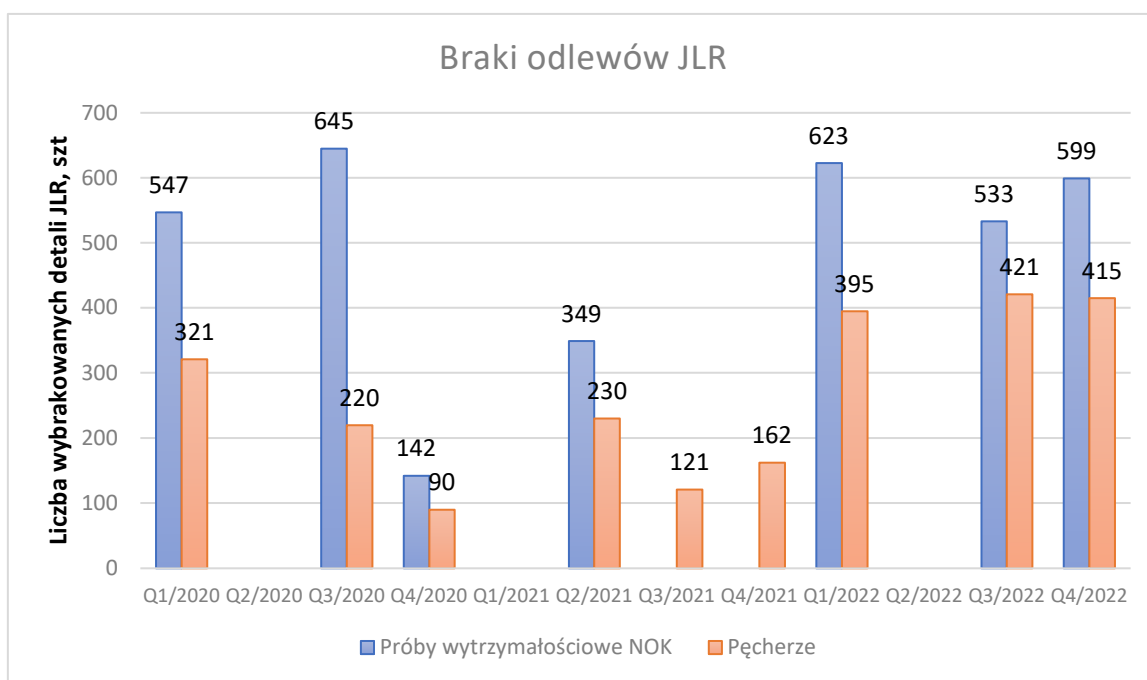


Rys.2.35. Odlewy PP z pęcherzami gazowymi poza specyfikacją klienta.

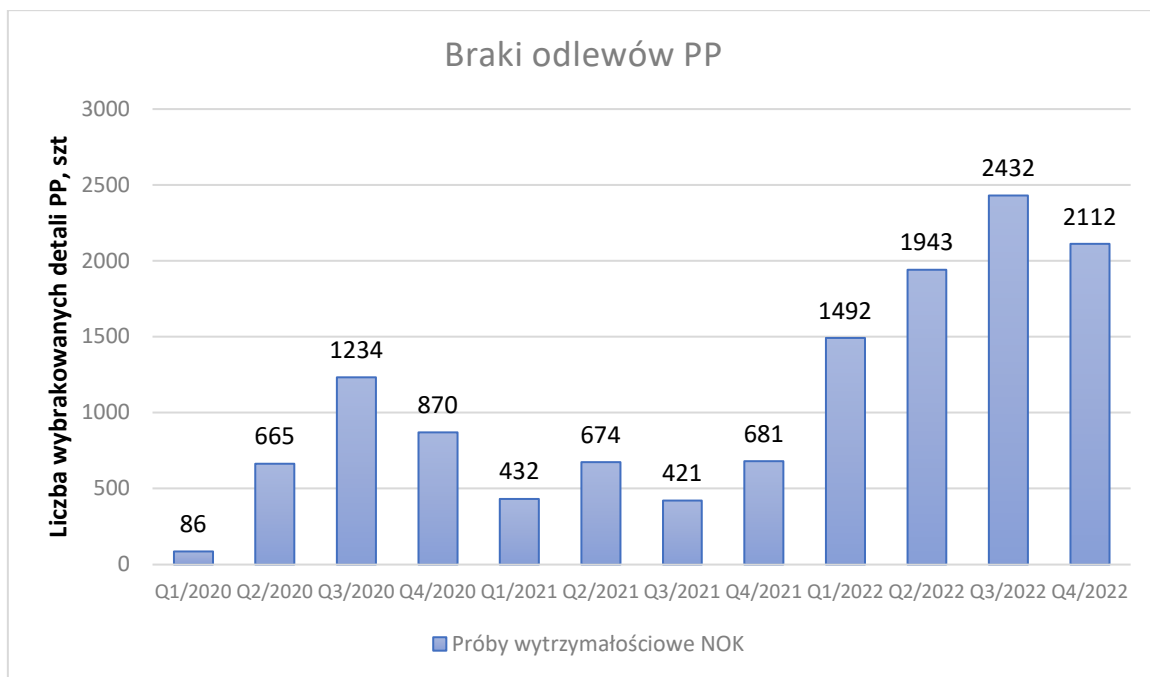


Rys.2.36. Odlewy JLR z pęcherzami gazowymi poza specyfikacją klienta.

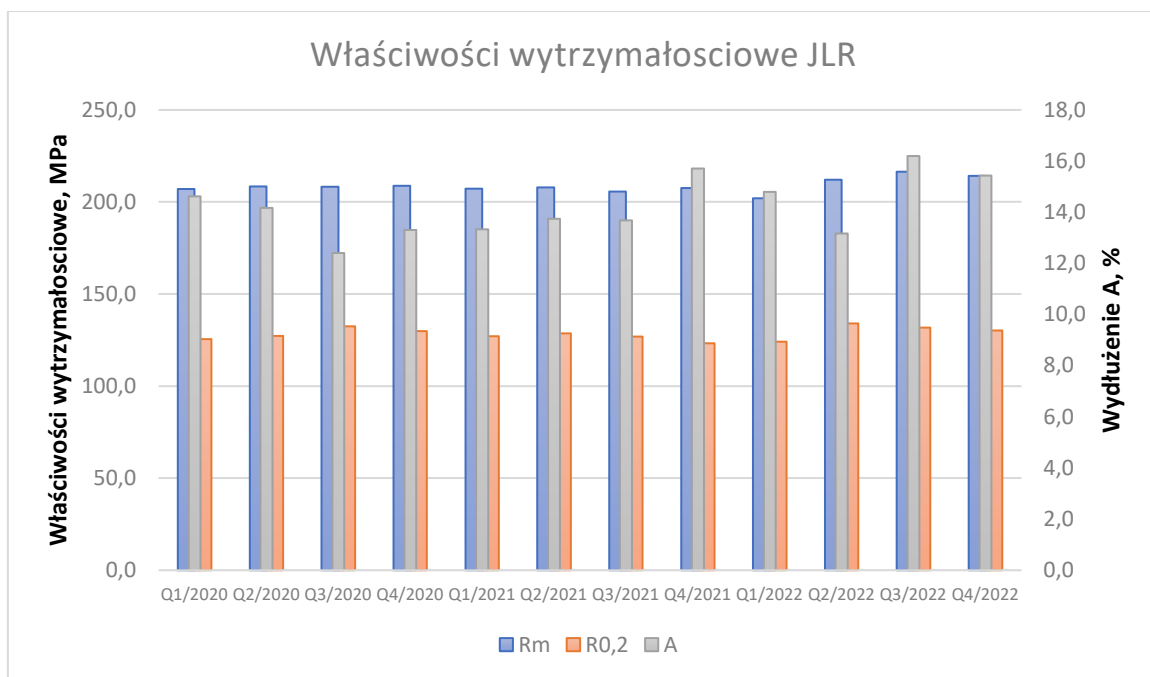
Zmiana parametrów obróbki cieplnej w celu mniejszego udziału wyrobów wadliwych poparta wynikami badań może zostać następnie przeniesiona do innych dywizji korporacji Magna i stanowić wytyczne dla powstających w przyszłości odlewni w korporacji.



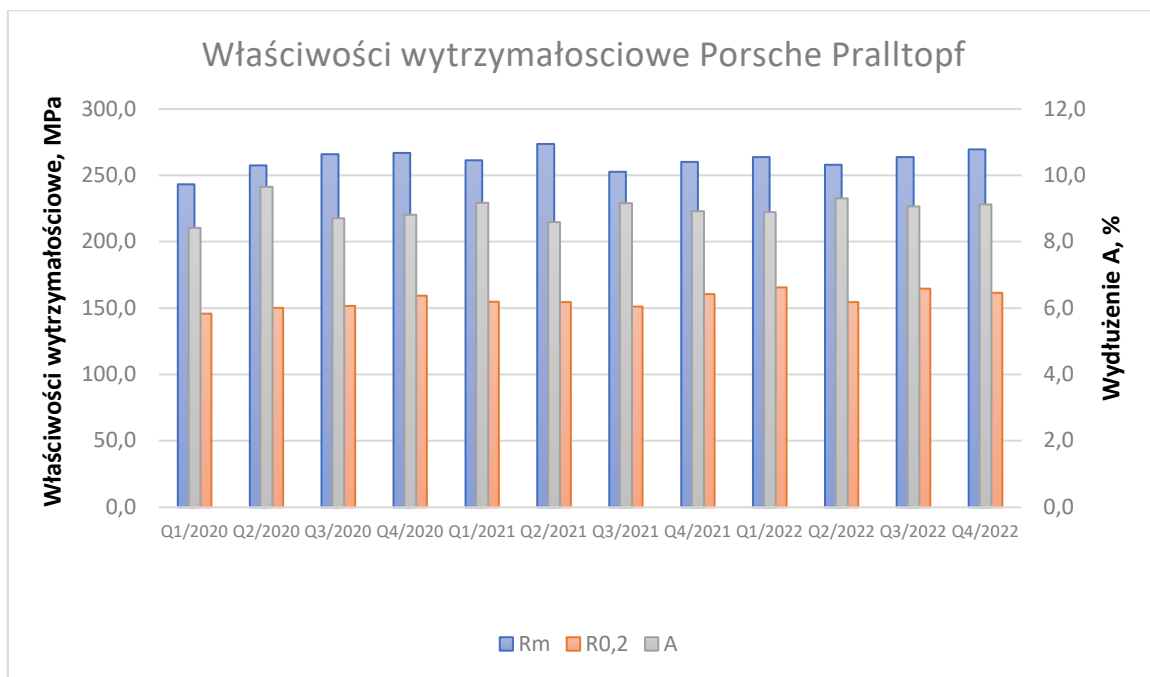
Rys.2.37. Liczba braków odlewów JLR w latach 2020-2022.



Rys.2.38. Liczba braków odlewów PP w latach 2020-2022.



Rys.2.39. Średnie właściwości wytrzymałościowe detali JLR w latach 2020-2022.



Rys.2.40. Średnie właściwości wytrzymałościowe detali PP w latach 2020-2022.

3. KONCEPCJA BADAŃ

Z przedstawionych badań wstępnych wynika, że dotychczas stosowane parametry obróbki cieplnej dla dwóch, wybranych do badań odlewów, będących częścią podwozia samochodowego, tzw. „detali strukturalnych”, tj.:

1. odlewu wspornika belki zderzaka tylnego (PP) dla samochodu marki Porsche Panamera,
2. odlewu wspornika zawieszenia tylnego Pedestal L462 (JLR) dla samochodu marki Jaguar Land Rover są następujące:

- dla odlewu (PP) obróbka cieplna do stanu T5: starzenie w temperaturze 215°C przez 110 min. z chłodzeniem przy pomocy nadmuchu powietrza wentylatorem,
- dla odlewu (JLR) obróbka cieplna do stanu T7: przesycanie w temperaturze 465°C przez 45 min. z szybkim chłodzeniem oraz starzenie w temperaturze 215°C przez 90 min. także z chłodzeniem przy pomocy nadmuchu powietrza.

Odlewy te są wykonane ciśnieniowo z dwóch stopów aluminium, tj.:

- AlSi7Mg (odlew PP) oraz
- AlSi10MnMg (odlew JLR) o składzie chemicznym podanym w tabeli 2.3.

Opisany sposób produkcji wybranych do badań odlewów, pomimo międzyoperacyjnej kontroli jakości powoduje m.in.:

- zdarzającą się dość często, niewystarczającą wartość wydłużenia (poniżej 8% dla detalu PP i poniżej 10% dla JLR) oraz
- występowanie nadmiernego udziału pęcherzy gazowych i ich rozmiaru (dla detalu JLR).

Wady te powodowały zwiększony udział wyrobów niemieszczących się w specyfikacjach narzuconych przez klientów, efektem czego była zbyt duża liczba wyrobów odrzuconych.

Biorąc pod uwagę, że spółka Magna Casting Poland (MCP) nie może wprowadzać tzw. istotnych zmian w technologii odlewania ciśnieniowego detali strukturalnych, jedyną możliwością zmniejszenia udziału wyrobów wadliwych było dostosowanie parametrów obróbki cieplnej przy zachowaniu tego samego rodzaju obróbki, tzn. starzenie dla detalu PP oraz przesycanie i starzenie dla detalu JLR.

Biorąc pod uwagę powyższe założono, że zmiana parametrów obróbki cieplnej odlewów strukturalnych powinna:

- poprawić plastyczność stopów AlSi7Mg dla detalu PP i AlSi10MnMg dla detalu JLP mierzoną wydłużeniem, nie powodując:
 - ✓ pogorszenia właściwości wytrzymałościowych (R_m i $R_{0,2}$) poniżej specyfikacji klienta tj.: R_m min. 240MPa i $R_{0,2}$ min. 140MPa - dla PP oraz R_m min. 180MPa i $R_{0,2}$ min. 110MPa - dla JLR,
 - ✓ zwiększenia udziału i rozmiarów pęcherzy gazowych (dla detalu JLR przy wizualnej ocenie porównawczej zgodnej z wzornikiem),
 - ✓ pogorszenia dokładności kształtowo-wymiarowej (dla detalu JLR).

Stwierdzono również, że wsad przygotowywany był w udziale 50% złom obiegowy (procesowy) i 50% gąski hutnicze z materiałów pierwotnych. Jednak obecne tendencje wymuszają zwiększenie udziału materiałów złomowanych do poziomu 70%.

Zasadnym jest więc podjęcie próby opracowania nowych parametrów obróbki cieplnej dla stopów AlSi7Mg i AlSi10MnMg przy większym udziale złomu obiegowego i ich wpływ na przedstawione determinanty jakościowe, decydujące o produkcji i sprzedaży dla klientów.

W związku z tak ustalonymi założeniami, odlewnia Magna Casting Poland zgłosiła problem badawczy dotyczący doboru parametrów obróbki cieplnej, tj.:

- ✓ starzenia dla odlewu wspornika belki zderzaka tylnego dedykowanego dla samochodu Porsche Panamera,
- ✓ przesycania i starzenia odlewu wspornika zawieszenia tylnego dla samochodu Jaguar Land Rover

pod kątem poprawy wydłużenia przy zachowaniu pozostałych wymagań specyfikacji klienta (dopuszczalnych właściwości mechanicznych i udziału pęcherzy gazowych oraz wymaganej dokładności kształtowo-wymiarowej) dotyczących badanych odlewów.

W związku z tym, określono cele główne oraz cel użyteczny badań.

3.1 Cele główne

Ponieważ badania dotyczą dwóch ciśnieniowych odlewów strukturalnych, wykonanych z różnych stopów aluminium, określono dwa cele główne:

1. Celem badań jest taki dobór parametrów starzenia odlewów wspornika belki zderzaka tylnego ze stopu AlSi7Mg, które zapewnią uzyskanie wydłużenia powyżej 8%, przy zachowaniu właściwości mechanicznych, tj.: R_m min. 240 MPa oraz $R_{0,2}$ min. 140 MPa, zgodnych ze specyfikacją klienta,
2. Celem badań jest taki dobór parametrów przesycania i starzenia odlewów wspornika zawieszenia tylnego ze stopu AlSi10MnMg, które zapewnią poprawę wydłużenia powyżej 10%, przy zachowaniu właściwości mechanicznych, tj.: R_m min. 180 MPa oraz $R_{0,2}$ min. 110 MPa, wymaganej dokładności kształtowo-wymiarowej i dopuszczalnego udziału pęcherzy gazowych.

3.2 Cel użyteczny

Celem praktycznym jest możliwość skrócenia czasu obróbki cieplnej ciśnieniowych odlewów strukturalnych ze stopów Al-Si i zmniejszenie liczby wyrobów wadliwych przy zwiększeniu udziału złomu obiegowego z 50 do 70%. Spowoduje to polepszenie rentowności procesowej odlewów ze stopów aluminium oraz zmniejszenie tzw. śladu węglowego, rozumianego jako całkowitą emisję sumy gazów cieplarnianych wywołanych procesem produkcji odlewów.

Celem użytecznym jest również przygotowanie kompletu dokumentacji do ewentualnego wdrożenia nowych parametrów obróbki cieplnej w odlewni Magna Casting Poland i przetransponowanie zmian technologii obróbki cieplnej do innych oddziałów korporacji Magna o podobnej strukturze asortymentowej odlewów ciśnieniowych ze stopów aluminium.

3.3 Zakres badań wstępnych i zasadniczych

Dla zrealizowania tak postawionych celów, zakres badań obejmują między innymi następujące zagadnienia:

1. Opis profilu działalności spółki Magna Casting Poland (MCP).
2. Charakterystyka procesu odlewania ciśnieniowego wybranych odlewów PP i JLR.
3. Charakterystyka dotychczas stosowanych parametrów obróbki cieplnej.
4. Udział wyrobów wadliwych dla dotychczas stosowanego przesycań i starzenia (od Q1/2020 do Q4/2022). Przyczyny zmiany parametrów obróbki cieplnej.
5. Opracowanie planu eksperymentu proponowanych parametrów obróbki cieplnej (oddzielnie dla stopu AlSi7Mg i dla stopu AlSi10MnMg).
6. Wykonanie prób technologicznych według przedstawionego planu eksperymentu dla próbnej partii odlewów (100 szt. dla detalu PP oraz 160 szt. dla detalu JLR).
7. Wyniki badań właściwości mechanicznych R_m , $R_{0,2}$, A próbek wyciętych z odlewów rzeczywistych oraz ocena ich mikrostruktury.
8. Ocena liczby i udziału pęcherzy gazowych dla odlewu JLR dla najlepszego wariantu przesycań i starzenia.
9. Ocena dokładności kształtowo-wymiarowej dla odlewu JLR dla najlepszego wariantu przesycań i starzenia.
10. Wykonanie większej partii odlewów dla najlepszych parametrów obróbki cieplnej (Q1 i Q2/2023).
11. Porównanie udziału wyrobów wadliwych dla najlepszego wariantu parametrów obróbki cieplnej (Q1 i Q2/2023).
12. Podsumowanie, wnioski i zalecenia technologiczne.

3.4 Elementy nowości rozprawy

Elementami nowości niemającymi odniesienia w literaturze są:

- próba wykazania związku przyczynowo skutkowego między parametrami utwardzania wydzieleniowego, a dokładnością kształtowo-wymiarową oraz obecnością pęcherzy gazowych w ciśnieniowych odlewach strukturalnych, wykonanych ze stopu AlSi10MnMg,
- wykonanie badań (właściwości mechanicznych, dokładności kształtowo-wymiarowej oraz udziału porów gazowych) na gotowych odlewach i ich weryfikacja w warunkach przemysłowych na pracującej linii produkcyjnej.

3.5. Techniczna strona realizacji planu badań

Jak już wspomniano, wszystkie badania zrealizowano w warunkach przemysłowych na terenie Magna Casting Poland sp. z o.o. Kędzierzyn-Koźle. Realizacja i osiągnięcie postawionych celów rozprawy wymagało chronologicznej analizy wielu aspektów naukowo-empirycznych, z których najważniejsze to:

1. wskazanie głównych przyczyn nadmiernego udziału wad odlewniczych wybranych do badań odlewów strukturalnych (rys. 2.37 i 2.38) oraz analiza ich powstania,
2. sprecyzowanie problemu badawczego. Koncepcja rozprawy,

3. ustalenie działań zmierzających do ograniczenia wad w odlewach strukturalnych (tzw. zapobiegawczych), dozwolonych przez korporację Magna International Inc. Burza mózgów, analiza techniczna, analiza produkcji ze szczególną uwagą obróbki cieplnej, analiza liczby odlewów wadliwych przed wprowadzonymi zmianami. Działania te to przede wszystkim:
 - poprawa geometrii układu wlewowego formy ciśnieniowej odlewów strukturalnych - badania symulacji komputerowej,
 - poprawa parametrów procesu starzenia dla odlewu wspornika belki zderzaka tylnego do samochodu Porsche Panamera oraz przesycania i starzenia odlewu wspornika zawieszenia tylnego dla samochodu Jaguar Land Rover pod kątem poprawy wydłużenia ponad wartości minimalne tj.: 8% dla stopu AlSi7Mg i ponad 10% dla AlSi10MnMg, bez pogorszenia pozostałych wymagań klienta,
4. weryfikacja zaproponowanych zmian geometrii układu wlewowego formy ciśnieniowej odlewów strukturalnych w warunkach produkcji przemysłowej,
5. weryfikacja parametrów starzenia odlewów PP ze stopu AlSi7Mg oraz przesycania i starzenia odlewów JLR ze stopu AlSi10MnMg w warunkach przemysłowych na wybranej liczbie detali próbnych,
6. ocena wydłużenia dla stopu AlSi7Mg
7. ocena wydłużenia, dokładności kształtowo-wymiarowej i obecności pęcherzy gazowych dla stopu AlSi10MnMg,
8. porównanie udziału wyrobów wadliwych przed i po zaproponowanych zmianach technologii obróbki cieplnej odlewów strukturalnych z uwzględnieniem podwyższenia udziału złomu obiegowego z 50% do 70%,
9. przygotowanie do wdrożenia zmian obróbki cieplnej,
10. podsumowanie, wnioski i zalecenia technologiczne.

3.6 Materiał, stanowiska i metodyka badań

Materiałem do badań były dwa stopy aluminium, będące własnością spółki MCP:

- AlSi7Mg dla odlewu PP – obróbka cieplna do stanu T5,
- AlSi10MnMg dla odlewu JLR – obróbka cieplna do stanu T7.

Jak już stwierdzono, wszystkie badania zostały wykonane na stanowiskach, które wchodzą w skład spółki Magna Casting Poland. Sposób przeprowadzania obróbki cieplnej obydwu stopów oraz stanowiska przeznaczone do tego celu opisano w rozdziale 2.3.3.

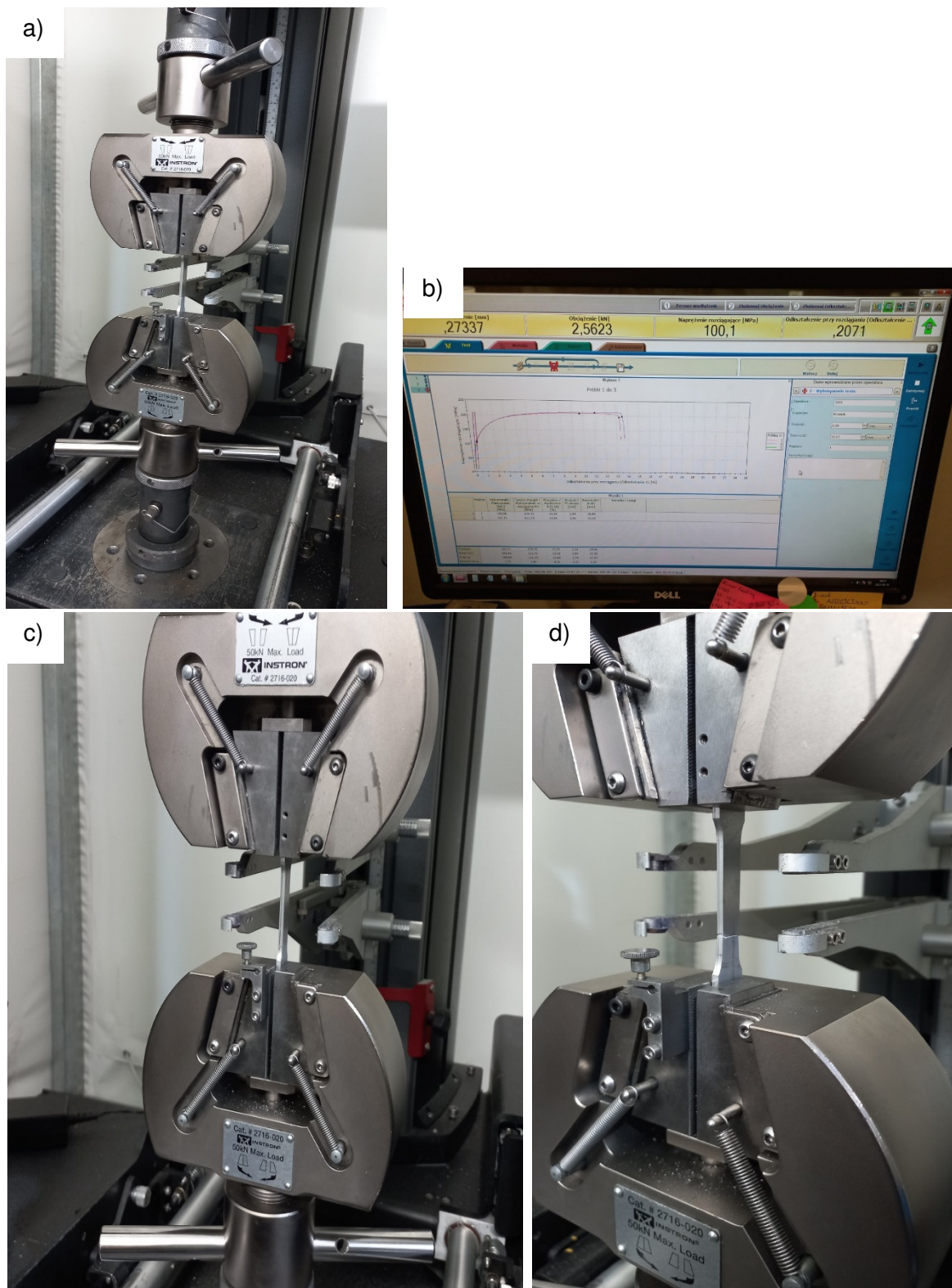
Próbki do badań właściwości wytrzymałościowych (według rys. 2.13) są automatycznie wycinane z gotowych odlewów na maszynie pokazanej na rys. 2.12 z miejsc wskazanych przez klienta i przedstawionych na rysunku 2.14.

Wszystkie oznaczenia właściwości wytrzymałościowych tj.:

- wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa,
- umowna granica plastyczności $R_{0,2}$, MPa oraz
- wydłużenie procentowe po zerwaniu próbki A, %

ze statycznej próby rozciągania są zgodne z Polską Normą PN-EN ISO 6892-1:2010.

Stacyczną próbę rozciągania w temperaturze pokojowej (20°C) przeprowadzono zgodnie z powyższą normą na maszynie firmy Instron (rys.2.27 i 3.1) stosując przełożenie 20:1 ze stałą prędkością rozciągania 5 mm/min.



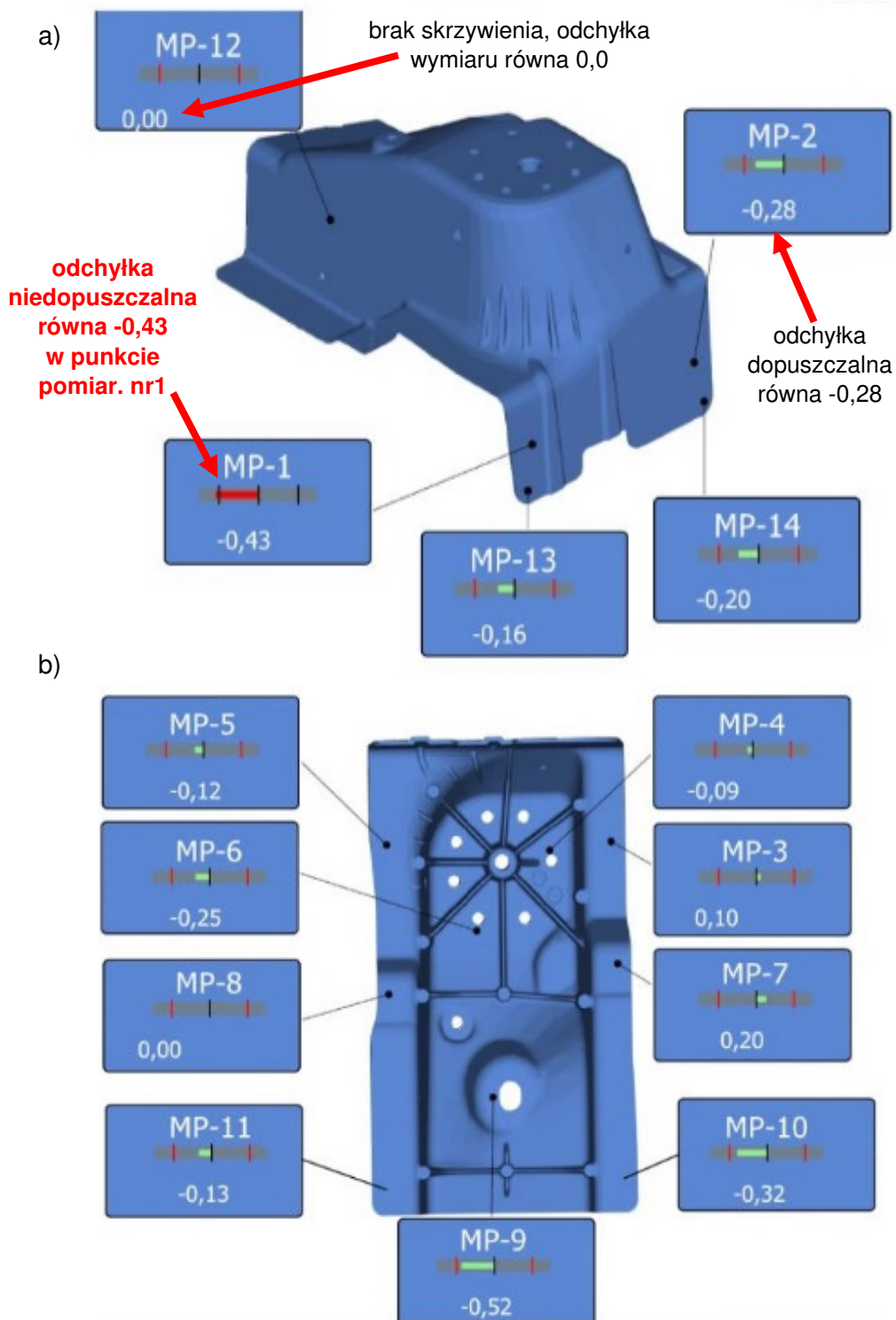
Rys.3.1. Maszyna wytrzymałościowa Instron do statycznej próby rozciągania: a) widok ogólny; b) pulpit z wykresem rozciągania; c) próbka przed zerwaniem; d) próbka po zerwaniu.

Zgłady do badań metalograficznych wykonano na podstawie zaleceń eksperckiego systemu firmy Buehler na urządzeniu Delta Abrasinet Cutter na tarczy do cięcia materiałów nieżelaznych Buehler 102511. Inkludowanie próbek na gorąco prowadzono w prasce Simplimet 3000 w żywicy fenolowej z cząstkami grafitu – Buehler Conductomet. Proces prowadzono na gorąco przez 1 min. w 150°C, przy ciśnieniu roboczym prasy 250 bar. Szlifowanie i polerowanie próbek wykonano na półautomatycznej polerko-szlifierce Phoenix 4000, zgodnie ze standardową procedurą firmy Buehler.

Obserwacje metalograficzne prowadzono na mikroskopie świetlnym MeF-2 firmy Reichert. Badania mikroanalizy rentgenowskiej prowadzono na mikroskopie skaningowym Hitachi S-4200, sprzężonym ze spektrometrem rentgenowskim EDS Voyager firmy Noran. Badania mikrostruktury przeprowadzono na elektronowym mikroskopie skaningowym Hitachi S-3400N wyposażonym w detektor elektronów wtórnych - SE (kontrast obrazu uzyskanego przy stosowaniu detektora elektronów wtórnych, związanego z morfologią powierzchni skanowanego obszaru) i wstecznie rozproszonych – BSE (kontrast obrazu uzyskanego przy wykorzystaniu detektora elektronów wstecznie rozproszonych, związanego ze średnią liczbą atomową skanowanego obszaru). Analizę składu chemicznego i powierzchniowy rozkład pierwiastków wykonano techniką mikroanalizy rentgenowskiej z dyspersją energii (EDS) za pomocą detektora Thermo Noran (System Six).

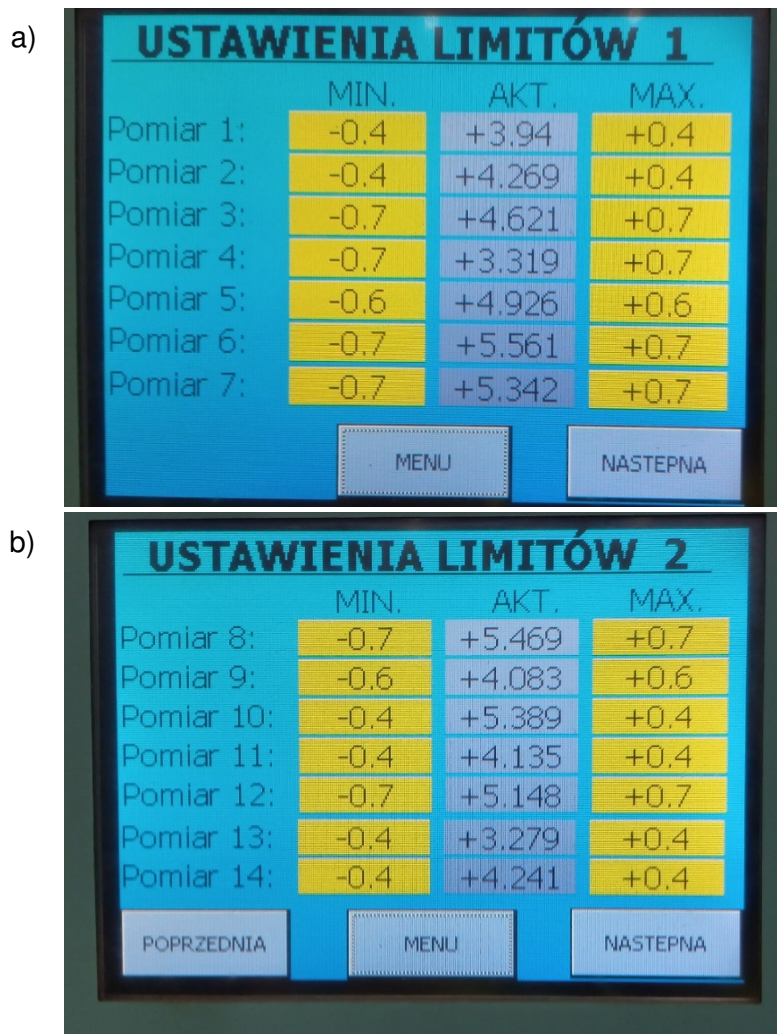
Ocenę dokładności kształtowo-wymiarowej odlewu wspornika zawieszenia tylnego Pedestal L462 (JLR) dla samochodu Jaguar Land Rover przeprowadzono na stanowisku pokazanym na rysunku 2.18 w miejscach wskazanych na rysunku 2.19. Odlew PP - nie wymaga prostowania. Stanowisko dokonuje pomiaru w 14 punktach powierzchniowych tak, jak to pokazano na rysunku 3.2. Po wykonaniu badań, generowany jest raport, który określa odchyłki wymiarowe od rysunku technicznego wg limitów przedstawionych na rysunku 3.3.

Jeśli wartość w danym punkcie pomiarowym jest ze znakiem +, to oznacza deformację odlewu i konieczność jego prostowania (manualnego) od zewnątrz punktu pomiarowego. Natomiast, jeśli w danym punkcie pomiarowym widnieje znak -, to oznacza konieczność prostowania odlewu od wewnątrz punktu pomiarowego. Proces prostowania trwa tak długo, aż wszystkie punkty pomiarowe będą mieścić się w dopuszczalnych limitach tolerancji wymiarowej danego odlewu.



Rys.3.2. Raport ze stanowiska pomiarowego dokładności kształtowo – wymiarowej:
a) widok zewnętrzny (punkty pomiarowe: 1; 2; 12; 13; 14); widok wewnętrzny (punkty pomiarowe od 3 do 11) detalu JLR.

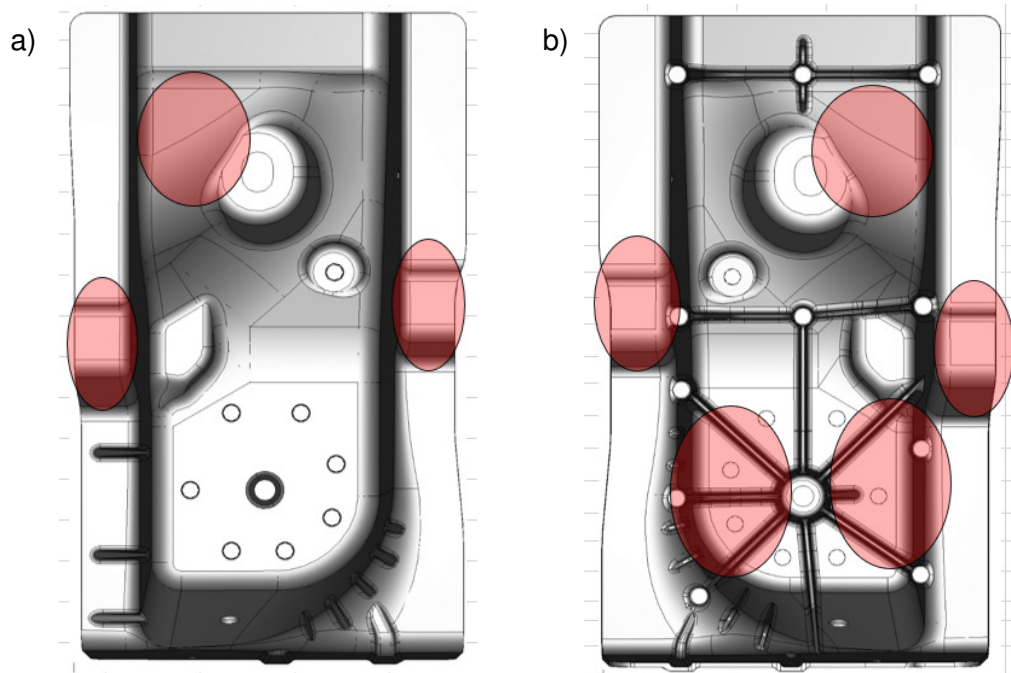
Wartość limitów odchyłek badań dokładności kształtowo-wymiarowej (indywidualnie dla każdego detalu wg specyfikacji klienta) ustawia się na pulpicie sterowniczym, pokazanym na rysunku 3.3.



Rys.3.3. Ekran z maszyny pokazanej na rysunku 2.18 przedstawiający dopuszczalne odchyłki wymiarowe odlewu JLR dla punktów: a) od 1 do 7; b) od 8 do 14, gdzie: min. - wartość minimalna odchyłki wymiaru; akt. - wartość aktualna odchyłki mierzonego odlewu; max. - wartość maksymalna odchyłki wymiarowej.

Badania pęcherzy gazowych (tzw. blistrów) przeprowadzane są wizualnie dla każdego detalu JLR po pierwszym etapie obróbki cieplnej – przesycaniu. Odlew PP - nie wymaga tego typu badań.

Doświadczenie z procesu odlewania oraz analiza raportów z działu kontroli jakości spółki MCP wskazują, że największe prawdopodobieństwo wystąpienia blistrów jest na powierzchni detalu w miejscach, które przedstawiono na rys 3.4. (8 obszarów: 3 zewnątrz oraz 5 wewnątrz) odlewu.

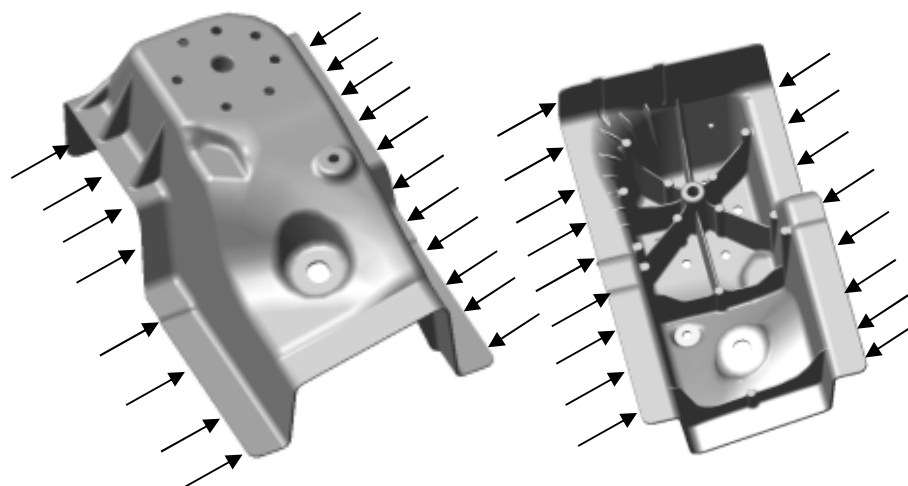


Rys.3.4. Miejsca o największym prawdopodobieństwie wystąpienia pęcherzy gazowych.

Nie wszystkie pęcherze gazowe klasyfikują odlew jako niezgodny. Dopuszczalne rozmiary z podziałem na strefy odlewu (rys.3.5) przedstawiono w tabeli 3.1.

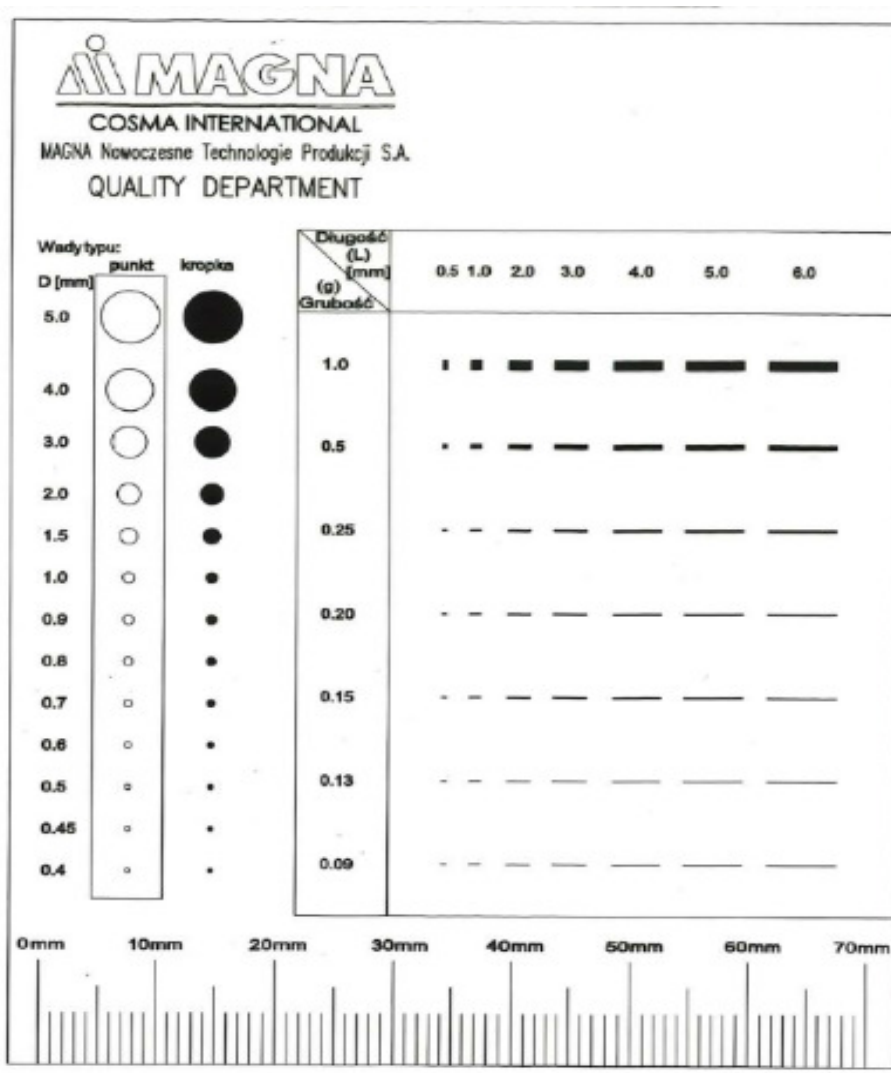
Tab.3.1. Dopuszczalne wady pęcherzy gazowych według specyfikacji dla detalu JLR.

Blistry - Obszar krawędzi / Nitowania	Wielkość do 1 mm
Blistry - Powierzchnia detalu	Wielkość do 3 mm



Rys. 3.5. Obszar krawędzi detalu JLR o dopuszczalnej mniejszej wielkości pęcherzy gazowych.

Do oceny wielkości pęcherzy gazowych (ale także innych wad odlewniczych) wykorzystywane są wzorce przygotowane przez dział jakości spółki MCP. Wzorec dotyczący rozmiarów wad odlewniczych detali strukturalnych przedstawia rysunek 3.6.



Rys.3.6. Wzorzec do określania wielkości wad odlewniczych, gdzie: punkt służy do pomiaru wielkości Rozmiaru wad typu zagłębienie, natomiast kropka służy do pomiaru wielkości np. pęcherzy gazowych, pozostałe wskaźniki służą do określenia wielkości wad typu liniowego, np. pęknięcia.

Ocena wad wizualna występuje po każdym procesie produkcyjnym w którym bierze udział operator. Sprawdza on i skupia się na wadach oraz obszarach, które na danym etapie produkcyjnym mogą powstać. Dla przykładu operator na wydziale odlewni skupia się na wadach typowo odlewniczych, a operator na wydziale obróbki cieplnej skupia się na brakach które mogły wystąpić na etapie obróbki cieplnej tj. pęcherze gazowe, deformacje. W celu ułatwienia szybkiej weryfikacji detalu przygotowany został wzorzec przez dział jakości pomagający operatorom w określeniu wielkości wady, a tym samym wstępnego zakwalifikowania odlewu jako niezgodny (rys.3.6). Każdy detal niezgodny jest następnie raz dziennie przeglądany przez inżyniera jakości odpowiedzialnego za całość produkcji. W przypadku gdy wada jest na granicy specyfikacji zleca on kolejne badania np. CMM, GOM (rys.2.28) w celu określenia statusu jakościowego danego detalu. Jeżeli operator niesłusznie zakwalifikował odlew jako niezgodny, a według specyfikacji dana wielkość/rodzaj/ilość wady jest dopuszczalna, dostaje on informację zwrotną od działu jakości w celu ciągłego doskonalenia zarówno procesu jak i kontroli wizualnej.

3.7. Plan eksperymentu

Ponieważ, badania dotyczą dwóch stopów: AlSi7 i AlSi10MnMg, plan eksperymentu również podzielono na dwie części.

3.7.1. Plan eksperymentu dla odlewów ze stopu AlSi7Mg

Pierwszym etapem badań zasadniczych dla odlewów ze stopu AlSi7Mg przeznaczonych dla samochodu PP, które są obrabiane cieplnie do stanu T5, było dobranie temperatury starzenia dla czasu obróbki obecnie stosowanej tj. 110 min. Jak zaznaczono w poprzednim rozdziale, ma to na celu poprawę wydłużenia i zmniejszenie liczby wyników, które występują blisko dolnej granicy wymagań wydłużenia ($A = \text{min. } 8\%$) w specyfikacji klienta.

Plan eksperymentu doboru temperatury starzenia odlewu dla samochodu PP oznaczona jako T(PP) przedstawiono w tabeli 3.2.

Tab.3.2. Plan eksperymentu doboru temperatury starzenia odlewów PP ze stopu AlSi7Mg.

Oznaczenie i numer próby	Temperatura starzenia, °C
T(PP)1	205
T(PP)2	210
T(PP)3	215
T(PP)4	220
T(PP)5	225

gdzie: T oznacza temperaturę starzenia, (PP) odlewu wspornika belki zderzaka tylnego dla samochodu marki Porsche Panamera, a liczby od 1 do 5 - kolejną próbę.

Po wybraniu temperatury starzenia, dla której wartość wydłużenia będzie największa, (bez pogorszenia innych wymagań jakości), kolejny etap dotyczy określenia długości czasu starzenia odlewów PP - tabela 3.3.

Tab.3.3. Plan eksperymentu doboru czasu starzenia po wybraniu optymalnej temperatury odlewów PP otrzymanych ze stopu AlSi7Mg.

Oznaczenie i numer próby	Czas starzenia, min.
C(PP)1	70
C(PP)2	80
C(PP)3	90
C(PP)4	100
C(PP)5	110

gdzie: C oznacza czas starzenia, (PP) odlewu wspornika belki zderzaka tylnego samochodu marki Porsche Panamera, a liczby od 1 do 5 - kolejną próbę.

3.7.2. Plan eksperymentu dla odlewów ze stopu AlSi10MnMg

Odlewy JLR ze stopu AlSi10MnMg przechodzą obróbkę cieplną do stanu T7. Ze względów technologicznych (ilość komór w piecach) czas starzenia jest dwa razy dłuższy od czasu przesycania. Próby zostały przeprowadzone z czasem przesycania 45 minut oraz starzenia 90 minut. Nie jest możliwa zmiana czasu tych etapów obróbki cieplnej ze względu na to, że wybrane do badań odlewy są obrabiane cieplnie wraz z innymi detalami w tych samych piecach. Możliwa jest więc tylko zmiana temperatury. Zmiana, a zwłaszcza wydłużenie czasu obróbki cieplnej burzy harmonogram dalszych etapów technologicznych przygotowywania odlewów, stąd optymalizowano czas starzenia pod kątem jego skrócenia.

Każda próba, (podobnie jak dla stopu AlSi7Mg) będzie dotyczyć badania właściwości mechanicznych, a następnie wykonana zostanie większa partia odlewów z wytypowanymi parametrami obróbki cieplnej odpowiadającymi wymaganiom specyfikacji klienta.

Wymagania minimalne dla stopu AlSi10MnMg to $R_m=180$ MPa, $R_{0,2}=110$ MPa oraz $A=10\%$, przy zachowaniu dotychczasowego udziału pęcherzy gazowych i bez pogorszenia dokładności kształtowo wymiarowej odlewów JLR dla samochodu Jaguar Land Rover.

Plan eksperymentu doboru temperatur przesycania i starzenia odlewów JLR przedstawia tabela 3.4.

Tab.3.4. Plan eksperymentu temperatur przesycania i starzenia dla odlewu JLR.

Oznaczenie i numer próby	Temperatura przesycania, °C	Temperatura starzenia, °C
JLR 1	475	205
JLR 2	475	210
JLR 3	475	215
JLR 4	475	220
JLR 5	465	205
JLR 6	465	210
JLR 7	465	215
JLR 8	465	220
JLR 9	455	205
JLR 10	455	210
JLR 11	455	215
JLR 12	455	220
JLR 13	445	205
JLR 14	445	210
JLR 15	445	215
JLR16	445	220

gdzie: JLR oznacza odlew wspornika zawieszenia tylnego Pedestal L462 dla samochodu marki Jaguar Land Rover, a liczby od 1 do 16 - kolejną próbę.

4. BADANIA ZASADNICZE I ICH ANALIZA

4.1 Wyniki składu chemicznego badanych stopów przy zwiększonym udziale złomu obiegowego

W pierwszym etapie badań, zgodnie z założoną koncepcją zwiększono udział złomu obiegowego ze stosowanych dotychczas 50% do 70 %. Jak już wspomniano zmiana ta jest spowodowana rosnącą potrzebą zwiększania udziału materiałów recyklingowych w porównaniu do kurczących się zasobów surowców pierwotnych. Aby detale mogły być akceptowalne przez klienta najważniejszym kryterium jest mieszczący się w specyfikacji skład chemiczny. W związku z powyższym korzystając ze spektrometru przedstawionego na rysunku 2.25 wykonano badania składu chemicznego stopów AlSi7Mg i AlSi10MnMg, których wyniki przedstawiono w tabelach 4.1 i 4.2.

Tab.4.1 Wyniki składu chemicznego stopu AlSi7Mg (detal PP)
przy 70% udziale złomu obiegowego.

Skład chemiczny, %	Rodzaj odlewu	PP
	Symbol pierwiastka	Zawartość
	Si	6,91
	Fe	0,19
	Cu	0,03
	Mn	0,62
	Mg	0,27
	Cr	0,02
	Ni	0,02
	Zn	0,03
	Pb	0,01
	Sn	0,01
	Ti	0,08
	Sr	0,023
	Sb	0,002
	Be	0,0000
	Ca	0,0000
Inne	pojed.	max 0,05
	Razem	max 0,15
	Al.	reszta

Z przedstawionych wyników badań składu chemicznego stopów AlSi7Mg oraz AlSi10MnMg wynika, że zwiększenie udziału złomu obiegowego (własnego) z 50 do 70% oprócz niewielkiego podwyższenia zawartości żelaza nie wpłynęło znacząco na zmianę zawartości pozostałych pierwiastków stopowych. Ponieważ wyniki te mieszczą się w specyfikacji klienta odnośni odlewów strukturalnych (tab. 2.3) stwierdzono, że podwyższenie udziału złomu jest dopuszczalne. W związku z tym można było przeprowadzić kolejne etapy badań określone w koncepcji pracy doktorskiej.

Tab.4.2 Wyniki składu chemicznego stopu AlSi10MnMg (detal JLR) przy 70% udziale złomu obiegowego.

Skład chemiczny, %	Rodzaj odlewu	JLR
	Symbol pierwiastka	Zawartość
	Si	10,32
	Fe	0,21
	Cu	0,01
	Mn	0,53
	Mg	0,32
	Cr	0,02
	Ni	0,02
	Zn	0,02
	Pb	0,01
	Sn	0,01
	Ti	0,06
	Sr	0,015
	Sb	0,01
	Be	0,01
	Ca	0,01
Inne	pojed.	max 0,03
	Razem	max 0,10
	Al.	reszta

4.2 Próby technologiczne

Próby technologiczne obróbki cieplnej przeprowadzono według planów eksperymentu zgodnie z koncepcją rozprawy (rozdział 3). Każda próba składała się z 10 odlewów przechodzących odpowiednie etapy obróbki cieplnej. Wytypowane zostały odlewy z jednej zmiany produkcyjnej dla danego stopu tj. dla odlewu PP – 100 sztuk, a dla odlewu JLR – 160 sztuk, aby zminimalizować wpływ różnic w procesie odlewania (w dopuszczalnych granicach procesowych).

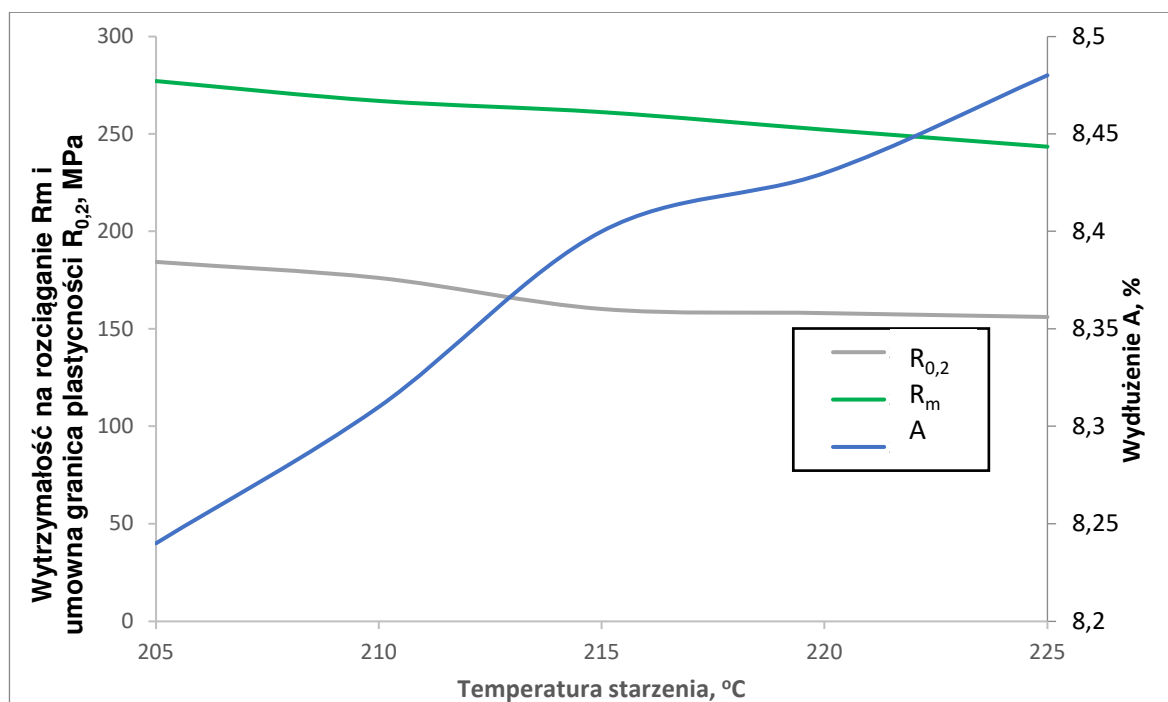
4.3 Wyniki badań właściwości wytrzymałościowych

Badania wytrzymałościowe ze statycznej próby rozciągania (średnie z dziesięciu pomiarów po odrzuceniu dwóch skrajnych) przedstawiono w tabelach od 4.3 do 4.5.

Tab.4.3. Wyniki badań właściwości wytrzymałościowych w funkcji temperatury odlewu PP.

Numer próby	$R_{0,2}$, MPa	R_m , MPa	A, %
T(PP)1	184,3	277,1	8,2
T(PP)2	176,0	266,9	8,3
T(PP)3	160,2	261,2	8,4
T(PP)4	158,1	252,1	8,4
T(PP)5	156,1	243,4	8,4

Wyniki badanych właściwości wytrzymałościowych w funkcji temperatury starzenia przedstawiono na rysunku 4.1.



Rys.4.1. Wykres zmiany wytrzymałości na rozciąganie R_m , umownej granicy plastyczności $R_{0,2}$ oraz wydłużenia A w funkcji temperatury starzenia stopu AlSi7Mg.

Po wytypowaniu odpowiedniej temperatury starzenia tj. 220°C – próba T(PP)4, która mieści się w założeniach specyfikacji technicznej, przeprowadzono kolejne testy z różnymi czasami starzenia dla stopu AlSi7Mg. Wyniki przedstawiono w tabeli 4.4.

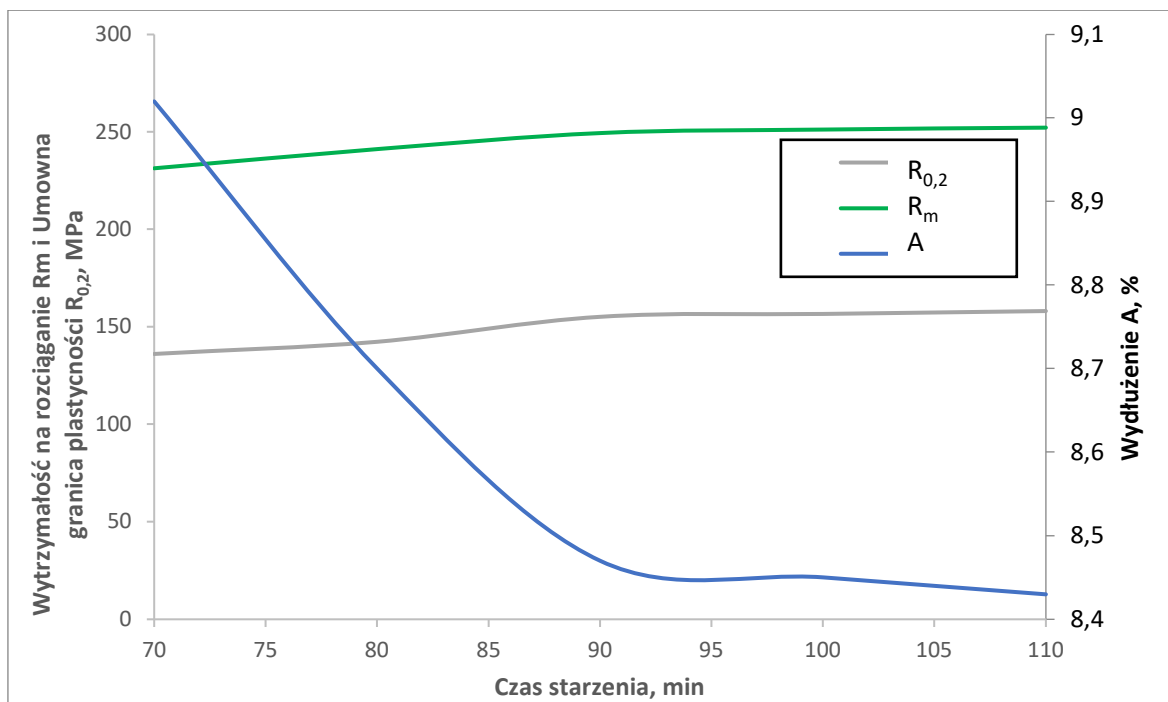
Tab.4.4. Wyniki badań wytrzymałościowych odlewu PP dla temperatury starzenia 220°C.

Numer próby	$R_{0,2}$, MPa	R_m , MPa	A, %
C(PP)1	136,11	231,32	9,02
C(PP)2	142,43	241,12	8,70
C(PP)3	155,21	249,45	8,47
C(PP)4	156,65	251,21	8,45
C(PP)5	158,14	252,27	8,43

Wyniki badanych właściwości wytrzymałościowych w funkcji czasu starzenia dla temperatury 220°C przedstawiono na rysunku 4.2.

Dla odlewu JLR wyniki badań wytrzymałościowych przedstawiono w tabeli 4.5.

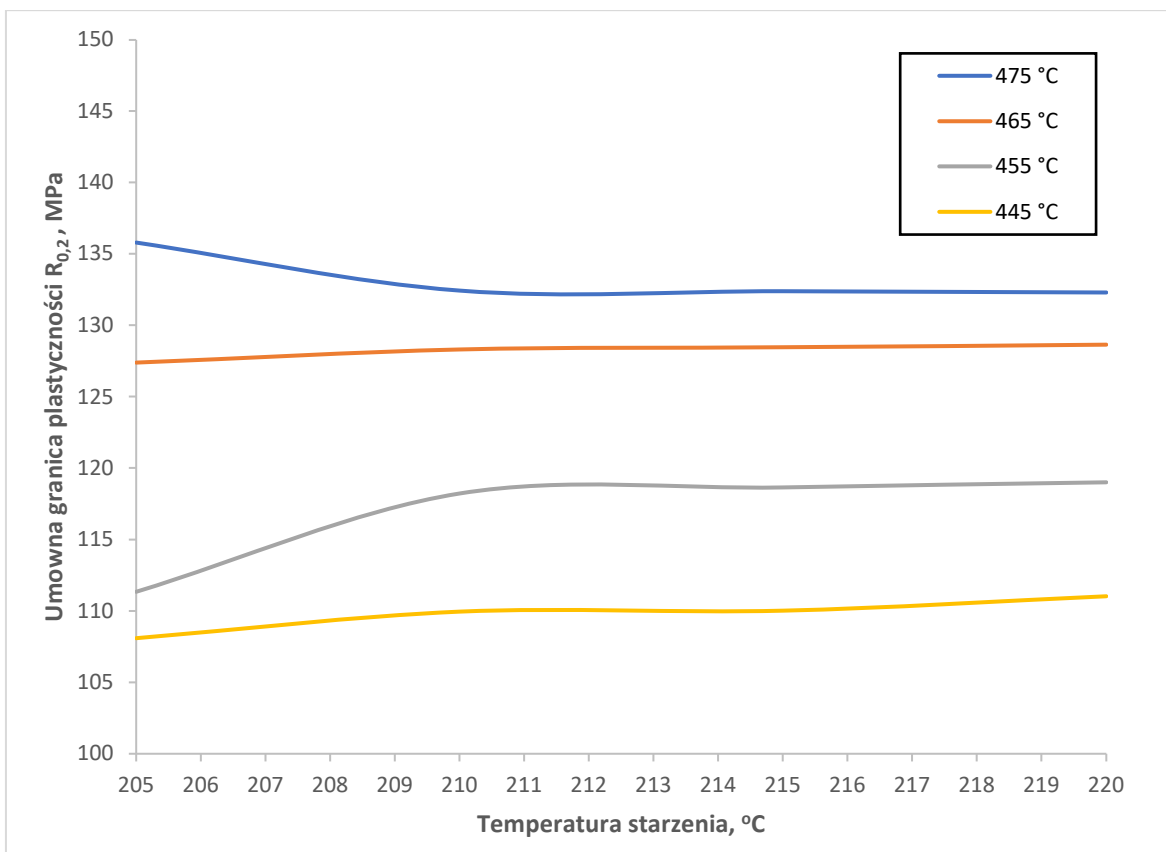
Wytypowana została próba JLR 10 ze względu na polepszenie wydłużenia, możliwie niską temperaturę przesycania oraz właściwości wytrzymałościowe (R_m i $R_{0,2}$), które nie znajdują się w granicy wymagań specyfikacji. Przy zmianach w procesie odlewania, może to spowodować uzyskanie właściwości wytrzymałościowych poza specyfikacją. Najniższe temperatury procesu przesycania powodują ilościowo najmniejszy odrzut ze względu na pęcherze gazowe.



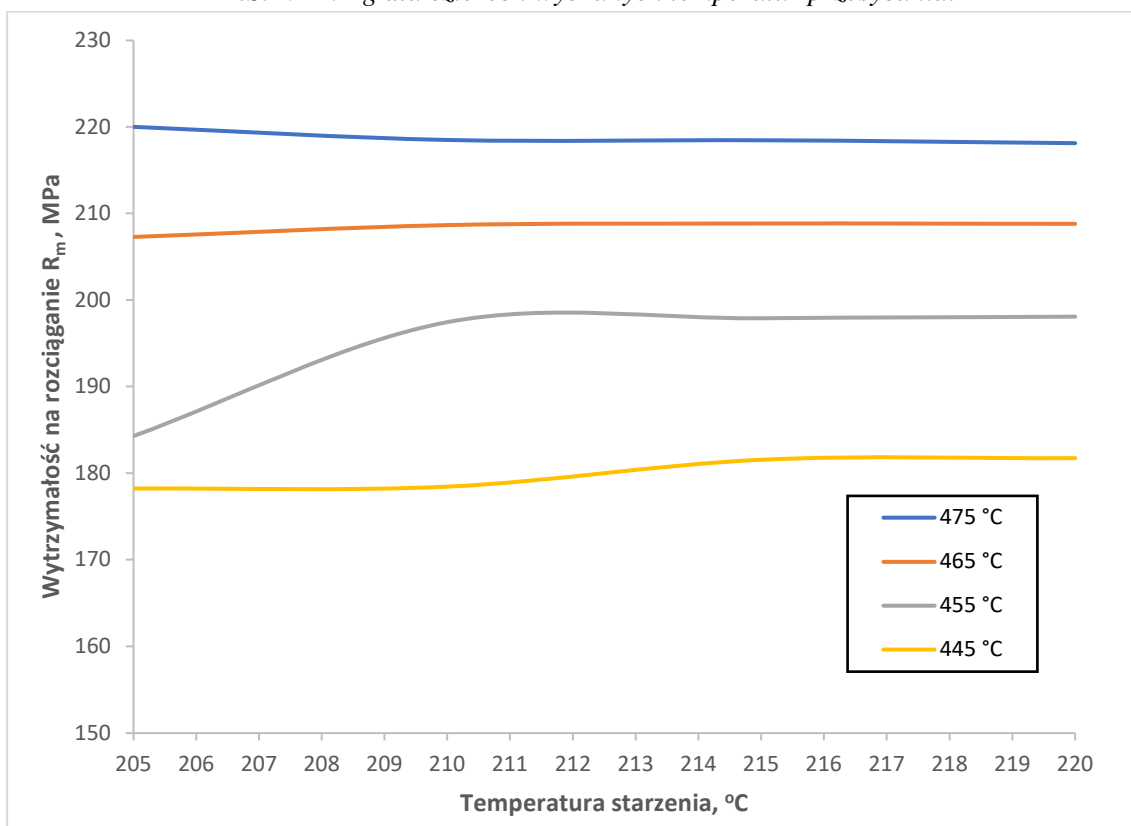
Rys.4.2. Wykres zmiany wytrzymałości na rozciąganie, umownej granicy plastyczności i wydłużenia w funkcji czasu starzenia stopu AlSi7Mg.

Tab.4.5 Wyniki badań właściwości wytrzymałościowych odlewu JLR.

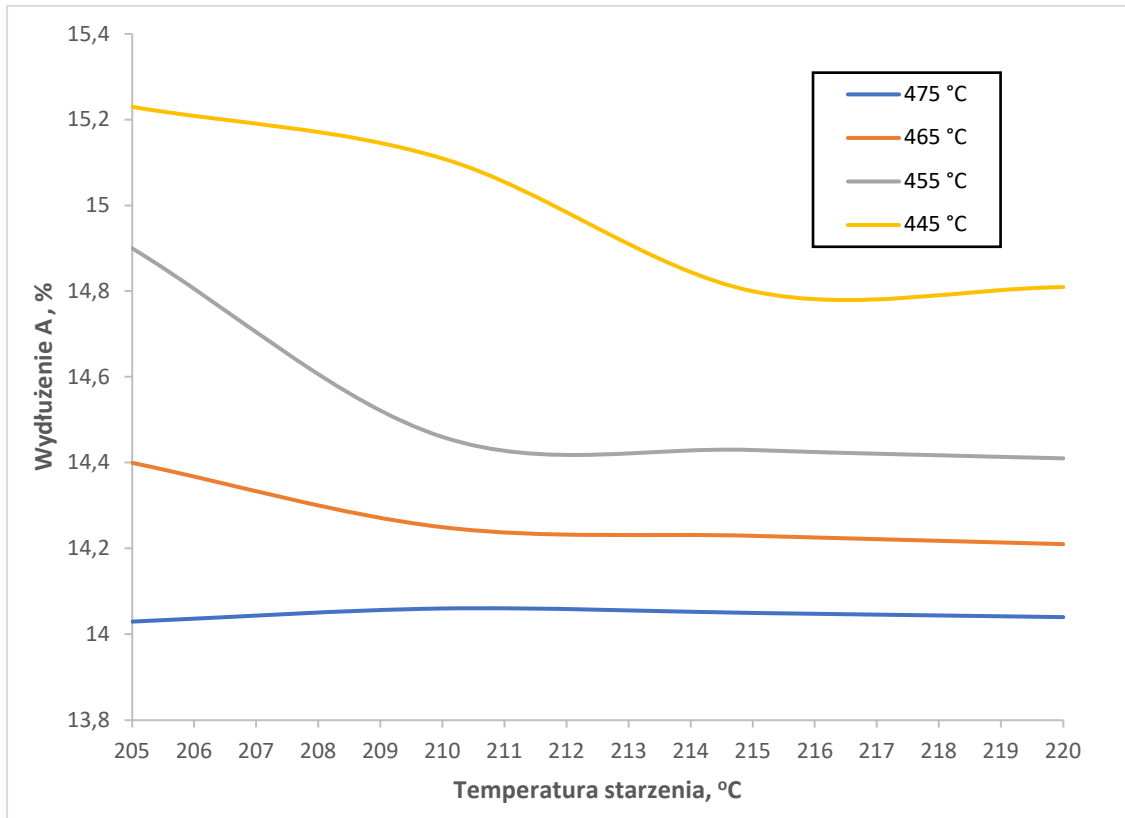
Numer próby	$R_{0,2}$, MPa	R_m , MPa	A, %
JLR 1	135,80	220,00	14,03
JLR 2	132,43	218,48	14,06
JLR 3	132,39	218,46	14,05
JLR 4	132,30	218,13	14,04
JLR 5	127,39	207,30	14,40
JLR 6	128,31	208,65	14,25
JLR 7 (pierwotne parametry)	128,47	208,84	14,23
JLR 8	128,64	208,80	14,21
JLR 9	111,34	184,30	14,90
JLR 10	118,23	197,45	14,46
JLR 11	118,65	197,91	14,43
JLR 12	119,01	198,07	14,41
JLR 13	108,10	178,23	15,23
JLR 14	109,95	178,44	15,11
JLR 15	110,03	181,55	14,80
JLR 16	111,04	181,73	14,81



Rys.4.3. Wykres zmiany umownej granicy plastyczności w funkcji temperatury starzenia stopu AlSi10MnMg dla czterech wybranych temperatur przesycania.



Rys.4.4. Wykres zmiany wytrzymałości na rozciąganie w funkcji temperatury starzenia stopu AlSi10MnMg dla czterech wybranych temperatur przesycania.



Rys.4.5. Wykres zmiany wydłużenia w funkcji temperatury starzenia stopu AlSi10MnMg dla czterech wybranych temperatur przesycania.

4.4 Badania mikrostruktury

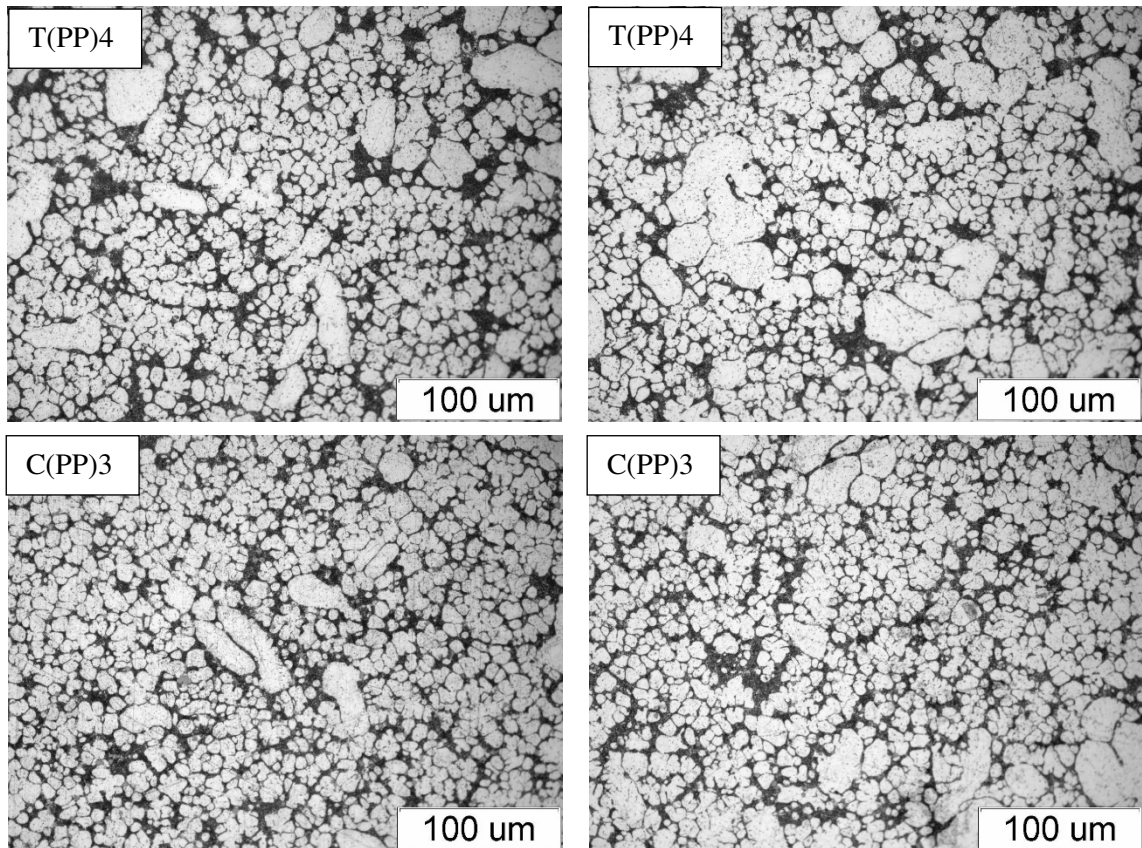
4.4.1 Badania mikrostruktury odlewu PP ze stopu AlSi7Mg

Kolejnym etapem badań, była ocena procesu starzenia i jego wpływ na postać składników mikrostruktury stopu AlSi7Mg przeznaczonego na odlewy PP dla samochodu Porsche. Wyniki badań mikrostruktury tego stopu przy pomocy mikroskopu świetlnego przedstawiono na rysunku 4.6.

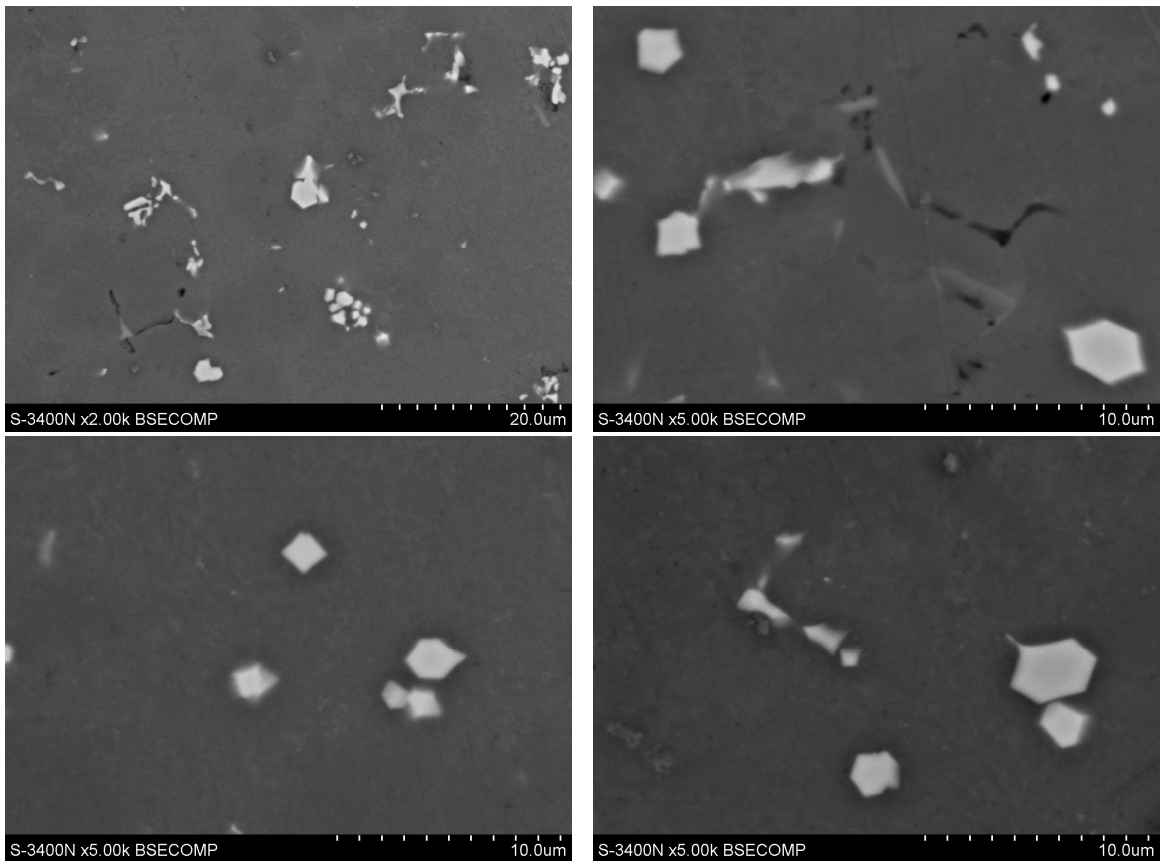
Symbole na mikrostrukturach oznaczają jak w tabeli 4.3 i 4.4.

Ponieważ z przedstawionych na rysunku 4.6 mikrostruktur niewiele widać wykonano badania mikroskopowe przy zastosowaniu techniki mikroskopii skaningowej.

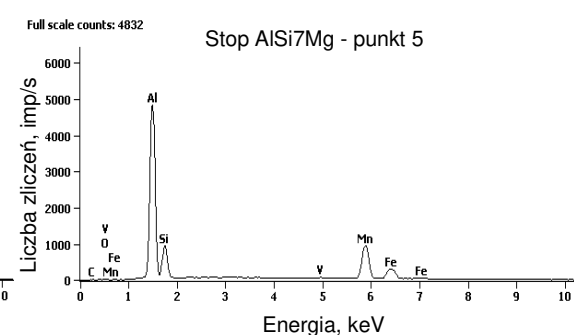
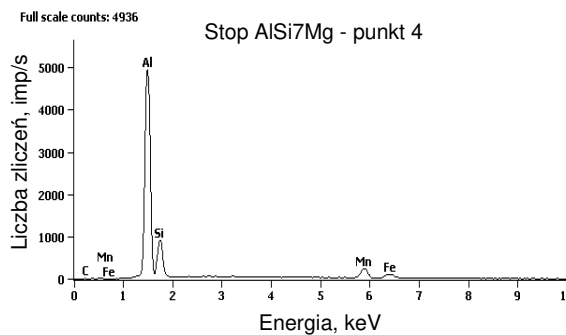
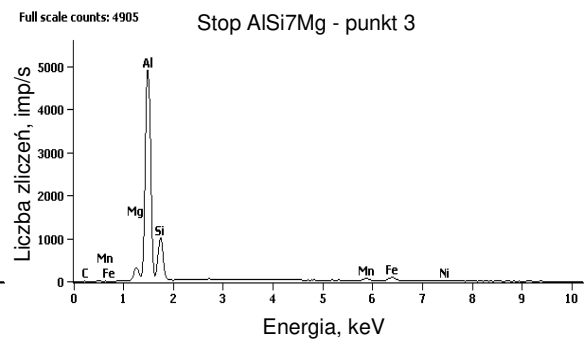
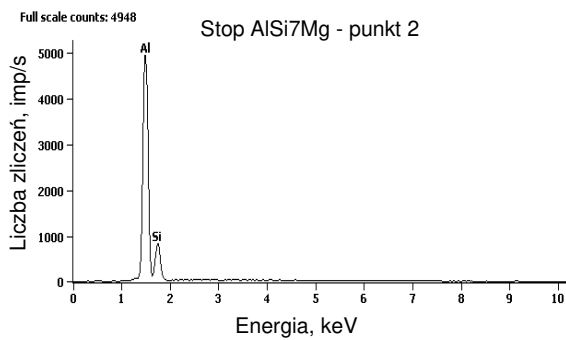
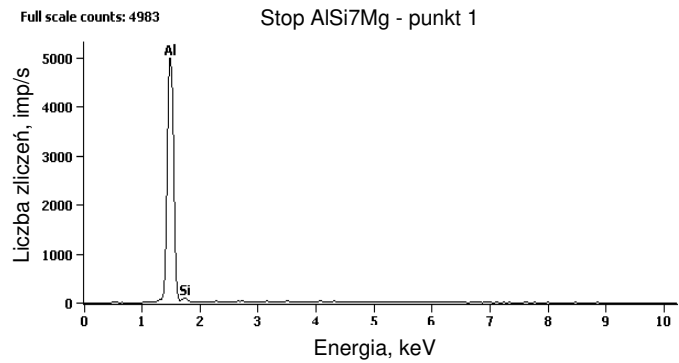
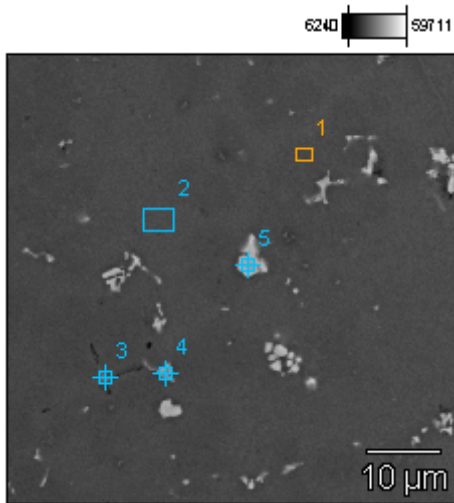
Mikrostruktury stopu AlSi7Mg przed obróbką cieplną przedstawiono na rysunkach 4.7 oraz 4.8.



Rys.4.6. Mikrostruktury odlewów PP ze stopu AlSi7Mg, próba T(PP)4 - parametry przed wprowadzeniem zmian oraz próba C(PP)3 wytypowane parametry.



Rys.4.7. Mikrostruktury odlewów PP ze stopu AlSi7Mg przed obróbką cieplną (starzeniem).



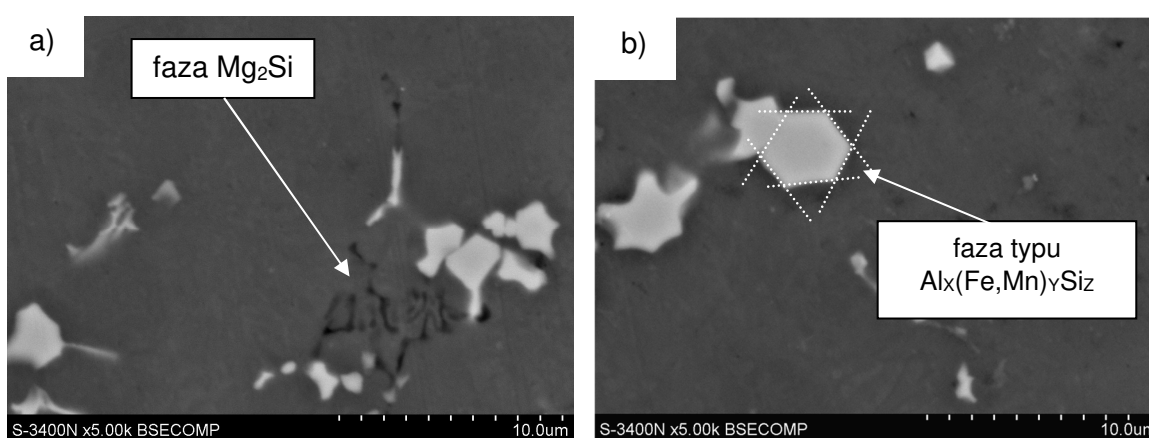
%mas.	Mg-K	Al-K	Si-K	V-K	Mn-K	Fe-K	Ni-K
AlSi7Mg_pt1		97.4	2.6				
AlSi7Mg_pt2		75.0	25.0				
AlSi7Mg_pt3	3.3	61.9	20.5		3.7	7.5	3.2
AlSi7Mg_pt4		57.2	16.8		18.6	7.3	
AlSi7Mg_pt5		37.3	8.1	0.6	41.1	12.9	
%at.	Mg-K	Al-K	Si-K	V-K	Mn-K	Fe-K	Ni-K
AlSi7Mg_pt1		97.5	2.5				
AlSi7Mg_pt2		75.7	24.3				
AlSi7Mg_pt3	4.0	67.2	21.4		2.0	3.9	1.6
AlSi7Mg_pt4		66.5	18.7		10.6	4.1	
AlSi7Mg_pt5		51.9	10.9	0.5	28.1	8.7	

Rys.4.8. Mikrostruktura i wyniki mikroanalizy składu chemicznego w punktach od 1 do 5 stopu AlSi7Mg przed obróbką cieplną (starzeniem).

Analiza badań mikrostruktury siluminu AlSi7Mg przed procesem starzenia wskazuje, że w stopie występują:

- roztwór stały $\alpha(\text{Al})$ - punkt 1 na rysunku 4.8,
- eutektyka $\alpha(\text{Al}) + \beta(\text{Si})$ - punkt 2 na rysunku 4.8,
- prawdopodobnie faza Mg_2Si - punkt 3 na rysunku 4.8,
- prawdopodobnie faza typu $\text{Al}_x(\text{Fe},\text{Mn})_y\text{Si}_z$ - punkty 4 i 5 na rysunku 4.8. Z badań [67] wynika, że prawdopodobnie jest to faza $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$.

Z przedstawionych mikrostruktur wynika, że faza Mg_2Si posiada charakterystyczną morfologię tzw. chińskiego pisma, natomiast wydzielenia fazy $\text{Al}_{15}(\text{Mn},\text{Fe})_3\text{Si}_2$ zbliżone są do sześciokątnych brył o liniowych krawędziach. Przykład tych faz przedstawiono na rysunku 4.9.



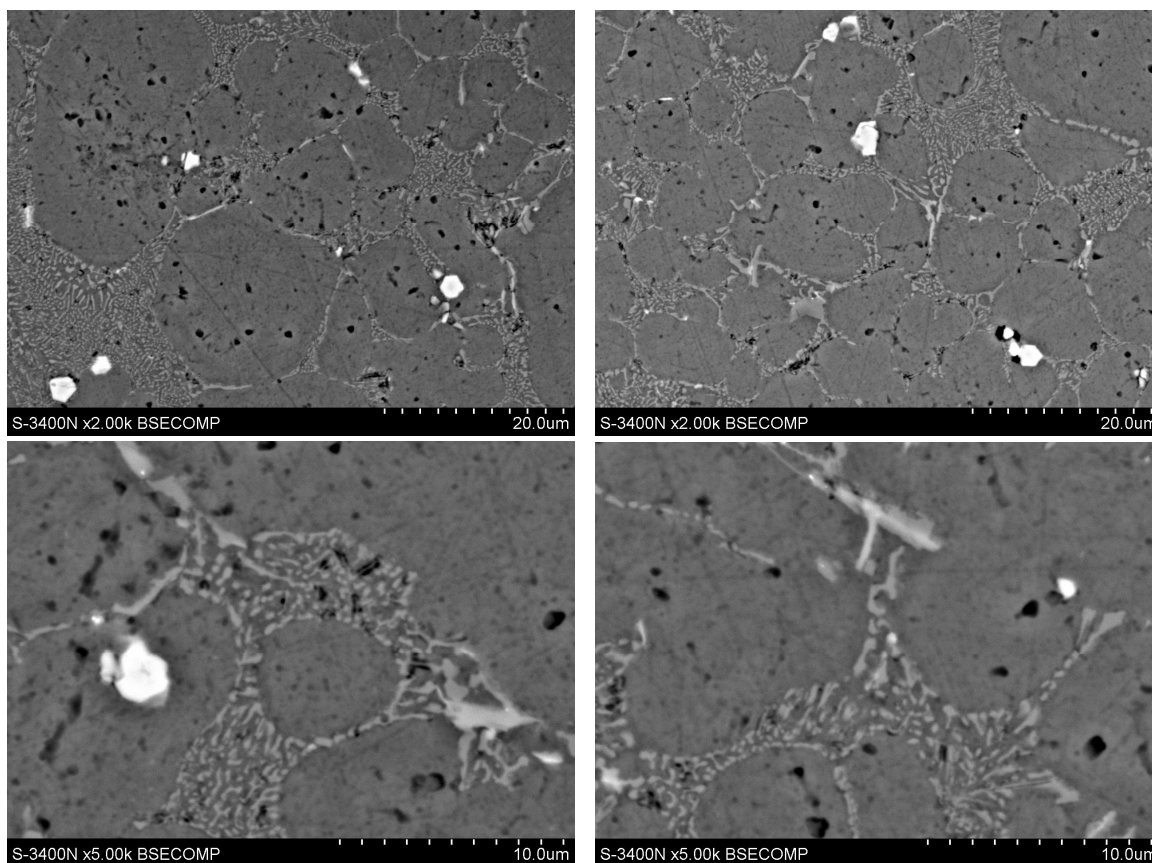
Rys.4.9. Mikrostruktury odlewów PP ze stopu AlSi7Mg przed obróbką cieplną (starzeniem) z prawdopodobnymi fazami typu: a) Mg_2Si oraz b) $\text{Al}_x(\text{Fe},\text{Mn})_y\text{Si}_z$.

Jak już wspomniano, dokładna identyfikacja składników strukturalnych, a zwłaszcza faz międzymetalicznych krystalizujących w ciśnieniowym stopie AlSi7Mg, z którego odlano detale PP wymaga przeprowadzenia dodatkowych badań mikroskopowych (np. XRD), które nie są przedmiotem niniejszej rozprawy. Chodzi jedynie o wykazanie ewentualnych różnic w morfologii tych składników i faz na skutek procesu starzenia.

Dla wykazania wpływu starzenia na postać składników mikrostruktury stopu AlSi7Mg wykonano badania mikrostruktury po starzeniu według najbardziej dostosowanych (optymalnych pod kątem poprawy wydłużenia, bez pogorszenia innych wymagań klienta) parametrów przedstawionych w tabeli 4.4, tj.:

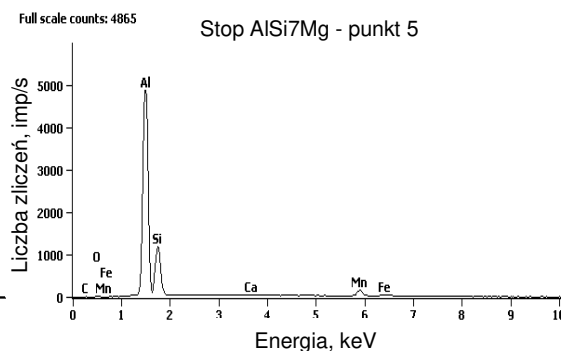
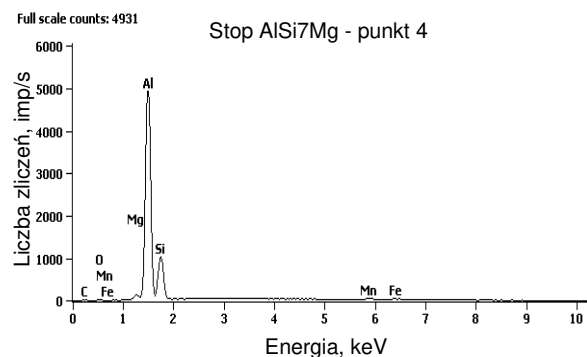
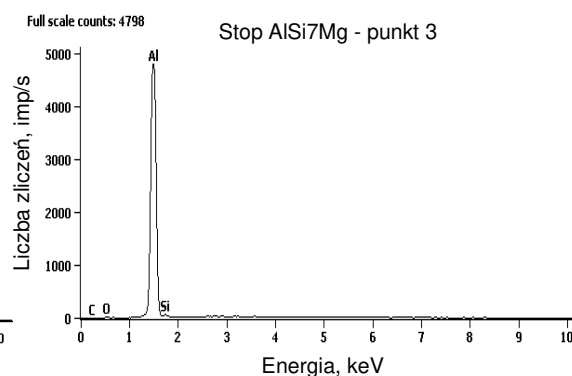
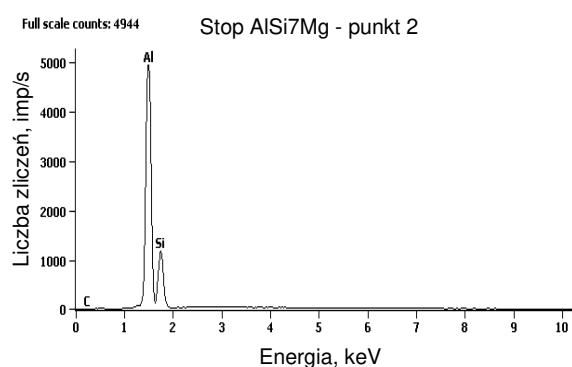
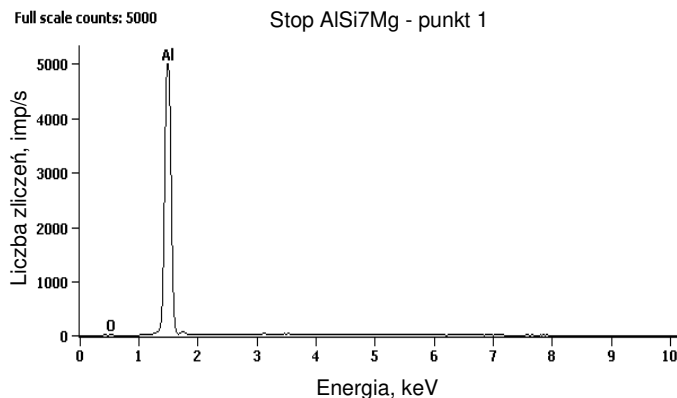
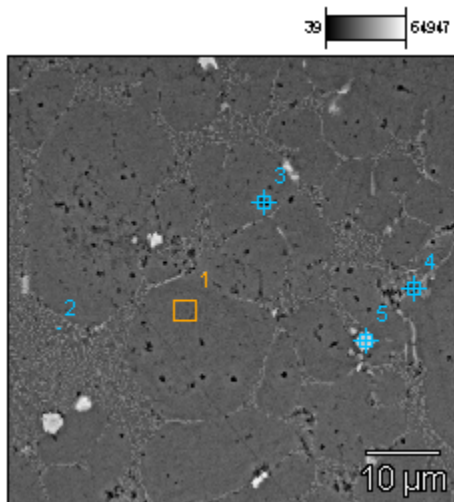
starzenie: 220°C w czasie 90 min.

Wyniki te przedstawiono na rysunkach 4.10 i 4.11.



Rys.4.10. Mikrostruktury odlewów PP ze stopu AlSi7Mg po obróbce cieplnej (starzenie wg najlepszych parametrów: 220°C w czasie 90 min.).

Z przedstawionych na rysunkach 4.10 oraz 4.11 mikrostruktur wynika, że kształt oraz wielkość dendrytów roztworu stałego $\alpha(\text{Al})$ nie zmieniły się. Podobnie jest z kryształami krzemu, wchodzącymi w skład eutektyki $\alpha(\text{Al})+\beta(\text{Si})$. Proces ten jest jednak na tyle subiektywny, że jego wyjaśnienie wymaga przeprowadzenia dodatkowych badań, które nie wchodzą w zakres niniejszej rozprawy doktorskiej. Nieznacznej zmianie morfologii uległy fazy typu Mg_2Si i $\text{Al}_x(\text{Fe},\text{Mn})_y\text{Si}_z$. Można zauważyć, że fazy te nie zmniejszyły swoich wymiarów, jednak zmieniła się nieznacznie ich morfologia z typu „ścianowego” na bardziej „zaokrągloną”. Zmiana morfologii tych faz jest prawdopodobnie przyczyną powiększenia plastyczności stopu AlSi7Mg po starzeniu w temperaturze 220°C przez 90 minut.

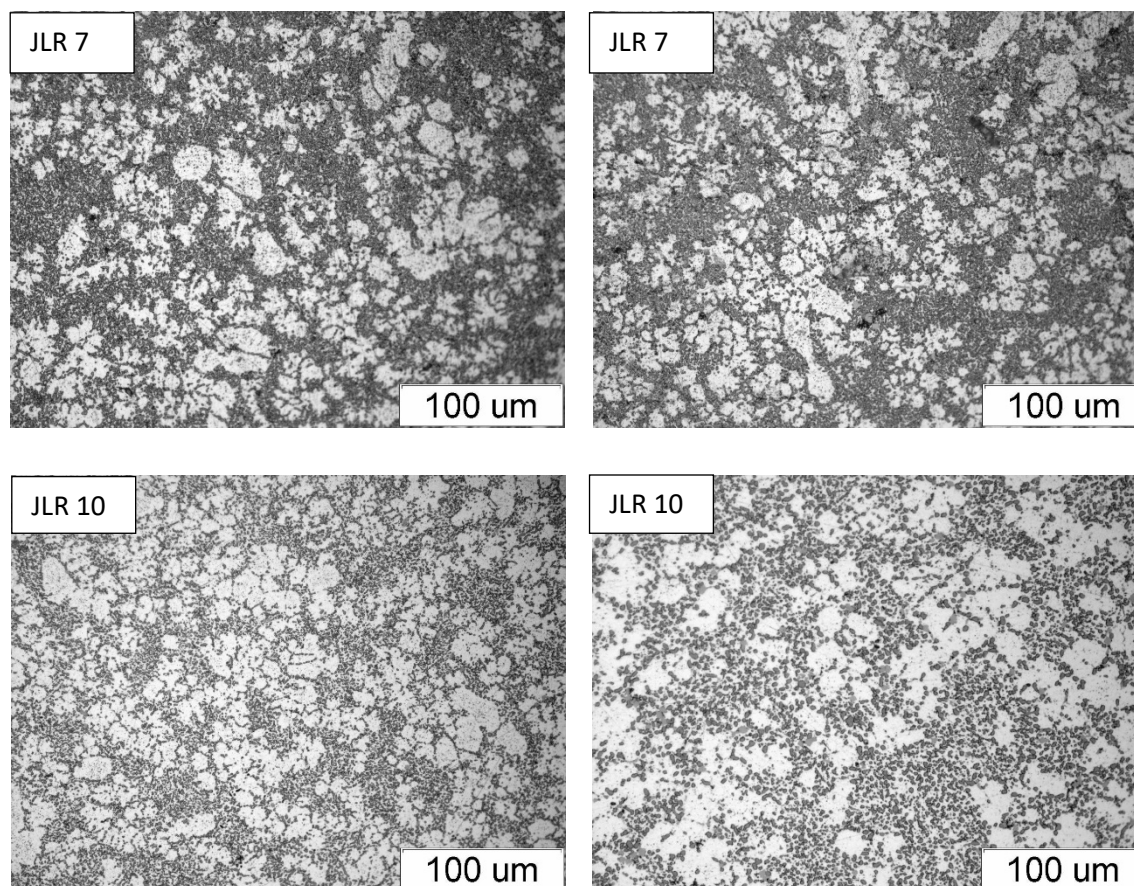


%mas.	Mg-K	Al-K	Si-K	Ca-K	Mn-K	Fe-K
AlSi7Mg_pt1		100.0				
AlSi7Mg_pt2		69.1	30.9			
AlSi7Mg_pt3		98.7	1.3			
AlSi7Mg_pt4	1.0	66.2	25.4		4.7	2.7
AlSi7Mg_pt5		59.2	23.7	0.5	12.7	3.8
%at.	Mg-K	Al-K	Si-K	Ca-K	Mn-K	Fe-K
AlSi7Mg_pt1		100.0				
AlSi7Mg_pt2		69.9	30.1			
AlSi7Mg_pt3		98.7	1.3			
AlSi7Mg_pt4	1.2	69.5	25.5		2.4	1.4
AlSi7Mg_pt5		65.5	25.2	0.4	6.9	2.1

Rys.4.11. Mikrostruktura i wyniki mikroanalizy składu chemicznego w punktach od 1 do 5 stopu AlSi7Mg po starzeniu wg najlepszych parametrów: 220°C w czasie 90 min.

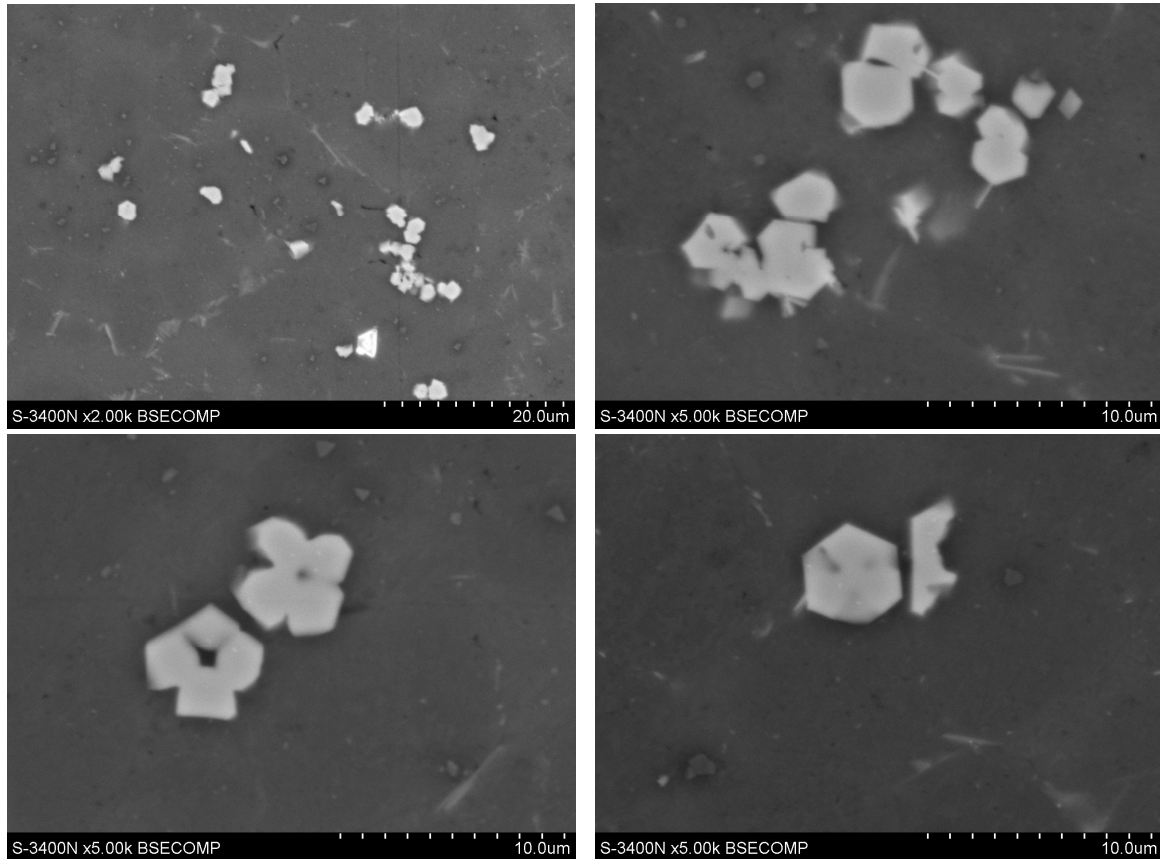
4.4.2 Badania mikrostruktury odlewów JLR ze stopu AlSi10MnMg

Takie same badania mikroskopowe wykonano dla stopu AlSi10MnMg. Wyniki badań mikrostruktury tego stopu z mikroskopu świetlnego przedstawiono na rysunku 4.12.



Rys.4.12. Mikrostruktury odlewów JLR ze stopu AlSi10MnMg, próba JLR 7 oraz próba JLR 10.

Podobnie jak w przypadku stopu AlSi7Mg obrazy mikrostruktur uzyskane na mikroskopie świetlnym niewiele wnoszą, dlatego wykonano badania identyfikacji składników mikrostruktury z zastosowaniem mikroskopu skaningowego. Mikrostrukturę stopu AlSi10MnMg przed procesem przesycania i starzenia przedstawiono na rysunkach 4.13 i 4.14.

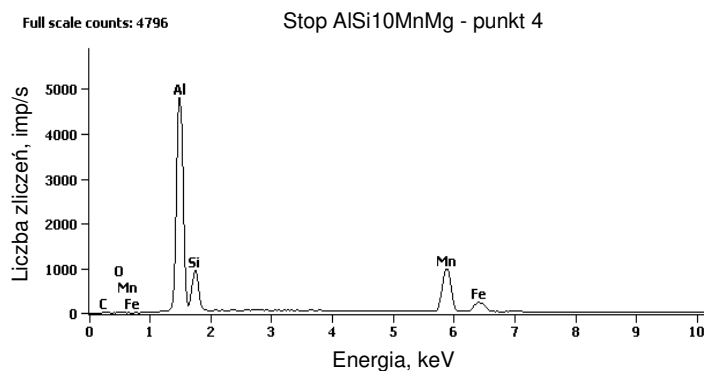
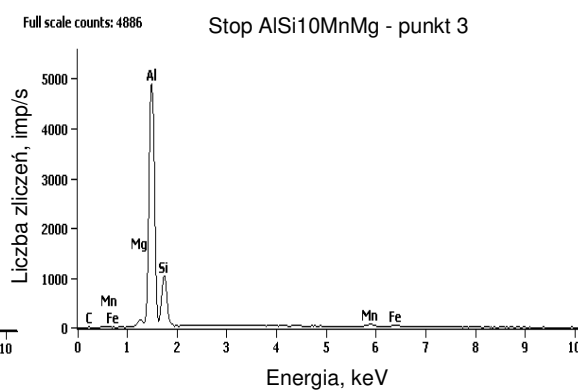
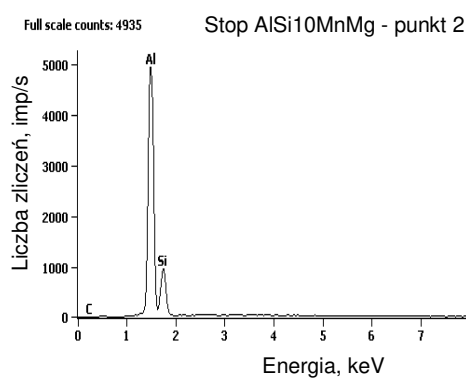
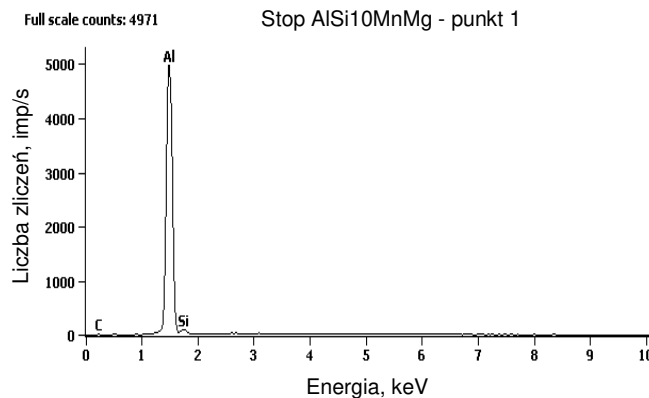
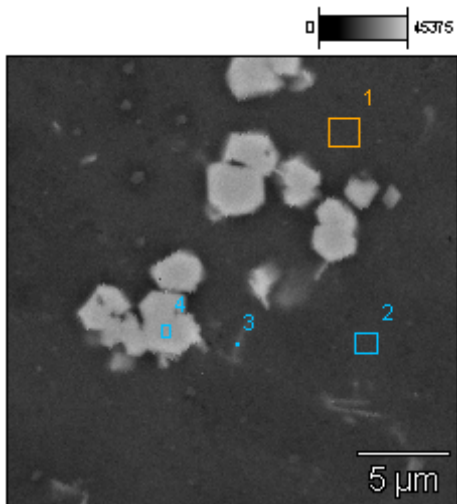


Rys.4.13. Mikrostruktury stopu AlSi10MnMg, z którego wykonano odlew JLR przed obróbką cieplną (przesycanie i starzenie).

Z przedstawionych na rysunkach 4.13 i 4.14 mikrostruktur wynika, że zidentyfikowano następujące składniki stopu AlSi10MnMg:

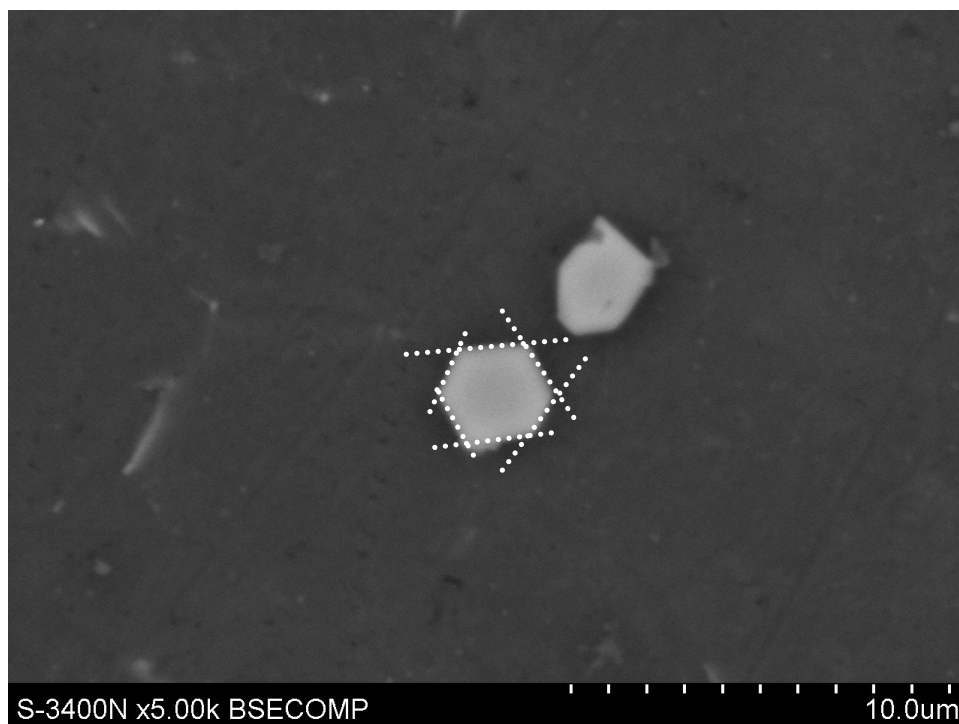
- roztwór stały $\alpha(\text{Al})$ - punkt 1 na rysunku 4.14,
- eutektyka $\alpha(\text{Al}) + \beta(\text{Si})$ punkt 2 na rysunku 4.14,
- prawdopodobnie faza typu Mg_2Si - punkt 3 na rysunku 4.14,
- prawdopodobnie faza typu $\text{Al}_x(\text{Fe},\text{Mn})_y\text{Si}_z$ - punkt 3 na rysunku 4.14. Z badań [67] wynika, że prawdopodobnie jest to faza $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$.

Z przedstawionych mikrostruktur stopu AlSi10MnMg wynika, że faza $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ posiada charakterystyczną morfologię zbliżoną do sześciokątnych wydzieleń o liniowych krawędziach. Przykład tej fazy przedstawiono na rysunku 4.15.



%mas.	Mg-K	Al-K	Si-K	Mn-K	Fe-K
AlSi10MnMg_pt1		96.5	3.5		
AlSi10MnMg_pt2		72.8	27.2		
AlSi10MnMg_pt3	1.0	66.4	24.4	4.7	3.5
AlSi10MnMg_pt4		38.0	9.0	44.9	8.2
%at.	Mg-K	Al-K	Si-K	Mn-K	Fe-K
AlSi10MnMg_pt1		96.6	3.4		
AlSi10MnMg_pt2		73.6	26.4		
AlSi10MnMg_pt3	1.2	69.9	24.7	2.4	1.8
AlSi10MnMg_pt4		52.3	11.9	30.3	5.4

Rys.4.14. Mikrostruktura i wyniki mikroanalizy składu chemicznego w punktach od 1 do 4 stopu AlSi10MnMg przed obróbką cieplną.



Rys.4.15. Mikrostruktura stopu AlSi10MnMg przed obróbką cieplną z widocznym wydzieleniem fazy typu $Al_x(Fe,Mn)_ySi_z$.

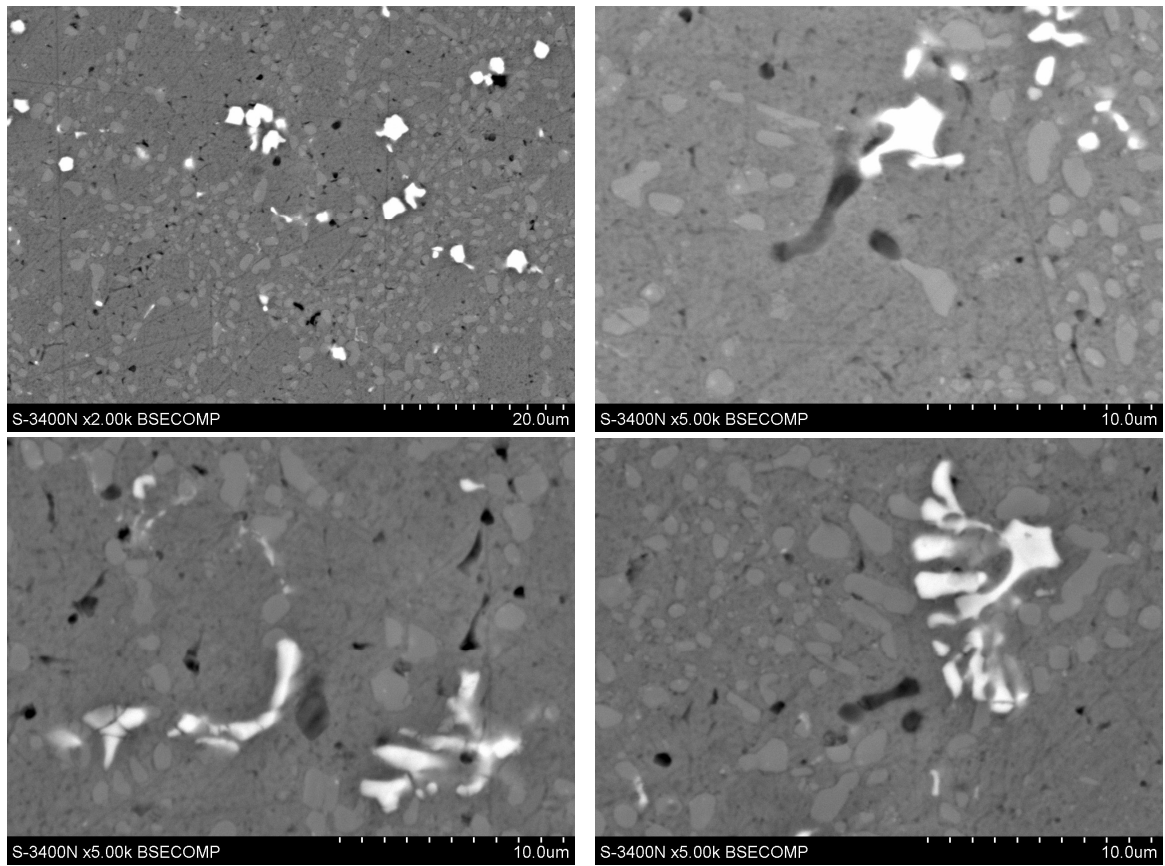
W celu wykazania wpływu przesycaenia i starzenia na postać składników mikrostruktury stopu AlSi10MnMg wykonano badania mikrostruktury po procesie przesycaenia i starzenia według najbardziej dostosowanych parametrów tj.:

455°C temperatura przesycaenia oraz 210°C temperatura starzenia.

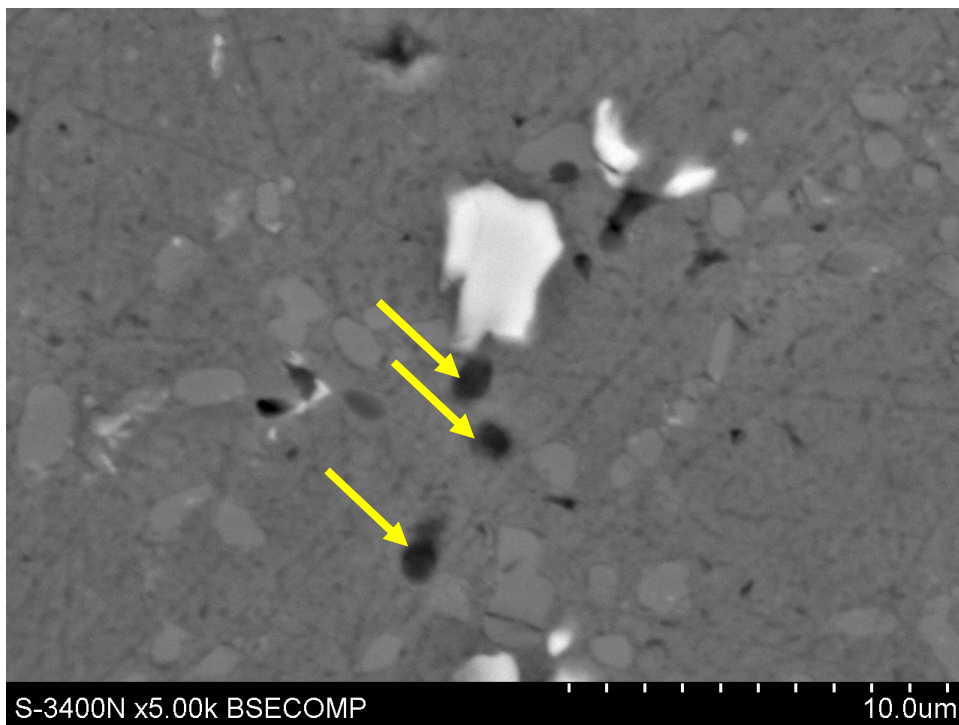
Wyniki tych badań przedstawiono na rysunkach od 4.16 do 4.18.

Z przedstawionych na rysunkach 4.16 do 4.18 mikrostruktur wynika, że kształt i wielkość dendrytów roztworu stałego $\alpha(Al)$ nie zmieniła się. Można zauważyć, że krawędzie kryształów krzemu uległy nieznacznemu zaokrągleniu w kierunku ich sferoidyzacji. Proces ten jest jednak na tyle subiektywny, że jego wyjaśnienie wymaga przeprowadzenia dodatkowych badań, które nie wchodzą w zakres niniejszej rozprawy doktorskiej. Nieznacznej zmianie morfologii uległy również fazy typu Mg_2Si oraz $Al_x(Mn,Fe)_ySi_z$. Można zauważyć z porównania mikrostruktur przedstawionych na rysunkach 4.15 i 4.17, że fazy te nie zmniejszyły swoich wymiarów jednak zmieniła się nieznacznie ich morfologia z "blokowej" na bardziej "zaokrągloną".

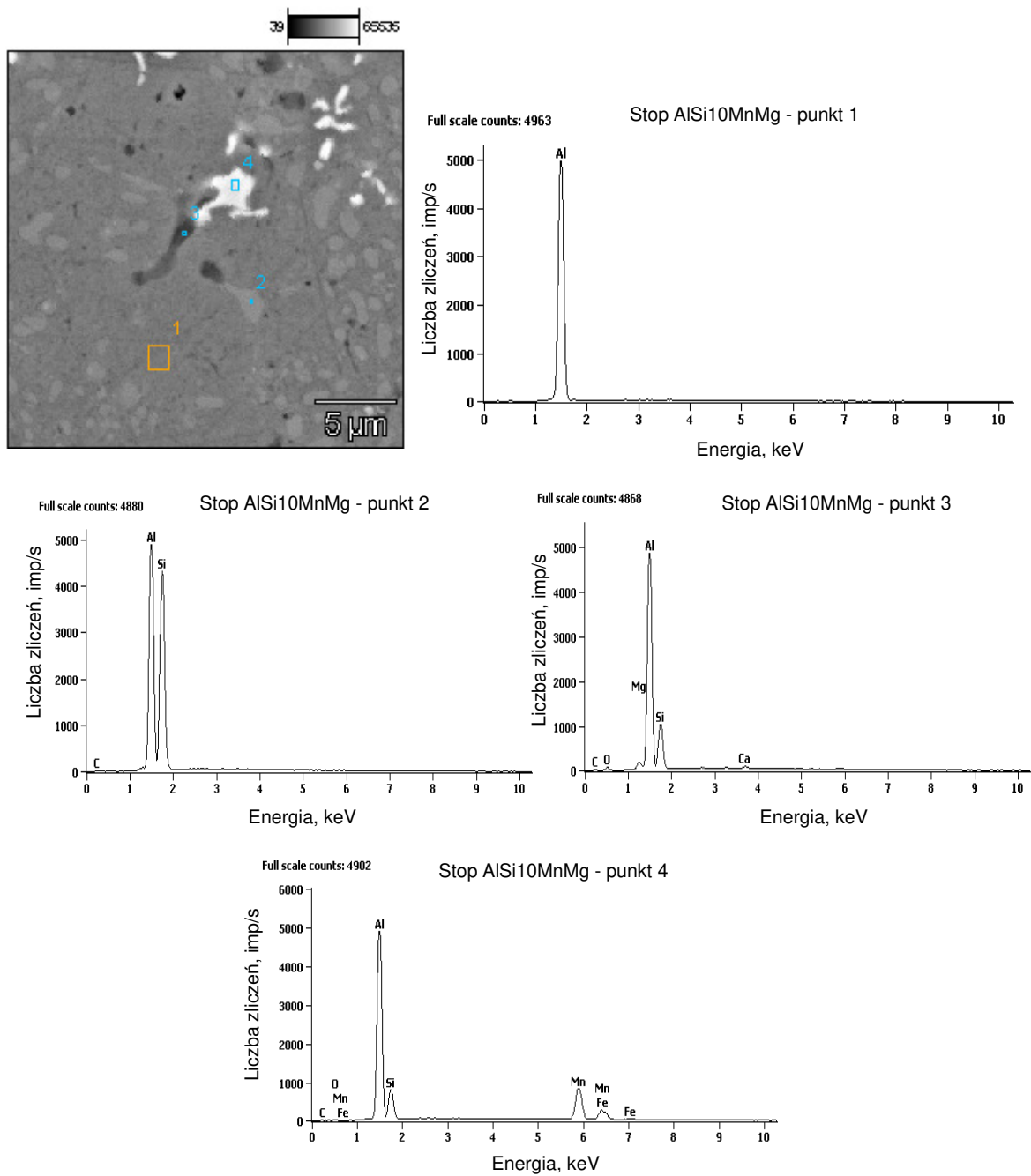
Z porównania tych samych rysunków wynika także, że podobnemu procesowi sferoidyzacji uległa faza typu Mg_2Si (zaznaczone strzałkami).



Rys.4.16. Mikrostruktura stopu AlSi10MnMg po obróbce cieplej (przesycanie i starzenie).



Rys.4.17. Mikrostruktura stopu AlSi10MnMg po obróbce cieplej (przesycanie i starzenie) z widocznym wydzieleniem fazy typu $Al_x(Fe,Mn)_ySi_z$.



%mas.	Mg-K	Al-K	Si-K	Ca-K	Mn-K	Fe-K
AISI10MnMg_pt1		100.0				
AISI10MnMg_pt2		41.3	58.7			
AISI10MnMg_pt3	1.6	68.5	28.3	1.6		
AISI10MnMg_pt4		40.2	7.9		41.3	10.6

%at.	Mg-K	Al-K	Si-K	Ca-K	Mn-K	Fe-K
AISI10MnMg_pt1		100.0				
AISI10MnMg_pt2		42.3	57.7			
AISI10MnMg_pt3	1.8	69.5	27.5	1.1		
AISI10MnMg_pt4		55.0	10.4		27.7	7.0

Rys.4.18. Mikrostruktura i wyniki mikroanalizy składu chemicznego w punktach od 1 do 4 stopu AISi10MnMg po obróbce cieplej (przesycanie i starzenie).

4.5 Ocena udziału pęcherzy gazowych dla odlewu JLR

Z badań wstępnych wynika, że odlewy JLR wykonane ze stopu AlSi10MnMg po procesie przesycania i starzenia przed wprowadzonymi zmianami cechowały się udziałem odlewów poza specyfikacją (tabela 3.1) na poziomie około 2%. Badania wykonano na przestrzeni lat 2020-2022.

Po wprowadzeniu zmian parametrów przesycania i starzenia przeprowadzono próby na większej partii odlewów (160 sztuk). Z badań tych wynika, że udział pęcherzy gazowych wykraczających poza specyfikację jakościową odlewu wynosi około 1%. Nastąpiło więc zmniejszenie udziału pęcherzy gazowych o około 50%. Jest to prawdopodobnie spowodowane niższą temperaturą przesycania, która doprowadziła do zmniejszenia ilości mikroporowatości widocznych na mikrostrukturach przedstawionych na rysunku 4.12.

4.6 Ocena dokładności wymiarowo kształtowej dla odlewu JLR

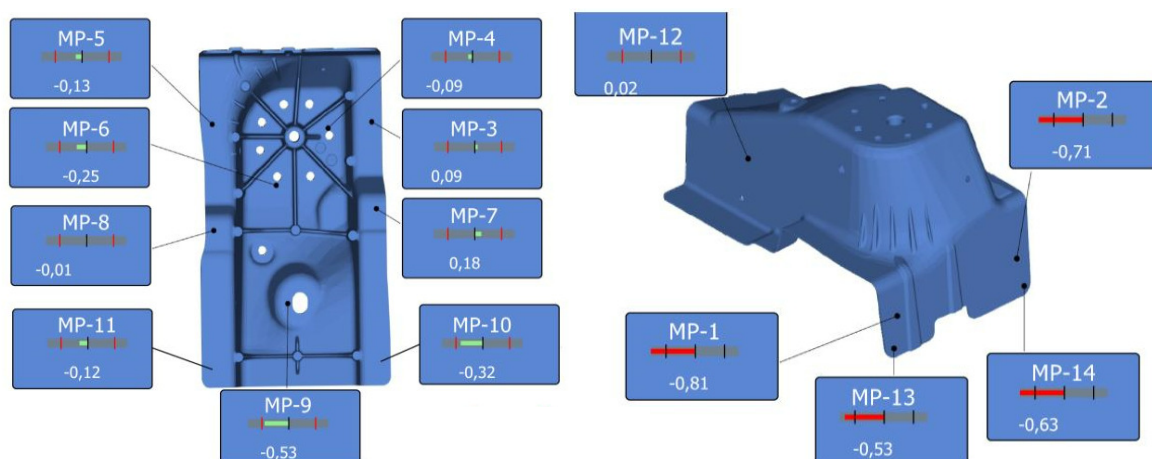
Słuszność wytypowanych parametrów przesycania i starzenia stopu AlSi10MnMg sprawdzono na partii 200 sztuk odlewów pod kątem dokładności wymiarowo kształtowej. Zaobserwowano nieznaczną poprawę w pkt MP-1, MP-2, MP-13 oraz MP-14. Wyniki te przedstawiono w tabeli 4.6.

Tab.4.6. Pomiary dokładności kształtowo wymiarowej dla próby JLR 7 i JLR 10.

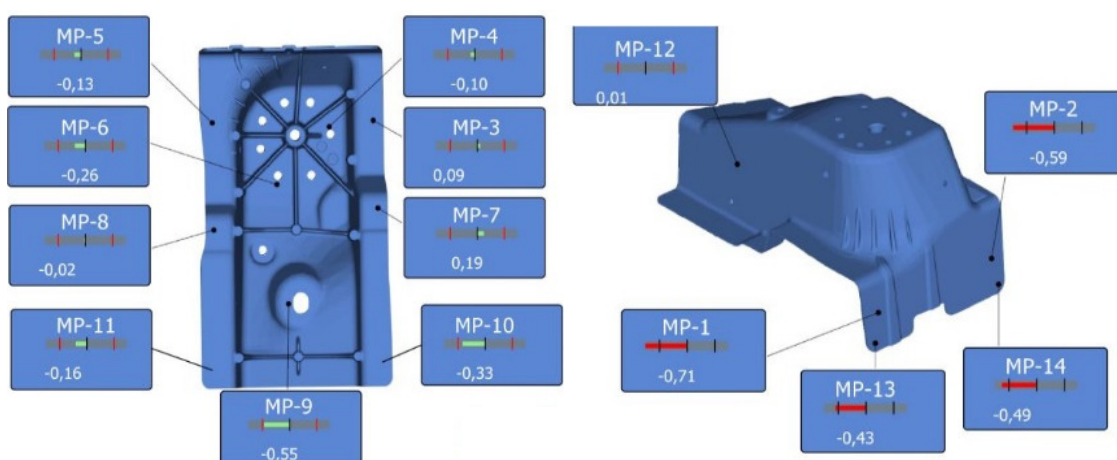
Nr. próby	MP-1	MP-2	MP-3	MP-4	MP-5	MP-6	MP-7
JLR 7	-0,81	-0,71	0,09	-0,09	-0,13	-0,25	0,18
JLR 10	-0,71	-0,59	0,09	-0,10	-0,13	-0,26	0,19
Nr. próby	MP-8	MP-9	MP-10	MP-11	MP-12	MP-13	MP-14
JLR 7	-0,01	-0,53	-0,32	-0,09	0,02	-0,53	-0,63
JLR 10	-0,02	-0,55	-0,33	-0,16	0,01	-0,43	-0,49

Wizualne porównanie testów dokładności kształtowo wymiarowej dla próby JLR 7 (przed wprowadzonymi zmianami) oraz próby JLR 10 (po wprowadzonych zmianach parametrów przesycania i starzenia) przedstawiono na rysunkach 4.19 i 4.20.

Jest to prawdopodobnie spowodowane niższą temperaturą przesycania, a więc mniejszym prawdopodobieństwem generowania naprężeń cieplnych zarówno w odlewie jak i w uchwytach mocujących detale w procesie przesycania. Niestety szczegółowe wyjaśnienie tego zjawiska wymaga przeprowadzenia dodatkowych badań w tym zakresie.



Rys. 4.19. Wyniki pomiaru odlewów JLR ze stopu AlSi10MnMg, próba JLR 7.



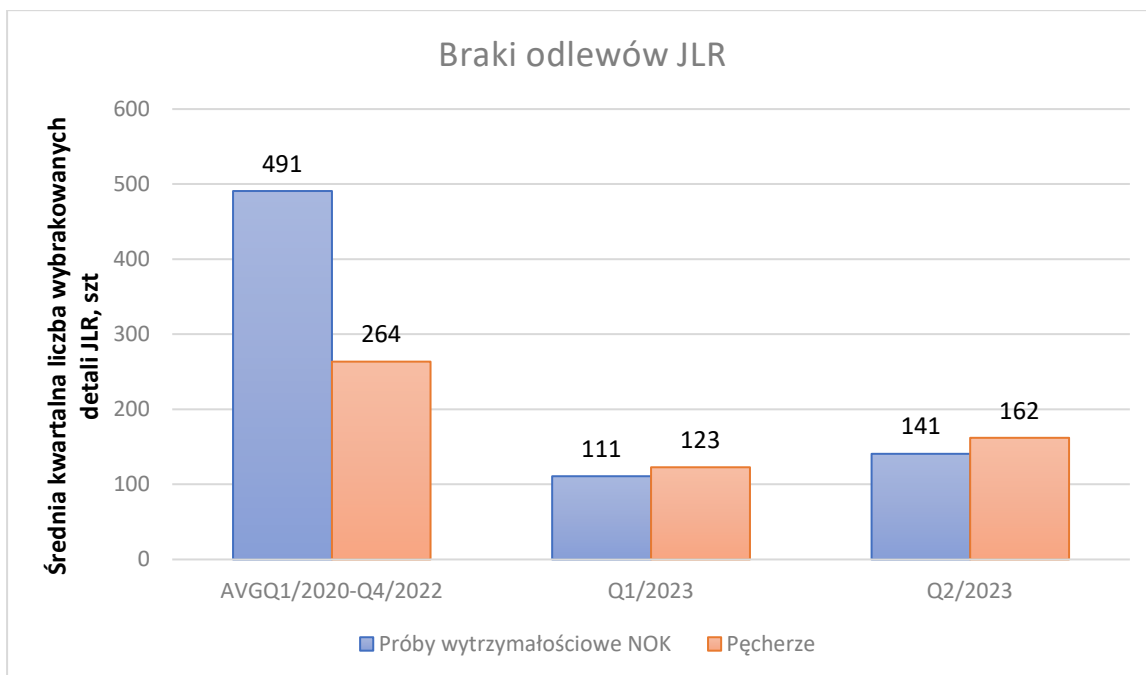
Rys. 4.20. Wyniki pomiaru odlewów JLR ze stopu AlSi10MnMg, próba JLR 10.

4.7. Porównanie udziału wyrobów wadliwych dla najlepszego wariantu parametrów obróbki cieplnej

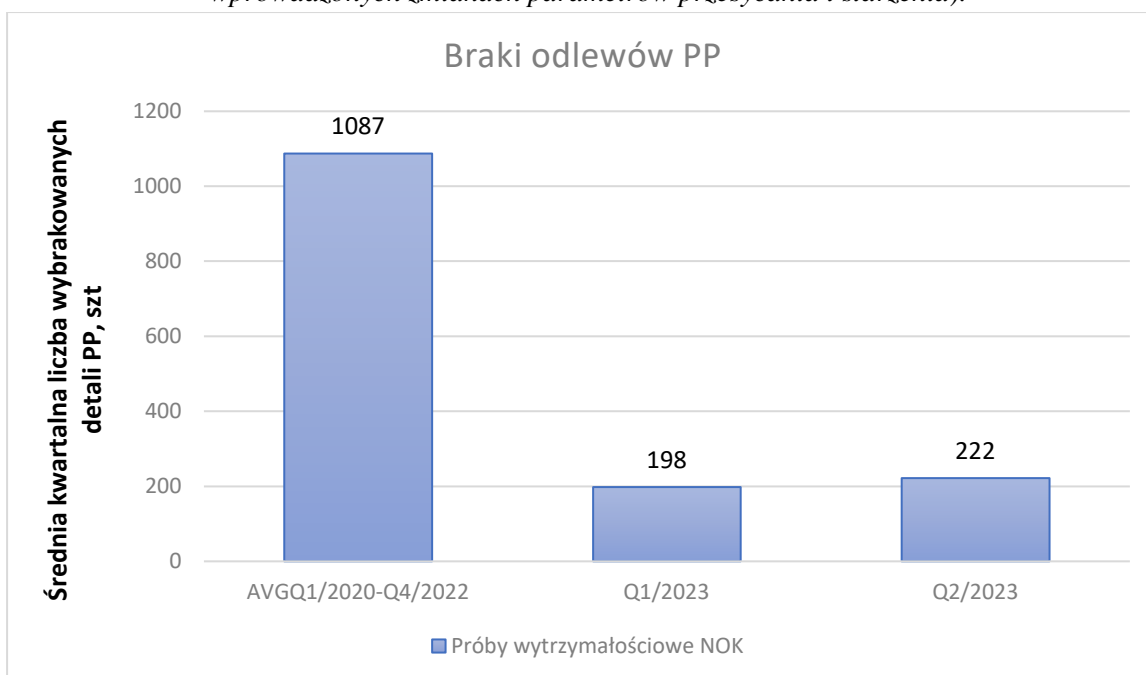
Udział wyrobów wadliwych dla najlepszego wariantu obróbki cieplnej przedstawiono na wykresach ilustrujących liczbę odlewów JLR oraz PP poza specyfikacją klienta. Na rysunku 4.21 przedstawiono porównanie średniej kwartalnej liczby wyrobów wadliwych w latach 2020-2022 vs pierwsze półrocze 2023 roku w ujęciu kwartalnym.

Z rysunku tego wynika, że po zastosowaniu przesycania i starzenia według zaproponowanych parametrów zmiany temperatury zaobserwowano zmniejszenie liczby wyrobów niezgodnych zarówno ze względu na właściwości wytrzymałościowe oraz pęcherze gazowe poza specyfikacją.

Podobny trend zaobserwowano dla odlewów PP ze względu na właściwości mechaniczne, który przedstawiono na rysunku 4.22.



Rys. 4.21. Porównanie udziału wybrakowanych odlewów detalu JLR ze względu na nieosiągnięte właściwości wytrzymałościowe oraz udział pęcherzy gazowych: rok 2020-2022 (przed wprowadzonymi zmianami) w porównaniu do pierwszych dwóch kwartałów 2023 roku (po wprowadzonych zmianach parametrów przesycania i starzenia).



Rys 4.22. Porównanie udziału wybrakowanych odlewów detalu PP ze względu na nieosiągnięte właściwości wytrzymałościowe: rok 2020-2022 (przed wprowadzonymi zmianami) w porównaniu do pierwszych dwóch kwartałów 2023 roku (po wprowadzonych zmianach parametrów starzenia).

5. PODSUMOWANIE

Obecne uwarunkowania gospodarki wolnorynkowej oraz chęć uzyskania przewagi nad konkurencją sprawiają, że przedsiębiorstwa podejmują wszelkie działania zmierzające do osiągnięcia tych celów. W przypadku przedsiębiorstw działających w strukturach korporacji działania te są ograniczone, gdyż wymagają zgody klienta i przeprowadzenia długoterminowych oraz wymagających znacznych nakładów finansowych testów na linii produkcyjnej klienta. Jednakże możliwe jest podjęcie działań, które zmniejszają udział wyrobów wadliwych bez znaczącej zmiany w procesie technologicznym. Jedną z takich zmian jest opracowanie nowych parametrów obróbki cieplnej nie zmieniając jej charakteru.

5.1. Podsumowanie badań wstępnych

Z badań wstępnych wynika, że odlewnia ciśnieniowa Magna Casting Poland sp. z o.o. w Kędzierzyn-Koźle jest typowym przykładem zakładu produkującego części ze stopów aluminium dla motoryzacji. Odlewy te to części układu silnikowego oraz elementy nadwozia, tzw. detale strukturalne.

Do badań wybrano dwa odlewy wchodzące w skład nadwozia samochodowego, stanowiące główny asortyment produkcji. Badania nad tymi stopami były spowodowane m. in. tym, że udział wad przekraczał dopuszczalne limity strategii spółki Magna Casting Poland Kędzierzyn-Koźle pod kątem rentowności projektu. Odlewami tymi są:

1. detal PP wykonany ze stopu AlSi7Mg przechodzący obróbkę cieplną do stanu T5 (starzenie 215°C, czas 110 minut) dedykowany do samochodu Porsche Panamera,
2. detal JLR wykonany ze stopu AlSi10MnMg przechodzący obróbkę cieplną do stanu T7 (przesycanie 465°C, czas 45 minut oraz starzenie 215°C, czas 90 minut) dedykowany do samochodu Jaguar Land Rover Discovery.

Z charakterystyki procesu produkcji wybranych do badań odlewów wynika, że jest to proces wieloetapowy, a jakość wyrobu końcowego zależy od wielu czynników (materiałowych, technologicznych, procesowych i ludzkich). Stopień skomplikowania odlewów jest dodatkowo zwiększony charakterem odlewania ciśnieniowego, które również zależy od wielu parametrów w trzech fazach odlewania ciśnieniowego. Dodatkowo należy wziąć pod uwagę, że odlewnia MCP wchodzi w skład międzynarodowej grupy Magna, a więc musi się kierować zasadami polityki korporacyjnej. Jednym z ograniczeń swobodnej działalności MCP jest brak możliwości wprowadzania takich zmian w technologii, które wymagają zgody klientów. Jednak chęć umacniania pozycji konkurencyjnej w sektorze odlewania ciśnieniowego detali ze stopów aluminium nakazuje konieczność poszukiwania takich metod, które będące w zgodzie z zasadami korporacji, spowodują poprawę rentowności całego procesu. Rentowność ta zależy m.in. od udziału wyrobów wadliwych, które dla wybranych do badań odlewów przedstawiono na rysunkach 2.37 (dla detalu JLR) i 2.38 (dla detalu PP).

W związku z powyższym, analiza procesu produkcji i dokumentacja z działu kontroli jakości spółki MCP wykazała, że jedną z możliwości poprawy wyników finansowych odlewni jest sterowanie parametrami obróbki cieplnej przy zachowaniu tego samego typu.

Burza mózgów oraz zebranie zespołu pod kierownictwem autora pracy wykazała, że zastosowane do poprawy rentowności procesu badania zmierzające do zmiany geometrii układu wlewowego nie przyniosły oczekiwanych rezultatów. Wyniki symulacji komputerowej detali PP oraz JLR wskazały, że zmiana konstrukcji strug wlewowych oraz strug przelewowych nie przyczynia się do zmniejszenia udziału wyrobów wadliwych ze względu na właściwości wytrzymałościowe oraz wielkość pęcherzy gazowych poza specyfikacją klienta.

W związku z powyższym podjęto kolejne badania dotyczące poszukiwania innych metod poprawy właściwości mechanicznych, zwłaszcza wydłużenia, powyżej 8% (dla detalu PP) i powyżej 10% (dla detalu JLR) przy zachowaniu pozostałych właściwości mechanicznych (R_m i $R_{0,2}$) na wymaganym poziomie.

Dla tak przyjętych założeń opracowano koncepcję rozprawy, która zawierała dwa cele główne oraz cel użytkowy.

Idea ta zmierzała do poszukiwania parametrów obróbki cieplnej dla wyżej wymienionych detali pod kątem:

1. Podwyższenia właściwości wytrzymałościowych głównie wydłużenia dla odlewów PP i JLR.
2. Zmniejszenia udziału pęcherzy gazowych (tzw. blistrów) przy zachowaniu specyfikacji warunków odbioru technicznego dla odlewu JLR.
3. Zachowania dotychczasowej dokładności wymiarowo-kształtowej zgodnej z rysunkiem technicznym odlewu dostarczonym przez klienta dla detalu JLR.

Dobór parametrów zarówno starzenia oraz przesycania i starzenia ujęto w planie eksperymentu – tabele 3.2 i 3.3 dla detalu PP oraz tabela 3.4 dla detalu JLR.

Zakres stosowanych temperatur dobrano kierując się tym, iż temperatura przesycania nie może być zbyt wysoka. Może to spowodować ryzyko przekroczenia temperatury krystalizacji eutektyki, a więc nadtapianie się niskotopliwych eutektyk na skutek możliwych zmian w układzie równowagi wynikających z warunków przemysłowych (np. bezwładność pieca, różnice w składzie chemicznym stopu). Natomiast zbyt niska temperatura przesycania nie wnosi istotnych zmian w procesy rozpuszczalności dodatków Mg i Mn, a więc oczekiwanego zwiększenia właściwości mechanicznych.

Wyniki badań wstępnych zasugerowały, że możliwe jest zwiększenie wydłużenia oraz zmniejszenie udziału pęcherzy gazowych poprzez dobór parametrów obróbki cieplnej. Ocenę przydatności procesów przesycania i starzenia dokonano w oparciu o:

- wyniki właściwości mechanicznych (R_m , $R_{0,2}$, A) ze statycznej próby rozciągania pobrane z miejsc uzgodnionych z klientem i przedstawionych na rysunku 2.14,
- ocenę dokładności kształtowo-wymiarowej na podstawie 30 pomiarów w punktach od 1 do 14 (rys. 2.19 oraz 3.2),
- prawdopodobieństwo wystąpienia pęcherzy gazowych – w miejscach wskazanych przez dział kontroli jakości spółki MCP.

5.2. Podsumowanie badań zasadniczych

Badania zasadnicze rozpoczęto od analizy składu chemicznego przy zwiększonym udziale własnego złomu obiegowego z 50% do 70%. Jak już wspomniano zwiększenie

udziału materiałów recyklingowych jest zgodne z ogólną tendencją zmniejszania surowców pierwotnych kosztem wtórnych. Analiza składu chemicznego stopów AlSi7Mg (tab. 4.1.) i AlSi10MnMg (tab. 4.2.) wskazuje, że zwiększenie udziału złomu obiegowego o 20% nie wpływa w sposób istotny na zmianę zawartości głównych składników wsadowych określonych przez specyfikację klienta (tab. 2.3.).

Kolejnym etapem badań były próby technologiczne przy zmienionych parametrach obróbki cieplnej (starzenia dla detalu PP oraz przesycania i starzenia dla detalu JLR). Z uzyskanych rezultatów (tab. 4.3. i 4.4.) wynika, że dla odlewu PP wykonanego ze stopu AlSi7Mg najlepszymi parametrami starzenia są: temperatura 220°C w czasie 90 minut, co spowodowało podwyższenie wydłużenia z około 8,4% do około 8,5% - a więc około 1% (w porównaniu do stanu dla parametrów przed zmianami). Parametry te nie wpłynęły znacząco na zmianę właściwości mechanicznych w odniesieniu do specyfikacji klienta (R_m , $R_{0,2}$). Dodatkową korzyścią jest przesunięcie zakresu wyników wydłużenia powyżej dolnej granicy tolerancji, która dla starych parametrów była często nieosiądana.

W przypadku odlewu JLR wykonanego ze stopu AlSi10MnMg parametrem, który podlegał zmianom była tylko temperatura (zarówno przesycania jak i starzenia). Na podstawie wyników przedstawionych w tabeli 4.5 można stwierdzić, że najlepszą temperaturą przesycania jest 455°C i starzenia 210°C. Przy tych parametrach wydłużenie względne A osiąga około 14,5%, co w odniesieniu do wartości wyjściowej 14,2% daje podwyższenie o około 2% (bez pogorszenia R_m i $R_{0,2}$). Podobnie jak dla stopu AlSi7Mg, dodatkową korzyścią jest przesunięcie zakresu wyników wydłużenia powyżej dolnej granicy tolerancji, która dla starych parametrów była często nieosiądana.

Nieznaczne podwyższenie wydłużenia, na skutek utwardzania wydzieleniowego stopu AlSi10MnMg można tłumaczyć spełnieniem kilku warunków, z których najważniejsze to:

- konieczność wykazania jak największej rozpuszczalności dodatków stopowych (Mg i Mn) w aluminium w stanie stałym, przy czym rozpuszczalność ta musi się zmniejszać wraz z obniżeniem temperatury. Wynika to z układów równowagi fazowej Al-Mg i Al-Mn,
- duża różnica w promieniach atomowych pomiędzy aluminium i dodatkami (Mg i Mn) zawartymi w stopie AlSi10MnMg. Różnica ta powoduje duże lokalne naprężenia sieci krystalicznej: ściskające – gdy atomy dodatku Mg mają większy promień niż aluminium i rozciągające (atomy Mn). Stąd głównymi dodatkami stopowymi są Mg i Mn, które stanowią największe niedopasowanie promieni atomowych do aluminium. Potwierdzają to badania w pracach [102,103].

Z porównania fragmentów układów równowagi fazowej Al-Mg i Al-Mn wynika, że magnez w większej ilości, niż mangan rozpuszcza się w aluminium, dlatego jest on koniecznym dodatkiem (zarówno w stopie AlSi7Mg, jak i AlSi10MnMg) pozwalającym osiągnąć wyższy stopień umocnienia roztworowego niż mangan.

6. WNIOSKI I ZALECENIA TECHNOLOGICZNE

Na podstawie przeprowadzonych analiz, sformułowano następujące wnioski wynikające z badań wstępnych:

1. Z wrywkowej kontroli jakości właściwości wytrzymałościowych detalu PP odlanego ze stopu AlSi7Mg po obróbce cieplnej do stanu T5 przy dotychczas stosowanych parametrach starzenia (temperatura 215°C, czas 110 min) wynika, że zdarzały się odlewy o wydłużeniu poza specyfikacją techniczną. Ich udział wynosił około 4%.
2. W przypadku detalu JLR odlanego ze stopu AlSi10MnMg udział wyrobów wadliwych spowodowany zbyt niskim wydłużeniem wynosił około 3%. Dodatkowo występowały wyroby wadliwe z powodu nadmiernego udziału pęcherzy gazowych tj. 2 %.

Wnioski wynikające z badań zasadniczych dla odlewu PP ze stopu AlSi7Mg:

1. Wytrzymałość na rozciąganie R_m dla wytypowanych parametrów osiąga około 250MPa, co w odniesieniu do wartości wyjściowej $R_m=261$ MPa powoduje spadek o około 4,5%. Jednak znajdują się ona w zakresie specyfikacji klienta, która wynosi 240 MPa.
2. Umowna granica plastyczności $R_{0,2}$ dla wytypowanych parametrów osiąga wartość 155MPa, co w odniesieniu do wartości wyjściowej (160 MPa) powoduje spadek o 3%. Jednak znajdują się ona w zakresie specyfikacji klienta, która wynosi 140 MPa.
3. Wydłużenie względne A dla wytypowanych parametrów osiąga wartość 8,5%, co w odniesieniu do wartości wyjściowej 8,4% daje wzrost o około 1%.
4. Po zmianie parametrów obróbki cieplnej dla odlewów PP, koszt złej jakości obniżył się o ok. 80%. Potwierdzono tym samym osiągnięcie celu użytecznego dla odlewu PP.

Wnioski wynikające z badań zasadniczych dla odlewu JLR ze stopu AlSi10MnMg:

1. Wytrzymałość na rozciąganie R_m dla wytypowanych parametrów osiąga około 197MPa, co w odniesieniu do wartości wyjściowej $R_m=209$ MPa powoduje spadek o około 5,5%, Jednak znajdują się ona w zakresie specyfikacji klienta, która wynosi 180 MPa.
2. Umowna granica plastyczności $R_{0,2}$ dla wytypowanych parametrów osiąga wartość 118MPa, co w odniesieniu do wartości wyjściowej (128 MPa) powoduje spadek o 8%. Jednak znajdują się ona w zakresie specyfikacji klienta, która wynosi 110 MPa.
3. Wydłużenie względne A dla wytypowanych parametrów osiąga wartość 14,5%, co w odniesieniu do wartości wyjściowej 14,2% daje podwyższenie o około 2%.
4. Procentowa liczba odlewów sklasyfikowanych jako niezgodne ze względu na pęcherze gazowe dla wytypowanych parametrów wynosiła około 1%, co w odniesieniu do wartości wyjściowej (2%) daje zmniejszenie o około 50%.
5. Zwiększenie wydłużenia poprzez zmianę parametrów obróbki cieplnej nie zawsze koreluje ze zmniejszeniem udziału pęcherzy gazowych. Wybór kryterium zależy od indywidualnej oceny klienta.
6. Dokładność kształtowo-wymiarowa dla wytypowanych parametrów obróbki cieplnej w punktach 1 i 2 oraz 13 i 14 wynosiła: MP-1= -0,71, MP-2= -0,59, MP-13= -0,43, MP-14= -0,49, co w odniesieniu do wartości wyjściowych: MP-1= -0,81, MP-2= -0,71, MP-13= -0,53, MP-14= -0,63 zmniejsza odchyłki wymiarowe o odpowiednio MP-1= 12 % , MP-2= 17% , MP-13= 19 % , MP-14= 22 %.

7. Po zmianie parametrów obróbki cieplnej dla odlewów JLR, koszt złej jakości obniżył się o około 60%. Potwierdzono tym samym osiągnięcie celu utylitarnego dla odlewu JLR

Zalecenia praktyczne:

Na podstawie badań sformułowano również zalecenia praktyczne. Do najważniejszych z nich można zaliczyć:

1. Zwiększenie udziału złomu o znanym składzie chemicznym o 20%, przy czym należy zwrócić szczególną uwagę na dopuszczalną zawartość żelaza w składzie chemicznym stopów AlSi7Mg i AlSi10MnMg.
2. Możliwość zaadaptowania wybranych parametrów obróbki cieplnej do innych odlewów strukturalnych o podobnym kształcie i wymiarach wykonanych z tych samych stopów aluminium.
3. Poprawę stabilności kształtowo-wymiarowej, możliwej dzięki obniżeniu temperatury przesycania w zakresie specyfikacji technicznej danego odlewu dotyczącej właściwości wytrzymałościowych. Jednocześnie zmniejszy to udział pęcherzy gazowych.

LITERATURA

- [1] Pietrowski S.: Siluminy. Wyd. Politechniki Łódzkiej, Łódź, 2001.
- [2] Aluminum Casting Technology (2nd edition). American Foundrymen's Society, Des Plaines I 11, ASTM The American Society for Testing and Materials, 1993.
- [3] Przybyłowicz K.: Podstawy teoretyczne metaloznawstwa. WNT, Warszawa 1999.
- [4] Poniewierski Z.: Krystalizacja, struktura i właściwości siluminów. WNT, Warszawa 1989.
- [5] Pietrowski S.: Krystalizacja tworzyw metalowych. Wyd. Politechniki Łódzkiej, Łódź 1993.
- [6] Piątkowski J.: Zjawiska fizykochemiczne kształtujące strukturę i właściwości mechaniczne oraz stabilność technologiczną nadeutektycznych stopów Al-Si-Me poddanych przegraniu. Monografia. Wyd. Politechniki Śląskiej, Gliwice 2013.
- [7] Binczyk F.: Konstrukcyjne stopy odlewnicze. Wyd. Politechniki Śląskiej Gliwice, 2003.
- [8] Piątkowski J.: The analysis of Solidification and Microstructure of Al-Si Alloys. Archives of Foundry Engineering 6, No 22, 2006, 364-370.
- [9] Dobrzański L.: Materiały inżynierskie i projektowanie materiałowe. WNT, Warszawa 2006.
- [10] Polska Norma PN-EN 1706:2020-10 „Aluminium i stopy aluminium. Odlewy. Skład chemiczny i własności mechaniczne”. Wersja elektroniczna.
- [11] Górny Z., Sobczak J.: Nowoczesne tworzywa odlewnicze na bazie metali nieżelaznych. ZAPIS, Kraków 2005.
- [12] Fraś E.: Krystalizacja metali. WNT, Warszawa 2003.
- [13] Przybyłowicz K.: Podstawy teoretyczne metaloznawstwa. WNT, Warszawa 1999.
- [14] Kurz W., Fisher D.J.: Fundamentals of Solidification. Trans. Tech. Publ. 1986.
- [15] Kędzierski Z.: Termodynamika stopów. Uczelniane Wyd. N-D AGH, Kraków 1999.
- [16] Przybyłowicz K.: Metaloznawstwo. WNT, Warszawa 1996.
- [17] Gierek A., Mikuszewski T.: Kształtowanie struktury pierwotnej metali i stopów. Wyd. Politechniki Śląskiej, Gliwice 1998.
- [18] Warmuzek M.: Atlas mikrofraktografii. Odlewnicze stopy Al-Si. Wyd. Instytutu Odlewnictwa, Kraków 2000.
- [19] C.L. Xu, H.Y. Wang, Y.F. Yang, Q.C. Jiang: Effect of Al-P-Ti-TiC-Nd₂O₃ modifier on the microstructure and mechanical properties of hypereutectic Al-20 wt.%Si alloy. Materials Science and Engineering A 452-453, 2007, 341-346.
- [20] Natahalla N., Hafiz M., Abdulkhalek M.: Effect of microstructure on the mechanical properties and fracture of commercial hypoeutectic Al-Si alloy modified with Na, Sb and Sr. Journal of Materials Science 34, 1999, 3555-3564.
- [21] Nikanorov S.P., Volkov M.P., Gurin V.N., Yu. Burenkov A., Derkachenko L.I., Kardashev B.K., Regel L.L., Wilcox W.R.: Structural and mechanical properties of Al-Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt. Materials Science and Engineering A 390, 2005, 63-69.
- [22] Mahmoud F.H., Kobayashi T.: Mechanical Properties of Modified and Nonmodified Eutectic Al-Si Alloys. Journal of Japan Institute of Light Metals 44, No.1, 1994, 28-34.
- [23] Piątkowski J., Binczyk F.: The influence of addition alloys on the microstructure and mechanical properties of AlSi7 alloy. Archives of Foundry Engineering 4, No 14, 2004, 181-187.
- [24] Flores V., Lopez J., Escobedo J.C., Castillejos A.H., E., Acosta F.A.: Effects of S and Sr Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of the Al-Si 319 Alloy. Canadian Metallurgical Quarterly 33, 1994, 133-138.

- [25] Uzun O, Yilmaz F.: Sb effect on microstructural and mechanical properties of rapidly solidified Al-12Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 509, 2011, 21-26.
- [26] Zhang L. Y., Jiang Y. H.: Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy. *Journal of Materials Processing Technology* 207, 2008, 107-111.
- [27] Basavakumar K.G., Mukunda P.G., Chakraborty M.: Influence of grain refinement and modification on microstructure and mechanical properties of Al-7Si and Al-7Si-2,5Cu cast alloys. *Materials Characterization* 59, 2008, 283-289.
- [28] Panuskova M., Tillova E., Chalupova M.: Relation between mechanical properties and microstructure of cast aluminum alloy AlSi9Cu3. *Strength of Materials* 40, No 1, 2008.
- [29] Pietrowski S.: *Krystalizacja, struktura i właściwości siluminów tłokowych*. Wyd. Politechniki Łódzkiej, Łódź 1999.
- [30] Davis, J.R. *ASM Speciality Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys*. United State of America, Asm International 1993.
- [31] Siemińska-Jankowska B., Pietrowski S.: The effect of temperature on strength of the new piston aluminum materials. *Journal of Kones International Combustion Engines* 10, No 3-4, 2003.
- [32] Zakharov M.V., Zakharov A.M.: *Zharoprochnye splawy*. Izd. Metallurgiya, 1972.
- [33] Czekaj E.: *Bezniklowe siluminy tłokowe o podwyższonej stabilności wymiarowej*. Wyd. Instytutu Odlewnictwa, Kraków 2011.
- [34] Pietrowski S.: Silumin nadeutektyczny z dodatkiem Cr, Mo, W i Co. *Krzepnięcie Metali i Stopów* 38, 1998, 103-108.
- [35] Piątkowski J.: Development of the fundamentals of melting and casting technology of Al-Me (Cr, Ni, Mo, W, Ti) master alloys used for modification of microstructure in silumins. *Archives of Foundry Engineering*. Vol. 9, Issue 2, 2009, 17-21.
- [36] Dercz G., Piątkowski J.: Rietveld quantitative and structural analysis of the Al-W master alloy for silumina modification. *Solid State Phenomena* 16, 2010, 161-164.
- [37] Baker H.: *Alloy Phase Diagrams*. ASM Handbook Vol. 3, ASM International Materials Park, Ohio (1992) 2-86.
- [38] Samuel A.M., Samuel F.H.: Modification of Iron Intermetallics by Mg and Sr in Al-Si Alloys. *International Journal of Cast Metals Research* 10 (1997) 147-157.
- [39] Pan E.N., Cherng Y.C., Lin C.A., Chiou H.S.: Roles of Sr and Sb on Silicon Modification of A356 Aluminum Alloys. *AFS Transactions* 92 (1994) 609-629.
- [40] Hess P.D., Blackmun E.V.: Strontium as a Modifying Agent for Hypoeutectic Aluminum Silicon Alloys. *AFS Transactions* 83 (1975) 87-90.
- [41] Chai G.C., Bäckerd L.: Factors Affecting Modification of Al-Si Alloys by Addition of Strontium-Containing Master Alloys. *AFS Transactions* 100 (1992) 847-854.
- [42] Handiak N., Gruzleski J.E., Argo D.: Sodium, Strontium and Antimony interactions During Modification of AS7G03 (A356) Alloys. *AFS Transactions* 95 (1987) 31-38.
- [43] Grand L.: The modification of Aluminum-Silicon Alloys. *Revue de l'Aluminium* 29 (1952) 5-15.
- [44] Kim C.B., Heine R.W.: Fundamentals of Modification in the Aluminum-Silicon System. *Journal of the Institute of Metals* 92 (1964) 367-376.
- [45] Lee J.M., Kang S.B.: A Study on the Change of Microstructures with P and/or Sr Treatment in A390 Alloy. *Journal of the Korean Institute of Metallurgy and Materials* 33, No. 11 (1996) 1406-1413.
- [46] Flores V., Lopez J., Escobedo J.C., Castillejos A.H., E., Acosta F.A.: Effects of S and Sr Additions on the Microstructure and Mechanical Properties of the Al-Si 319 Alloy. *Canadian Metallurgical Quarterly* 33 (1994) 133-138.

- [47] Griffiths W.D., Jolly M.R., Kattlitz W., Kendrick R., Niblett A.M.: The Effect of Simultaneous Additions of Sodium and Strontium on the Modification of Aluminum Silicon Alloy. *Light Metals* (1991). Rooy E. (Ed.): The Minerals, Metals and Material Society. Warrendale PA, 1991, 1047-1055.
- [48] Dudyk M.: Krystalizacja aluminium zanieczyszczonego żelazem. *Solidification of Metals and Alloys*. Vol. 2 No 44, 2000, 95-102.
- [49] Narayanan L.A., Samuel F.H., Gruzleski J.E.: Crystallization Behavior of Iron-Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions* 25A, 1994, 1761-1773.
- [50] Samuel A.M., Samuel F.H., Doty H.W.: Observations on the Formation of Al₅FeSi Phase in 319 Type Al-Si Alloys. *Journal of Material Science* 31, 1996, 5529-5539.
- [51] Villeneuve C., Samuel F.H.: Fragmentation and Dissolution of P-Al₅FeSi Phase during Solution Heat Treatment of Al-13% Si-Fe Alloys. *International Journal of Cast Metals Research* 12, 1997, 145-160.
- [52] Crepeau P.N.: Effect of Iron in Al-Si Casting Alloys: A Critical Review. *AFS Transactions* 103, 1995, 361-366.
- [53] Fraś E.: *Krystalizacja metali i stopów*. PWN, Warszawa 1992.
- [54] Uzun O, Yilmaz F.: Sb effect on microstructure and mechanical properties of rapidly solidified Al-12Si alloy. *Journal of Alloys and Compounds* 509, 2011, 21-26.
- [55] Nikanorov S. P., Volkov M. P.: Structural and mechanical properties of Al-Si alloys obtained by fast cooling of a levitated melt. *Materials Science and Engineering A390*, 2005, 63-69.
- [56] Sebaie O. El., Samuel A. M., Samuel F.H., Doty H.W.: The effect of mischmetal, cooling rate and heat treatment on the eutectic Si particle characteristics of A319.1, A356.2 and A413.1 Al-Si casting alloys. *Materials Science and Engineering A480*, Issue 1-2, 2008, 342-355.
- [57] Gaidarova V.: Structure modification of rapidly solidified Al-11 wt% Si alloy by addition of 2 wt% Fe. *Vacuum* 81, No 9, 2007, 1082-1087.
- [58] Yamagata H., Kasprzak W.: The effect of average cooling rates on the microstructure of the Al-20% Si high pressure die casting alloy used for monolithic cylinder blocks. *Journal of Materials Processing Technology* 203, 2008, 333-341.
- [59] Xu C.L., Wang H.Y.: Cooling rate and microstructure of rapidly solidified Al-20wt.%Si alloy. *Materials and Engineering A417*, 2006, 275-280.
- [60] Zhang L. Y., Jiang Y. H.: Effect of cooling rate on solidified microstructure and mechanical properties of aluminium-A356 alloy. *Journal of Materials Processing Technology* 207, 2008, 107-111.
- [61] Makhlof M.M. Guthy H.V.: The aluminum-silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography. *Journal of Light Metals* 1, 2001, 199-218.
- [62] Ares A.E., Gueijman S.F., Caram R., Schvezov C.E.: Analysis of solidification parameters during solidification of lead and aluminum base alloys. *Journal and Crystal Growth* 275, 2005, 319-327.
- [63] Piątkowski J., Binczyk F: The analysis of the solidification and microstructure of Al-Si alloys. *Archiwies of Foundry* 6, No 19, 2006, 227-233.
- [64] Piątkowski J.: Application of calorimetric in evaluation of phase transformations in the selected hypoeutectic silumins. *Archives of Foundry Engineering* 8, No 33/4, 2008, 177-181.
- [65] Piątkowski J., Formanek B.: Cast AlSi9Cu4 alloy with hybride strengthened by Fe_xAl_y-Al₂O₃ composite powder. *Materials Science and Engineering* 22 2011.
- [66] Szymshal J., Krzemień E., Zajac T.: *Modyfikacja metali i stopów*. Wyd. Politechniki Śląskiej, Gliwice 1984.

- [67] Piątkowski J.: Krystalizacja odlewniczych stopów aluminium. Monografia. Wyd. Archives of Foundry Engineering. Katowice-Gliwice, 2021.
- [68] Juarez-Peña B., Asensio-Lozano J.: Influence of Sr modification and Ti grain refinement on the morphology of Fe-rich precipitates in eutectic Al-Si die cast alloys. *Scripta Materialia* 54, 2006, 1543-1548.
- [69] Sigworth G.K.: Theoretical and Practical Aspects of the Modification of Al-Si Alloys. *AFS Transactions* 91, 1983, 7-16.
- [70] Romankiewicz F.: Badania nad modyfikacją stopu AlSi7Mg dodatkami AlTi5B1 i AlSr10. *Zjawiska powierzchniowe w procesach odlewniczych*. Poznań-Kołoźbrzeg 1994.
- [71] Romankiewicz F., Romankiewicz R.: Wpływ modyfikacji na strukturę i morfologię przełomów siluminu AlSi7. *Archiwum Odlewnictwa* 6, Nr 19, 2006, 277-282.
- [72] Romankiewicz F., Romankiewicz R.: Influence of modification on the structure and morphology of fractures of silumin AlSi6Cu4. *Archives of Foundry Engineering* 9, No 2, 2009, 13-16.
- [73] Cook R.: Grain refinement of aluminum-silicon foundry alloys. *Foundry Trade of Journal* 172, No3541, 1998, 143.
- [74] Cook R.: *Modification of aluminum-silicon foundry alloys*. London and Scandinavian Metallurgical Co. Limited 1998.
- [75] Boot D.A., Fisher P.: Additives for the aluminum foundry industry, *Foundryman* 94, No 3, 2001, 83-85.
- [76] Panuskova M., Tillova E., Chalupova M.: Relation between mechanical properties and microstructure of cast aluminum alloy AlSi9Cu3. *Strength of Materials* 40, No 1, 2008.
- [77] Kori S.A., Murty B.S., Chakroborty M.: Development of efficient grain refiner for Al-7Si alloy and its modification with strontium. *Materials Science and Engineering A283*, 2000, 117-123.
- [78] Qian Zhang, Xiangfa Liu, Hongshand Dai: Re-formation of AlP compound in Al-Si melt. *Journal of Alloys and Compounds* 480, 2009, 376-381.
- [79] Hongshand Dai., Jing Du, Wang Li, Chuanxiao Peng, Xiangfa Liu.: First-principle study of the AlP/Si interfacial adhesion. *Physica B45*, 2010, 573-578.
- [80] Lescuyer H., Allibert M., Laslaz G.: Solubility and precipitation of AlP in Al-Si melts studies with a temperature controlled filtration technique. *Journal of Alloys and Compounds* 279, 1998, 237-244.
- [81] Knycha T., Uliasz P., Wiecheća J., Paśkob J., Jarosz R.: Selection of the Manufacturing of Aluminum Casting Alloys with Hypoeutectic Aluminum Silicon Group, *Archives of foundry engineering*, 103-108 2014.
- [82] Vinarcik E.: *High integrity die casting processes*, 2002.
- [83] Thirugnanam M.: *Modern High Pressure Die-casting Processes for Aluminium Castings*. Transactions of 61st Indian Foundry Congress 2013
- [84] Naimi S., Hosseini S. M.: *Tool Steels in Die-Casting Utilization and Increased Mold Life*, *Advances in Mechanical Engineering*, 2015.
- [85] Rakoto B., Ling L.: *2022 Mega-Casting Trends for Automotive Manufacturers*. Ducker, 2022.
- [86] Campbell J.: *Complete Casting Handbook*. Metal Casting Processes, Metallurgy, Techniques and Design, wyd. Elsevier, 2011.
- [87] Kohlstädt S., Michael Vynnycky M., Goeke S., Gebauer-Teichmann A. *On Determining the Critical Velocity in the Shot Sleeve of a High-Pressure Die Casting Machine Using Open Source CFD*, *Fluids*, 2021.
- [88] Ragan E., Dobránsky J., Baron P., Olejár T. *Materials on dies for pressure die casting*, *METALURGIJA* 51 (2012) 1, 117-120.
- [89] Han Q., Kenik E. A., Viswanathan S.: *Die soldering in aluminum die casting*, 2000.

- [90] Walkington W. G., Morris M.: *Troubleshooting Guide for Die Casting Defects*. 2015, North American Die Casting Association: U.S.A.
- [91] <https://www.rapiddirect.com/blog/die-casting-defects/>, dostęp 04.2023.
- [92] Semih Genculu: *Aluminum Alloys and Heat Treatment*, Cab Incorporated.
- [93] *ASM Handbook, Volume 4 Heat Treating*, 1991.
- [94] Andrea Manente, Giulio Timelli: *Optimizing the Heat Treatment Process of Cast Aluminium Alloys, Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys*, 197-220.
- [95] Gilbert Kaufman J., Elwin L. Rooy: *Aluminum Alloy Castings, Properties, Processes, and Applications*, ASM International, 2004, USA.
- [96] Dursun Özyürek, Tansel Tunçay, Hasan Kaya: *The Effects of T5 and T6 Heat Treatments on Wear Behaviour of AA6063 Alloy*, *High Temp. Mater. Proc.* 2014; 33(3), 231 – 237.
- [97] Paray, F. Gruzleski J. E.: *Modification—a Parameter to Consider in the Heat Treatment of Al-Si Alloys*, *Cast Metals*, Volume 5, Number 4, 1993, 187-198.
- [98] Moustafa M. A., Samuel F. H., Doty H. W.: *Effect of solution heat treatment and additives on the microstructure of Al-Si (A413.1) automotive alloys*, *Journal Of Materials Science* 38 (2003), 4507 – 4522.
- [99] El Sebaie O., Samuel A.M., Samuel F.H., Doty H.W.: *The effects of mischmetal, cooling rate and heat treatment on eutectic Si particle characteristics of A319.1 A356.2 and A413.1 Al-Si casting alloys*, *Materials Science and Engineering, A* 480, (2008), 342–355.
- [100] Maaz Akhtar, Sayyad Zahid Qamar, Muzamil Muhammad, Ali Nadeem: *Optimum heat treatment of aluminum alloy used in manufacturing of automotive piston components*, *Materials and Manufacturing Processes* 2018, vol. 33, no 16, 1874–1880.
- [101] E. Kantoríková, M. Kuriš, R. Pastirčák: *Heat Treatment of AlSi7Mg0.3 Aluminium Alloys with Increased Zirconium and Titanium Content*, *Archives Of Foundry Engineering* vol. 21 , Issue 2/2021, 89-93.
- [102] Stanisław J. Skrzypek, Przybyłowicz K.: *Inżynieria metali i ich stopów*. Wydawnictwo AGH, Kraków, 2012.
- [103] Szewieczek D.: *Obróbka cieplna materiałów metalowych*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice, 1998.

SPIS RYSUNKÓW

	str.
Rys. 1.1. Front krystalizacji: a) atomowoszorstki, b) atomowogładki i rodzaje krysztalów [6, 17].	9
Rys. 1.2. Dendryty roztworu α w siluminach: a) AlSi9, b) AlSi6 [18].	10
Rys. 1.3. Wpływ dodatków Cu, Ni i Mg na: a) wytrzymałość na rozciąganie, b) twardość HB [29].	11
Rys. 1.4. Wpływ różnej zawartości Ni na wytrzymałość na rozciąganie w siluminach [31].	11
Rys. 1.5. Wpływ dodatku kobaltu i molibdenu na wytrzymałość na rozciąganie Rm w siluminach: a) podeutektycznych, b) nadeutektycznych [31].	12
Rys. 1.6. Mikrostruktura (a-c) i dyfraktogram (d) zaprawy Al-W [36].	12
Rys. 1.7. Mikrostruktura stopu EN AC-43300: a) stan niemodyfikowany, b) modyfikacja zaprawą AlTiB, c) modyfikacja zaprawą AlSr, d) modyfikacja zaprawą AlSb [93].	14
Rys. 1.8. Mikrostruktura stopu AlSi6 po szybkiej krystalizacji: a) bez modyfikacji, b) z dodatkiem 6% Al-MM, c) po modyfikacji Sb, d) po modyfikacji Sb i 6% Al-MM [56].	15
Rys. 1.9. Schemat urządzenia ciśnieniowego do odlewania próbek z szybką krystalizacją [58].	16
Rys. 1.10. Schemat urządzenia do szybkiej krystalizacji z zastosowaniem substancji ciekłej o dużej zdolności odprowadzania ciepła (opracowanie własne na podstawie [60]).	16
Rys. 1.11. Zanik parametrów rozdrabniacza ziarna [66].	19
Rys. 1.12. Schemat procesu odlewania na maszynie zimno komorowej (materiały MCP).	21
Rys. 1.13. Schemat pierwszej fazy odlewania [87].	22
Rys. 1.14. Przykładowy profil wtrysku (materiały MCP).	22
Rys. 1.15. Rozwój odlewów ciśnieniowych na przykładzie Tesli [85].	23
Rys. 1.16. Zimne płynięcie [90].	25
Rys. 1.17. Pęknięcie odlewu [90].	26
Rys. 1.18. Zaciągnięcie [91].	26
Rys. 1.19. Znaczący przetrysk [90].	27
Rys. 1.20. Laminacja na powierzchni odlewu [90].	28
Rys. 1.21. Porowatość skurczowa w odlewie grawitacyjnym [90].	29
Rys. 1.22. Porowatość gazowa obserwowana pod mikroskopem świetlnym [90].	29
Rys. 1.23. Porowatość gazowa w przekroju poprzecznym [90].	29
Rys. 1.24. Schemat ilustrujący proces obróbki cieplnej stopu Al-Cu [92].	30
Rys. 1.25. Naturalne krzywe starzenia dla trzech przesyconych stopów aluminium [92].	31
Rys. 1.26. Obróbka cieplna przez przesykanie lub krzywe sztucznego starzenia dla przesyconego oraz hartowanego stopu aluminium 6061 (Al-Mg-Si) pokazujące zmiany zachodzące w czasie w każdej z serii temperatur [92].	32
Rys. 1.27. Mikrostruktury pokazujące wpływ obróbki cieplnej na morfologię krysztalów krzemu w niemodyfikowanym stopie A413.1: a) 0 h, b) 8 h, c) 24 h. Strzałki wskazują cząstki fazy α -Fe [98].	35

Rys. 1.28. Mikrostruktura pokazujące wpływ czasu przesycania na morfologię krzemu w stopie AlSi (M1) modyfikowanym Sr: a) 0 h, b) 8 h, c) 24 h [98].	36
Rys. 1.29. Mikrostruktura pokazujące wpływ obróbki cieplnej na morfologię krzemu w niemodyfikowanym stopie AlSi _{0,42} Mg (M2N)po: a) 0 h, b) 8 h i c) 24 godz. przesycania [98].	37
Rys. 1.30. Wpływ dodatku miszmetalów (MM) i Sr na morfologię kryształów Si w odlanych próbkach stopu A319,1 otrzymanych przy dużych szybkościach chłodzenia: a) 0% mas. MM, b) 6% mas. MM, c) modyfikacja strontem oraz d) modyfikacja Sr +6% mas. MM [99].	39
Rys. 1.31. Wpływ obróbki cieplnej rozpuszczającej na morfologię cząstek Si w próbkach stopu A319,1 otrzymanych przy dużych szybkościach chłodzenia: a) 0 wt% MM, b) 6% wt% MM, c) modyfikacja Sr; d) modyfikacja Sr +6% wag. MM. Strzałki oznaczają: 1, przewężenie; 2, fragmentacja; 3, sferoidyzacja; 4, pogrubienie cząstek Si [99].	40
Rys. 1.32. Wpływ dodatku miszmetalów (MM) na morfologię krzemu eutektycznego w odlanych próbkach stopu A319,1 otrzymanych przy niskich szybkościach chłodzenia: a) 0% wag. MM, b) 6% wag. MM, c) modyfikacja Sr i d) modyfikacja 6% mas. MM+Sr [99].	40
Rys. 1.33. Wpływ obróbki cieplnej na morfologię cząstek Si w niemodyfikowanym stopie A356.2 otrzymanym przy (a i b) dużych szybkościach chłodzenia oraz (c i d) małych szybkościach chłodzenia dla: (a i c) w stanie odlanym oraz (b i d) po obróbce cieplnej [99].	43
Rys. 1.34. Wpływ obróbki cieplnej na morfologię kryształów krzemu w próbkach stopu A356.2 modyfikowanego Sr otrzymanych przy niskich szybkościach chłodzenia: a) 0%, b) 6% MM w stanie odlanym oraz c) 0%, d) 6% MM po obróbce cieplnej [99].	45
Rys. 1.35. Wpływ obróbki cieplnej na morfologię cząstek Si w próbkach stopu A356,2 modyfikowanego Sr otrzymanych przy niskich szybkościach chłodzenia: a) 0%, b) 6% MM w stanie odlanym oraz c) 0%, d) 6% MM w stanie po obróbce cieplnej [99].	46
Rys. 1.36. Cykl obróbki cieplnej dla stopu aluminium AC8H [100].	47
Rys. 1.37. Zmiana granicy plastyczności w zależności od temperatury starzenia [100].	48
Rys. 1.38. Zmiana twardości w zależności od temperatury starzenia [100].	49
Rys. 1.39. Mikrostruktura stopu AlSiCuNiMg: a) bez obróbki cieplnej, b) temperatura starzenia 150°C c) temperatura starzenia 175°C; d) temperatura starzenia 200°C [100].	50
Rys. 1.40. Mikrostruktura przedstawiająca całkowite rozpuszczenie fazy Al ₂ Cu podczas przesycania stopu M3: (a) stan po odlaniu oraz (b) po przesycaniu przez 8 h w temperaturze 500°C [98].	51
Rys. 1.41. Mikrostruktury przedstawiające rozpuszczanie cząstek fazy Mg ₂ Si w niemodyfikowanym stopie M2: (a) stan po odlaniu oraz (b) po obróbce cieplnej przez 8 h w temperaturze 500°C [98].	52
Rys. 1.42. Mikrostruktury przedstawiające całkowite rozpuszczenie fazy Al ₂ Cu podczas przesycania stopu: (a) stan po odlaniu i (b) po przesycaniu przez 8 h w 500°C [98].	52
Rys. 1.43. Struktury wykazujące obecność cząstek faz Al ₂ Cu i Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ w: a) stanie po odlaniu oraz b) po 24 h przesycania w temperaturze 500°C [98].	53

Rys. 1.44. Morfologia fazy α -Al ₁₅ (MnFe) ₃ Si ₂ obserwowana w stopie: a) stan po odlaniu, (mikroskop optyczny); b) po 24 h obróbce cieplnej w temperaturze 500°C, (obraz wstecznie rozproszony) [98].	54
Rys. 1.45. Mikrostruktura stopu AlSiFe z fazą β -Al ₅ FeSi po przesycaaniu przez 25 h w 500°C. Potwierdzono obecność małych białych cząstek SrO ₂ (strzałki) [98].	54
Rys. 1.46. Mikrostruktura stopu AlSiCuNiMgFe z widoczną fazą α -Al ₁₁ (MnFeNiCu) ₄ Si (strzałka) po 24-godzinach przesycaania w temperaturze 500°C [98].	55
Rys. 2.1. Odlewy produkowane w MCP: a-d) części napędu silnikowego; e-l) detale strukturalne; a-b) pokrywy głowic silników; c) obudowa rozrządu d) miska olejowa; e) podłużnica tylna; f) wnęka koła zapasowego; g) słupek podwozia B; h) podłużnica tylna z nadkolem; i) łącznik podłużnicy z słupkiem B; j) obudowa akumulatora dla samochodu elektrycznego; k) wspornik lusterka; l) łącznik słupka D (materiały będące własnością spółki MCP).	57
Rys. 2.2. Detal strukturalny nr 1: a) położenie odlewu w nadwoziu samochodu Porsche Panamera; b) prawy; c) lewy wspornik belki zderzaka tylnego - Porsche Pralltopf (w skrócie PP).	58
Rys. 2.3. Detal strukturalny nr 2: a) położenie odlewu w nadwoziu samochodu Jaguar Land Rover; b) zewnętrzny widok; c) wewnętrzny widok wspornika zawieszenia tylnego Pedestal L462 (JLR).	58
Rys. 2.4. Schemat blokowy produkcji odlewów strukturalnych: a) Porsche Pralltopf (PP); b) Jaguar Land Rover L462 (JLR).	59
Rys. 2.5. Cela odlewnicza maszyny o sile zwarcia 1100 Mg.	59
Rys. 2.6. Piec topialny Striko MH 6000/3500 w spółce MCP.	62
Rys. 2.7. Panel operatorski pieca topialnego Striko MH 6000/3500 w spółce MCP.	62
Rys. 2.8. Waga do wyznaczania indeksu gęstości stopów aluminium w spółce MCP.	63
Rys. 2.9. Zależność indeksu gęstości od zawartości wodoru.	64
Rys. 2.10. Cela odlewnicza o sile zwarcia 3200 Mg: a) widok ogólny maszyny; b) wykres analizy czasu cyklu pracy.	65
Rys. 2.11. Profile temperatury w piecach do obróbki cieplnej do stanu: a) T5, b) T7, c) T2F2.	67
Rys. 2.12. Stanowisko do wycinania próbek do badań wytrzymałościowych w spółce MCP.	68
Rys. 2.13. Wymiary próbek do badań wytrzymałościowych.	68
Rys. 2.14. Położenie oraz liczba wycinanych próbek dla strukturalnych odlewów, które wybrano do badań: a) odlewu o oznaczeniu PP; b) odlewu o oznaczeniu JLR.	69
Rys. 2.15. Piec do obróbki cieplnej w spółce MCP – etap przesycaania.	69
Rys. 2.16. Piec do obróbki cieplnej w spółce MCP – etap starzenia.	70
Rys. 2.17. Piec do obróbki cieplnej w spółce MCP – etap T2F2.	70
Rys. 2.18. Stanowisko pomiarowe do prostowania detali JLR w spółce MCP.	71
Rys. 2.19. Ekran z wynikami pomiaru na stanowisku do prostowania manualnego detali JLR: a) widok wewnętrzny; b) wykresy z liniami trendu 30 pomiarów dla punktów 1-7; c) widok zewnętrzny; d) wykresy z liniami trendu 30 pomiarów dla punktów 8-14.	72
Rys. 2.20. Prostownica automatyczna do odlewów strukturalnych w spółce MCP.	73
Rys. 2.21. Śrutownica firmy Rossler w spółce MCP.	74
Rys. 2.22. Centra obróbcze do obróbki skrawaniem detali strukturalnych w spółce MCP.	75

Rys. 2.23. Komponenty do łączenia odlewów strukturalnych produkowanych w spółce MCP.	76
Rys. 2.24. Celem montażu komponentów podłużnicy tylnej w spółce MCP.	77
Rys. 2.25. Spektrometr iskrowy będący na wyposażeniu spółki MCP.	77
Rys. 2.26. Stanowisko do automatycznej kontroli RTG w spółce MCP.	78
Rys. 2.27. Maszyna Instron do badań wytrzymałościowych i uchwyt do próbek w spółce MCP.	79
Rys. 2.28. Maszyna do badań powierzchni 3D GOM w spółce MCP.	79
Rys. 2.29. Stanowisko do pomiaru kształtu i kontroli wymiarów podłużnicy tylnej w MCP.	80
Rys. 2.30. Metody pakowania odlewów strukturalnych w spółce MCP.	81
Rys. 2.31. Symulacja komputerowa detalu PP przed zmianami.	82
Rys. 2.32. Symulacja komputerowa detalu PP po zmianie geometrii układu wlewowego. ...	82
Rys. 2.33. Symulacja komputerowa detalu JLR przed zmianami.	83
Rys. 2.34. Symulacja komputerowa detalu JLR po zmianach.	83
Rys. 2.35. Odlewy PP z pęcherzami gazowymi poza specyfikacją klienta.	85
Rys. 2.36. Odlewy JLR z pęcherzami gazowymi poza specyfikacją klienta.	86
Rys. 2.37. Liczba braków odlewów JLR w latach 2020-2022.	86
Rys. 2.38. Liczba braków odlewów PP w latach 2020-2022.	87
Rys. 2.39. Średnie właściwości wytrzymałościowe detali JLR w latach 2020-2022.	87
Rys. 2.40. Średnie właściwości wytrzymałościowe detali PP w latach 2020-2022.	88
Rys. 3.1. Maszyna wytrzymałościowa Instron do statycznej próby rozciągania: a) widok ogólny; b) pulpit z wykresem rozciągania; c) próbka przed zerwaniem; d) próbka po zerwaniu.	93
Rys. 3.2. Raport ze stanowiska pomiarowego dokładności kształtowo – wymiarowej: a) widok zewnętrzny (punkty pomiarowe: 1; 2; 12; 13; 14); widok wewnętrzny (punkty pomiarowe od 3 do 11) detalu JLR.	95
Rys. 3.3. Ekran z maszyny pokazanej na rysunku 2.18 przedstawiający dopuszczalne odchyłki wymiarowe odlewu JLR dla punktów: a) od 1 do 7; b) od 8 do 14, gdzie: min. - wartość minimalna odchyłki wymiaru; akt. - wartość aktualna odchyłki mierzonego odlewu; max. - wartość maksymalna odchyłki wymiarowej.	96
Rys. 3.4. Miejsca o największym prawdopodobieństwie wystąpienia pęcherzy gazowych.	97
Rys. 3.5. Obszar krawędzi detalu JLR o dopuszczalnej mniejszej wielkości pęcherzy gazowych.	97
Rys. 3.6. Wzorec do określania wielkości wad odlewniczych, gdzie: punkt służy do pomiaru wielkości Rozmiaru wad typu zagłębienie, natomiast kropka służy do pomiaru wielkości np. pęcherzy gazowych, pozostałe wskaźniki służą do określenia wielkości wad typu liniowego, np. pęknięcia.	98
Rys. 4.1. Wykres zmiany wytrzymałości na rozciąganie R_m , umownej granicy plastyczności $R_{0,2}$ oraz wydłużenia A w funkcji temperatury starzenia stopu AlSi7Mg.	103
Rys. 4.2. Wykres zmiany wytrzymałości na rozciąganie, umownej granicy plastyczności i wydłużenia w funkcji czasu starzenia stopu AlSi7Mg.	104
Rys. 4.3. Wykres zmiany umownej granicy plastyczności w funkcji temperatury starzenia stopu AlSi10MnMg dla czterech wybranych temperatur przesycania. .	105
Rys. 4.4. Wykres zmiany wytrzymałości na rozciąganie w funkcji temperatury starzenia	

stopu AlSi10MnMg dla czterech wybranych temperatur przesycańca.	105
Rys. 4.5. Wykres zmiany wydłużenia w funkcji temperatury starzenia stopu AlSi10MnMg dla czterech wybranych temperatur przesycańca.	106
Rys. 4.6. Mikrostruktury odlewów PP ze stopu AlSi7Mg, próba T(PP)4 - parametry przed wprowadzeniem zmian oraz próba C(PP)3 wytypowane parametry.	107
Rys. 4.7. Mikrostruktury odlewów PP ze stopu AlSi7Mg przed obróbką cieplną (starzeniem).	107
Rys. 4.8. Mikrostruktura i wyniki mikroanalizy składu chemicznego w punktach od 1 do 5 stopu AlSi7Mg przed obróbką cieplną (starzeniem).	108
Rys. 4.9. Mikrostruktury odlewów PP ze stopu AlSi7Mg przed obróbką cieplną (starzeniem) z prawdopodobnymi fazami typu: a) Mg_2Si oraz b) $Al_x(Fe,Mn)_ySi_z$	109
Rys. 4.10. Mikrostruktury odlewów PP ze stopu AlSi7Mg po obróbce cieplnej (starzenie wg najlepszych parametrów: 220°C w czasie 90 min.).	110
Rys. 4.11. Mikrostruktura i wyniki mikroanalizy składu chemicznego w punktach od 1 do 5 stopu AlSi7Mg po starzeniem wg najlepszych parametrów: 220°C w czasie 90 min.	111
Rys. 4.12. Mikrostruktury odlewów JLR ze stopu AlSi10MnMg, próba JLR 7 oraz próba JLR 10.	112
Rys. 4.13. Mikrostruktury stopu AlSi10MnMg, z którego wykonano odlew JLR przed obróbką cieplną (przesycańca i starzenie).	113
Rys. 4.14. Mikrostruktura i wyniki mikroanalizy składu chemicznego w punktach od 1 do 4 stopu AlSi10MnMg przed obróbką cieplną.	114
Rys. 4.15. Mikrostruktura stopu AlSi10MnMg przed obróbką cieplną z widocznym wydzieleniem fazy typu $Al_x(Fe,Mn)_ySi_z$	115
Rys. 4.16. Mikrostruktura stopu AlSi10MnMg po obróbce cieplej (przesycańca i starzenie).	116
Rys. 4.17. Mikrostruktura stopu AlSi10MnMg po obróbce cieplnej (przesycańca i starzenie) z widocznym wydzieleniem fazy typu $Al_x(Fe,Mn)_ySi_z$	116
Rys. 4.18. Mikrostruktura i wyniki mikroanalizy składu chemicznego w punktach od 1 do 4 stopu AlSi10MnMg po obróbce cieplej (przesycańca i starzenie).	117
Rys. 4.19. Wyniki pomiaru odlewów JLR ze stopu AlSi10MnMg, próba JLR 7.	119
Rys. 4.20. Wyniki pomiaru odlewów JLR ze stopu AlSi10MnMg, próba JLR 10.	119
Rys. 4.21. Porównanie udziału wybrakowanych odlewów detalu JLR ze względu na nieosiągnięte właściwości wytrzymałościowe oraz udział pęcherzy gazowych: rok 2020-2022 (przed wprowadzonymi zmianami) w porównaniu do pierwszych dwóch kwartałów 2023 roku (po wprowadzonych zmianach parametrów przesycańca i starzenia)	120
Rys. 4.22. Porównanie udziału wybrakowanych odlewów detalu PP ze względu na nieosiągnięte właściwości wytrzymałościowe: rok 2020-2022 (przed wprowadzonymi zmianami) w porównaniu do pierwszych dwóch kwartałów 2023 roku (po wprowadzonych zmianach parametrów starzenia).	120

SPIS TABEL

	str.
Tab. 1.1. Wybrane gatunki odlewniczych stopów aluminium – porównanie [10, 11].	5
Tab. 1.2. Główne charakterystyki i zastosowanie siluminów (na podstawie norm ASTM) [6, 11].	7
Tab. 1.3. Zaprawy zawierające stront, stosowane do modyfikacji ciekłych stopów Al-Si [11].	18
Tab. 1.4. Podstawowe oznaczenia obróbki stopów aluminium [92].	33
Tab. 1.5. Skład chemiczny stopów AlSiCu otrzymanych przy dużej szybkości chłodzenia) [99].	38
Tab. 1.6. Skład chemiczny stopów AlSiCu otrzymanych przy małej szybkości chłodzenia) [99].	38
Tab. 1.7. Charakterystyka cząstek krzemu w stopie A319.1 przy dużych szybkościach chłodzenia [99].	38
Tab. 1.8. Skład chemiczny stopów AlSiMg otrzymanych przy dużej szybkości chłodzenia) [99].	42
Tab. 1.9. Skład chemiczny stopów AlSiMg otrzymanych przy małej szybkości chłodzenia) [99].	42
Tab. 1.10. Charakterystyka cząstek Si różnych próbek stopu A356.2 uzyskanych przy wysokich szybkościach chłodzenia [99].	42
Tab. 1.11. Charakterystyka kryształów krzemu różnych próbek stopu A356.2 uzyskanych przy małych szybkościach chłodzenia [99].	44
Tab. 1.12. Charakterystyka kryształów krzemu w różnych próbkach stopu A356.2 uzyskanych przy małych szybkościach chłodzenia [99].	45
Tab. 2.1. Parametry procesu odlewania detali PP.	60
Tab. 2.2. Parametry procesu odlewania detali JLR.	60
Tab. 2.3. Skład chemiczny wybranych do badań odlewów strukturalnych: JLR i PP w MCP.	61
Tab. 2.4. Wyniki badań właściwości mechanicznych dla detali JLR z wybranej zmiany produkcyjnej.	84
Tab. 2.5. Wyniki badań właściwości mechanicznych dla detali PP z wybranej zmiany produkcyjnej.	85
Tab. 3.1. Dopuszczalne wady pęcherzy gazowych według specyfikacji dla detalu JLR.	97
Tab. 3.2. Plan eksperymentu doboru temperatury starzenia odlewów PP ze stopu AlSi7Mg.	99
Tab. 3.3. Plan eksperymentu doboru czasu starzenia po wybraniu optymalnej temperatury odlewów PP otrzymanych ze stopu AlSi7Mg.	99
Tab. 3.4. Plan eksperymentu temperatur przesycania i starzenia dla odlewu JLR.	100
Tab. 4.1. Wyniki składu chemicznego stopu AlSi7Mg (detal PP) przy 70% udziale złomu obiegowego.	101
Tab. 4.2. Wyniki składu chemicznego stopu AlSi10MnMg (detal JLR) przy 70% udziale złomu obiegowego.	102

Tab. 4.3. Wyniki badań właściwości wytrzymałościowych w funkcji temperatury odlewu PP.	102
Tab. 4.4. Wyniki badań wytrzymałościowych odlewu PP dla temperatury starzenia 220°C.	103
Tab. 4.5. Wyniki badań właściwości wytrzymałościowych odlewu JLR.	104
Tab. 4.6. Pomiary dokładności kształtowo wymiarowej dla próby JLR 7 i JLR 10.	118

STRESZCZENIE

Rozprawa doktorska pt. Wpływ parametrów obróbki cieplnej na wybrane właściwości mechaniczne strukturalnych odlewów aluminiowych odlewanych ciśnieniowo składa się z trzech części, które się uzupełniają.

W przeglądzie piśmiennictwa stwierdzono, że rozwój odlewnictwa ciśnieniowego notowany zwłaszcza w ostatnich latach zarówno w Polsce jak i na świecie spowodowany jest dużą wydajnością procesu przy korzystnych właściwościach użytkowych i wymaganej dokładności wymiarowo-kształtowej. Niestety, zalety te są równoważone wysokim kosztem ciśnieniowych maszyn odlewniczych oraz regeneracją form wtryskowych. Wiele polskich odlewni ciśnieniowych działa w ramach warunków korporacyjnych, których polityka ogranicza autonomiczność odlewni, a tym samym uniemożliwia wprowadzanie różnych zmian z korzyścią dla rentowności procesu. W takim przypadku, jedyną możliwością zmniejszenia udziału wyrobów wadliwych jest wprowadzanie takich zmian, które wpływają na poprawę rentowności procesowej nie zmieniając charakteru produktu. Jednym z takich rozwiązań jest dobranie parametrów obróbki cieplnej nie zmieniając jej charakteru, która spowoduje skrócenie czasu realizacji procesu, zmniejszenie nakładu kosztów użytkowych przy zachowaniu wymagań specyfikacji technicznej klienta. Konkluzja ta stanowiła podstawę do opracowania koncepcji badań zmierzających do poprawy rentowności procesu poprzez dobór parametrów obróbki cieplnej jako tego etapu produkcji, w którym możliwe jest dokonywanie jakichkolwiek zmian.

Badania wstępne, stanowiące drugą część dysertacji rozpoczęto od charakterystyki odlewni Magna Casting Poland znajdującej się w Kędzierzynie-Koźlu, profilu jej działalności, głównie pod kątem produkcji odlewów stanowiących elementy podwozia samochodowego – tzw. odlewów strukturalnych. Z analizy portfolio spółki wynika, że jednymi z najczęściej produkowanych odlewów są wspornik belki zderzaka tylnego odlany ze stopu AlSi7Mg przeznaczony do samochodu Porsche oraz tylnego wspornika zawieszenia wykonanego ze stopu AlSi10MnMg dla samochodu Jaguar Land Rover.

Do tej pory detale te były obrabiane cieplnie (pierwszy do stanu T5, drugi do stanu T7), których parametry nie gwarantowały satysfakcjonującego poziomu wyrobów wadliwych, głównie pod kątem minimalnego wydłużenia (8% dla detalu Porsche i 10% dla detalu Jaguar Land Rover), udziału pęcherzy gazowych oraz dokładności wymiarowo-kształtowej.

W związku z powyższym przedstawiona koncepcja badań zakładała dobór parametrów obróbki cieplnej (przy zachowaniu jej typu), które podwyższą wydłużenie badanych stopów, przy nie pogorszeniu pozostałych kryteriów jakościowych, wymaganych przez klienta.

Trzecia część badań tzw. zasadnicze, obejmują serie testów przemysłowych (według zaplanowanego planu eksperymentu dla obydwu stopów), z których wynika, że dla starzenia możliwe jest podwyższenie temperatury o 5°C przy jednoczesnym skróceniu czasu o 20 minut (dla odlewu ze stopu AlSi7Mg). Natomiast proces przesycań i starzenia wymaga obniżenia temperatury przesycań o 10°C oraz starzenia o 5°C przy zachowaniu tego samego czasu procesu. Znamiennym jest to, iż wszystkie badania zostały zrealizowane na stanowiskach Magna Casting Poland, a wyniki badań zweryfikowane w warunkach przemysłowych.

ABSTRACT

The doctoral dissertation titled "Influence of heat treatment parameters on selected mechanical properties of structural aluminum die castings" consists of three interconnected parts.

In the literature review, it was observed that the recent growth in pressure die casting, both in Poland and globally, is driven by its high process efficiency, favorable functional properties, and the required dimensional and shape accuracy. Unfortunately, these advantages are counterbalanced by the high cost of pressure die casting machines and the regeneration of injection molds. Many polish pressure die casting foundries operate under corporate conditions, which limit the autonomy of the foundry and make it difficult to implement various changes for the benefit of process profitability. In such cases, the only way to reduce the share of defective products is to introduce changes that improve process profitability without altering the product's nature. One such solution is the selection of heat treatment parameters without changing its nature, which will reduce process execution time and reduce operating costs while meeting the technical specifications of the customer. This conclusion served as the basis for developing a research concept aimed at improving process profitability by selecting heat treatment parameters as the production stage where any changes can be made.

The preliminary research, forming the second part of the dissertation, began with the characterization of Magna Casting Poland foundry located in Kędzierzyn-Koźle, focusing mainly on the production of structural castings for automotive chassis components. An analysis of the company's portfolio revealed that some of the most frequently produced castings include rear bumper beam brackets cast from AlSi7Mg alloy for Porsche and rear suspension brackets made from AlSi10MnMg alloy for Jaguar Land Rover vehicles. Until now, these components have been subjected to heat treatment process (the first to the T5 state and the second to the T7 state), but their parameters did not guarantee a satisfactory level of defective products, particularly concerning minimal elongation (8% for the Porsche detail and 10% for the Jaguar Land Rover detail), gas bubble content, and dimensional accuracy.

Given the above, the presented research concept involved selecting heat treatment parameters (while maintaining their type) that would increase the elongation of the tested alloys without deteriorating other quality criteria required by the customer.

The third part of the essential research includes industrial test series (according to the planned experiment design for both alloys). The results indicate that for aging, it is possible to increase the temperature by 5°C while simultaneously reducing the time by 20 minutes (for the AlSi7Mg alloy casting). However, the solution for solutionizing and aging requires a decrease in the solutionizing temperature by 10°C and aging by 5°C while maintaining the same process time. Importantly, all the studies were conducted at Magna Casting Poland facilities, and the research results were verified in industrial conditions.