

POLITECHNIKA ŚLĄSKA  
Wydział Inżynierii Materiałowej



Politechnika  
Śląska

**PRACA DOKTORSKA**

**Opracowanie technologii umożliwiającej uzyskanie wymaganych  
właściwości wytrzymałościowych i technologicznych wytłoczek  
kształtowanych ze stali 22MnB5 z zastosowaniem chłodzenia  
poza tłoczniem**

**mgr inż. Robert Krupa**

Promotor:

dr hab. inż. Krzysztof Radwański

Promotor pomocniczy:

dr inż. Władysław Zalecki

Katowice, 2024

Składam wyrazy podziękowania mojemu Promotorowi Panu  
**dr hab. inż. Krzysztofowi Radwańskiemu**  
za opiekę naukową, życzliwość, cenne uwagi i wskazówki przekazane podczas realizacji  
niniejszej pracy oraz za okazaną pomoc w realizacji badań.

Dziękuję wszystkim, którzy przyczynili się do powstania tej pracy.

**Pracę dedykuję mojej żonie Monice oraz synowi Igorowi.**

## Spis treści

Wykaz ważniejszych skrótów .....	6
<b>1. Wstęp .....</b>	<b>7</b>
<b>2. Przegląd literatury .....</b>	<b>9</b>
2.1 Interakcja pomiędzy procesem wytwarzania, strukturą i właściwościami wyrobów .....	9
2.2 Wymagania stawiane elementom konstrukcyjnym samonośnego nadwozia samochodowego .....	11
2.3 Zaawansowane stale wysokowytrzymałe AHSS w budowie karoserii samochodowych .....	17
2.4 Stale z dodatkiem boru .....	19
2.4.1 Mechanizmy oddziaływania boru na hartowność .....	19
2.4.2 Czynniki wpływające na efektywność boru .....	22
2.4.3 Właściwości i przemiany fazowe w stali manganowo – borowej 22MnB5 .....	25
2.5 Technologie wytwarzania wyrobów konstrukcyjnych ze stali 22MnB5 .....	29
2.5.1 Konwencjonalny proces formowania na gorąco z hartowaniem w tłoczniku .....	29
2.5.2 Zastosowanie powłoki aluminiowo - krzemowej AlSi .....	36
2.5.3 Technologiczne aspekty wytwarzania elementów konstrukcyjnych ....	38
2.5.4 Niekonwencjonalne systemy chłodzenia w procesie formowania na gorąco i hartowania w tłoczniku .....	41
2.5.5 Hartowanie zanurzeniowe .....	47
2.5.6 Odkształcenia hartownicze w obróbce cieplnej .....	49
2.6 Podsumowanie przeglądu piśmiennictwa .....	51
<b>3. Geneza, cel i teza pracy .....</b>	<b>53</b>
3.1 Geneza pracy .....	53
3.2 Cel i teza pracy .....	53
<b>4. Badania własne .....</b>	<b>56</b>
4.1 Program badań .....	56
4.2 Materiał do badań .....	57

4.3	Przygotowanie materiału i próbek do badań .....	58
4.4	Koncepcja eksperymentalnych cykli cieplnych .....	60
4.5	Sposób przeprowadzenia obróbki cieplnej próbek eksperymentalnych .....	64
4.6	Metodyka badań dylatometrycznych .....	67
4.7	Metodyka badań mikrostruktury z zastosowaniem mikroskopii elektronowej (SEM, TEM, EBSD) .....	68
4.8	Metodyka badań właściwości mechanicznych .....	70
4.8.1	Statyczna próba jednoosiowego rozciągania .....	70
4.8.2	Statyczna próba trójpunktowego gięcia .....	72
4.8.3	Badanie twardości metodą Vickersa (HV) .....	74
4.9	Projektowanie procesu przeróbki plastycznej na zimno dla wytłoczki eksperymentalnej .....	76
4.9.1	Charakterystyka i specyfikacja jakościowa wytłoczki .....	76
4.9.2	Projekt tłoczniaka prototypowego .....	78
4.9.3	Modelowanie numeryczne MES dla operacji formowania wytłoczki.....	79
4.9.4	Stanowisko do prób technologicznych tłoczenia na zimno .....	80
4.10	Metodyka pomiaru odchyłek geometrii wytłoczki .....	81
4.10.1	Skanowanie powierzchni wytłoczki .....	81
4.10.2	Wskaźniki zdolności procesu $C_p$ , $C_{pk}$ .....	83
4.11	Wyniki badań doświadczalnych .....	86
4.11.1	Wyniki badań dylatometrycznych .....	86
4.11.1.1	Wykres $CTP_c$ .....	86
4.11.1.2	Mikrostruktura oraz twardość .....	89
4.11.1.3	Wyniki badań z zastosowaniem eksperymentalnych krzywych chłodzenia.....	97
4.11.2	Eksperymentalne cykle cieplne z krzywą chłodzenia w oleju o temperaturze 80°C .....	101
4.11.3	Wyniki analizy EBSD .....	104
4.11.4	Wyniki statycznej próby jednoosiowego rozciągania .....	109
4.11.5	Wyniki próby trójpunktowego gięcia .....	115
4.11.6	Wyniki modelowania numerycznego MES dla operacji formowania wytłoczki .....	118

4.11.7 Wyniki analizy wskaźników $C_p$ oraz $C_{pk}$ dla wytłoczek kształtowanych na zimno .....	123
4.11.8 Wyniki badań mikrostruktury wytłoczek po obróbce cieplnej .....	130
4.11.9 Wyniki pomiarów twardości HV dla wytłoczek po obróbce cieplnej .....	132
4.11.10 Analizy porównawcze odchyłek kształtu wytłoczek przed i po obróbce cieplnej .....	142
<b>5. Podsumowanie i wnioski .....</b>	<b>152</b>
<b>6. Proponowany kierunek dalszych badań .....</b>	<b>159</b>
BIBLIOGRAFIA .....	161
STRESZCZENIE .....	176
ABSTRACT .....	178

## WYKAZ WAŻNIEJSZYCH SKRÓTÓW

**22MnB5** - Manganese - Boron steel  
**AHSS** - Advanced High Strength Steel  
**AlSi** - Aluminium - Silicon coating  
**BF** - Boron Factor  
**CI** - Confidence Interval  
**CP** - Complex Phase steel  
**DP** - Dual Phase steel  
**EBSD** - Electron Backscatter Diffraction  
**FLC** - Forming Limit Curve  
**FLD** - Forming Limit Diagram  
**HV** - Vickers hardness  
**LMIE** - Liquid Metal Induced Embrittlement  
**LSL** - Lower Specification Limit  
**M<sub>f</sub>** - Martensite finish temperature  
**M<sub>s</sub>** - Martensite start temperature  
**MS** - Martensitic Steel  
**Q&P** - Quenching and Partitioning steel  
**RPS** - Reference Point System  
**SEM** - Scanning Electron Microscopy  
**SPC** - Statistical Process Control  
**TEM** - Transmission Electron Microscopy  
**TRB** - Tailored Rolled Blank  
**TRIP** - Transformation Induced Plasticity  
**TWB** - Tailored Welded Blank  
**TWIP** - Twinning Induced Plasticity  
**USL** - Upper Specification Limit

## 1. Wstęp

Zaawansowane stale wysokowytrzymałe AHSS (ang. Advanced High Strength Steel) to grupa stali mająca szerokie zastosowanie w budowie karoserii samochodowych. Przetwarzanie, mikrostruktura oraz mechanizmy umocnienia tych stali są przedmiotem badań naukowców od wielu lat. Przykładem może być stal manganowo – borowa, która charakteryzuje się wysoką hartownością, o czym decyduje zawartość manganu i mikrododatek boru w składzie chemicznym. Dzięki swoim specyficznym właściwościom stal ta znalazła zastosowanie w technologii tłoczenia na gorąco i hartowania w tłoczniku. Zabiegi technologiczne takie jak nagrzewanie, wygrzewanie w określonej temperaturze i chłodzenie z różnymi szybkościami, decydują o właściwościach wytrzymałościowych gotowego wyrobu. Znajomość zjawisk występujących podczas rozpadu przechłodzonego austenitu pozwala na dobór parametrów obróbki cieplnej i spełnienie określonych wymagań użytkowych wyrobu. Efekt końcowy obróbki cieplnej to nie tylko właściwości mechaniczne i mikrostruktura, ale również dokładność kształtu wyrobu określona tolerancjami wykonania zawartymi w dokumentacji konstrukcyjnej. Jedną z głównych przyczyn źródłowych odchyłek geometrii przedmiotu są naprężenia powstające w materiale na poszczególnych etapach procesu technologicznego. Podczas formowania na gorąco i hartowania w tłoczniku, problem odchyłek geometrycznych kształtu wytwarzanych części występuje w małym stopniu, gdyż naprężenia strukturalne powstające podczas przemiany martenzytycznej oraz naprężenia cieplne wywołane gradientami temperatury zachodzą w zamkniętym narzędziu, a kształt matrycy i stempla ogranicza zniekształcenia (wypaczenie) kształtu wytłoczki. W odróżnieniu do opisanego wyżej procesu, obróbka cieplna części (wytworzonych przez tłoczenie na zimno) w ośrodkach ciekłych poza narzędziem tłoczącym, musi być poprzedzona dogłębną analizą procesu, zwłaszcza pod kątem określenia wpływu procesu chłodzenia na odkształcenia hartownicze. Kontrola tych odkształceń jest kluczowa w procesie hartowania zanurzeniowego przedmiotów cienkościennych. Przygotowanie procesu obróbki cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym musi uwzględniać ścisłą kontrolę zmiennych procesowych, między innymi takich jak temperatura i czas austenitowania, szybkość chłodzenia, temperatura kąpiel hartowniczej oraz innych aspektów związanych np. z kształtem wyrobu czy jego orientacją podczas zanurzenia. Parametry procesu wpływają na dokładność kształtu hartowanych części oraz na właściwości mechaniczne końcowego

wyrobu i powinny mieścić się w tzw. oknie technologicznym. Przemiana martenzytyczna oraz gradienty temperatury w procesie hartowania prowadzą do powstawania naprężeń powodujących odkształcenia wyrobu, które są nieuniknione. Można je jednak przewidzieć poprzez zastosowanie systemu obróbki cieplnej, który umożliwi kontrolę krytycznych parametrów procesu.

Rozprawa doktorska została poświęcona opracowaniu alternatywnego procesu wytwarzania wytłoczek w procesie tłoczenia na zimno i następnie obróbki cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym detali (poza przyrządem tłoczącym) przeznaczonych dla przemysłu motoryzacyjnego w odniesieniu do technologii tłoczenia na gorąco i hartowania w narzędziu tłoczącym. Podejście to wynika z potrzeb przemysłu i dążenia do obniżania kosztów produkcji. Badania wytrzymałościowe oraz analizy mikrostrukturalne prowadzono dla próbek standardowych oraz wytłoczek ze stali 22MnB5, zahartowanych w ośrodkach ciekłych takich jak woda o temperaturze pokojowej oraz olej o temperaturze 20°C oraz 80°C według określonego schematu eksperymentalnego cyklu temperaturowego. Praca dotyczy również analizy dokładności kształtu wytłoczek po procesie przeróbki plastycznej na zimno, jak również zahartowanych zanurzeniowo. Określone w pracy parametry technologiczne przeróbki plastycznej na zimno oraz obróbki cieplej, pozwoliły na szczegółową analizę zaproponowanego innowacyjnego procesu technologicznego oraz ocenę jego potencjału do wdrożenia w produkcji wysokowytrzymałych części karoseryjnych.

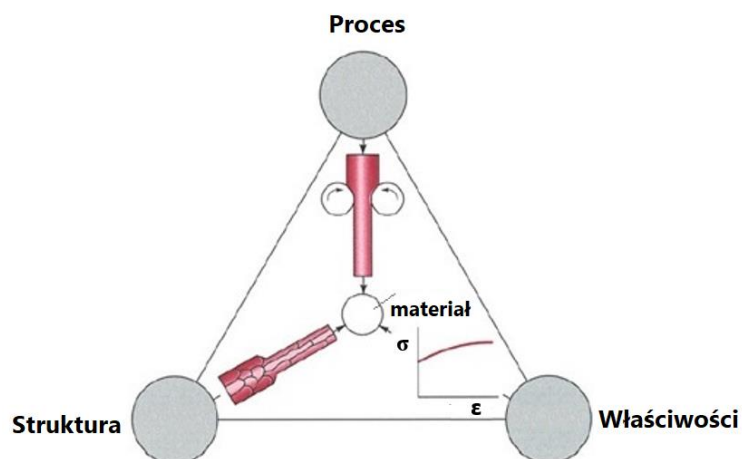


## **2. Przegląd literatury**

### **2.1. Interakcja pomiędzy procesem wytwarzania, strukturą i właściwościami wyrobów**

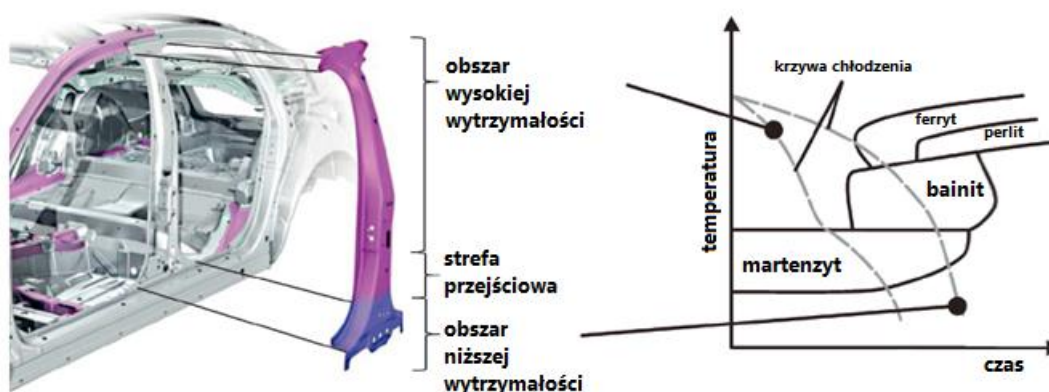
Tłoczenie na zimno stali AHSS oraz tłoczenie na gorąco wraz z hartowaniem stali manganowo – borowych w przyrządzie tłoczącym to obecnie główne procesy przeróbki plastycznej blach stosowane do wytwarzania elementów strukturalnych karoserii samochodowych [1-7]. W obu procesach materiałem wyjściowym jest płaski półprodukt w postaci blachy o ściśle określonym składzie chemicznym i właściwościach wytrzymałościowych ujętych w normach. Zarówno obróbka plastyczna na zimno, jak i na gorąco prowadzi do geometrycznej zmiany kształtu półproduktu, dzięki czemu powstaje przedmiot o określonej geometrii. Proces tłoczenia na gorąco różni się zasadniczo od procesu tłoczenia na zimno tym, że materiał wyjściowy poddawany jest kolejnym operacjom obróbki cieplno – plastycznej z hartowaniem, które całkowicie lub częściowo zmieniają mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne finalnego wyrobu. Produktem procesu tłoczenia na gorąco i hartowania w tłoczniku jest element najczęściej o mikrostrukturze martenzytycznej i granicy wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  powyżej 1500 MPa, charakteryzujący się wydłużeniem całkowitym 5-7% [8, 9].

Podczas projektowania wyrobu wykorzystuje się zależności pomiędzy strukturą, właściwościami materiału i procesem wytwarzania (rysunek 1) [10-12].



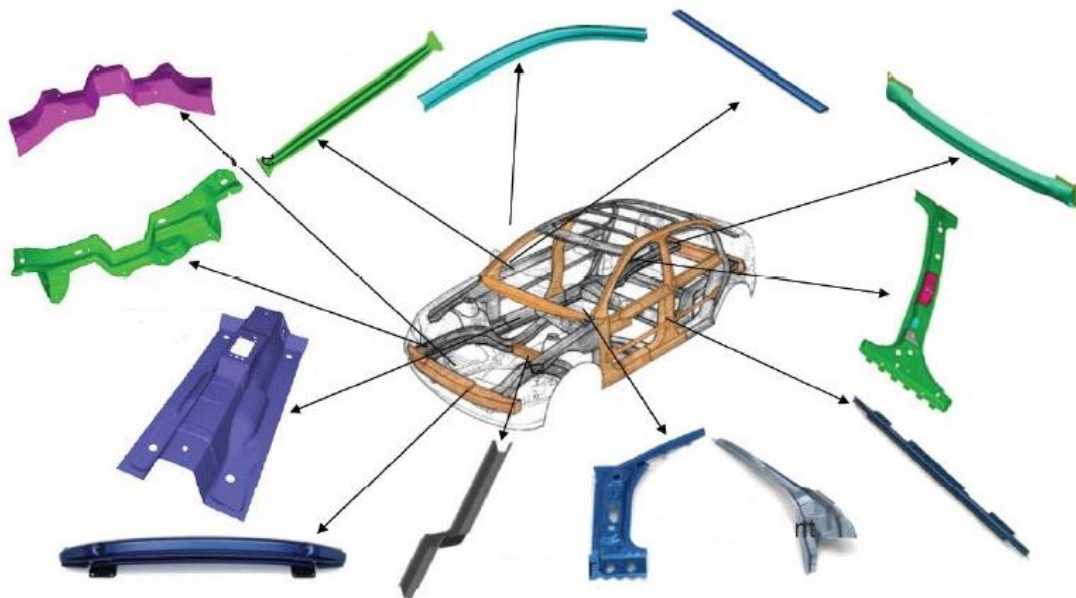
Rys. 1. Zależność pomiędzy procesem wytwarzania, strukturą i właściwościami wytrzymałościowymi wyrobu [10]

Wzajemne interakcje pomiędzy poszczególnymi elementami, proces – struktura – właściwości wytrzymałościowe, pozwalają uzyskać różne konfiguracje produktu. Zmiana wytrzymałości może dotyczyć całego wyrobu lub jego części w zależności od przeznaczenia elementu konstrukcyjnego w strukturze nadwozia. W przypadku słupka B możliwe jest strefowe zaprojektowanie właściwości wytrzymałościowych komponentu i uzyskanie ich w procesie technologicznym poprzez dobór szybkości chłodzenia z temperatury austenitacji, co przedstawiono schematycznie na rysunku 2 [13].



Rys. 2. Słupka B o różnej wytrzymałości wytwarzany metodą tłoczenia na gorąco i hartowania przy wykorzystaniu różnych szybkości chłodzenia [13]

Przykłady innych części wytwarzanych metodą tłoczenia na gorąco oraz hartowania w narzędziu przedstawiono na rysunku 3.



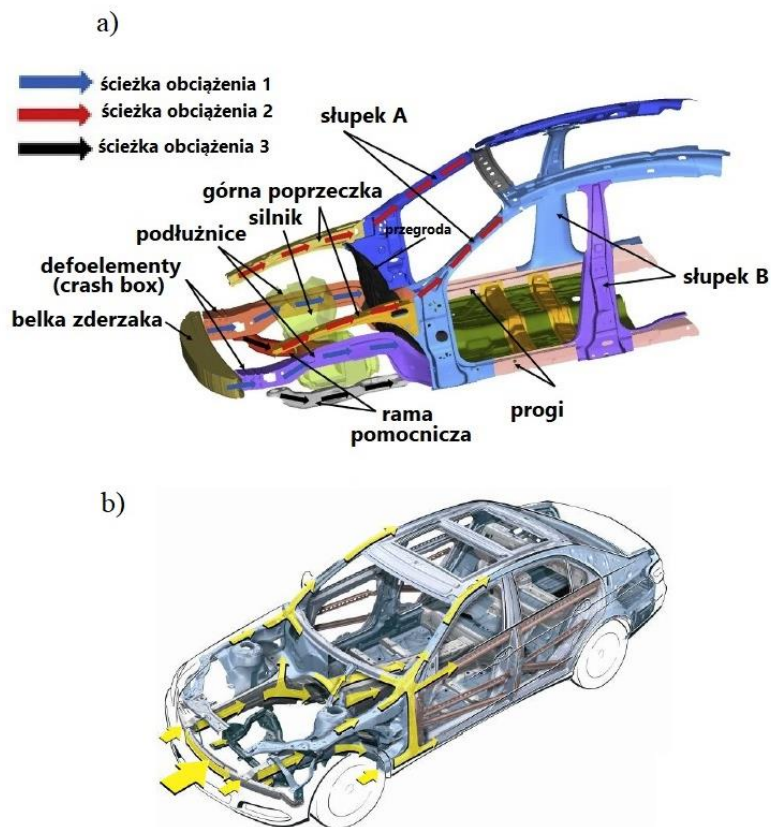
Rys. 3. Elementy struktury karoserii wytwarzane metodą tłoczenia na gorąco i hartowania w tłoczniku [14]

Części wytwarzane w technologii tłoczenia na gorąco posiadają najczęściej złożoną geometrię. Pomimo to kształtowanie ich odbywa się w jednej operacji formowania (metoda bezpośrednia) dzięki łatwemu odkształceniu austenitu powyżej temperatury rozpoczęcia przemiany martenzytycznej  $M_s$  (ang. martensite start) [8].

## **2.2. Wymagania stawiane elementom konstrukcyjnym samonośnego nadwozia samochodowego**

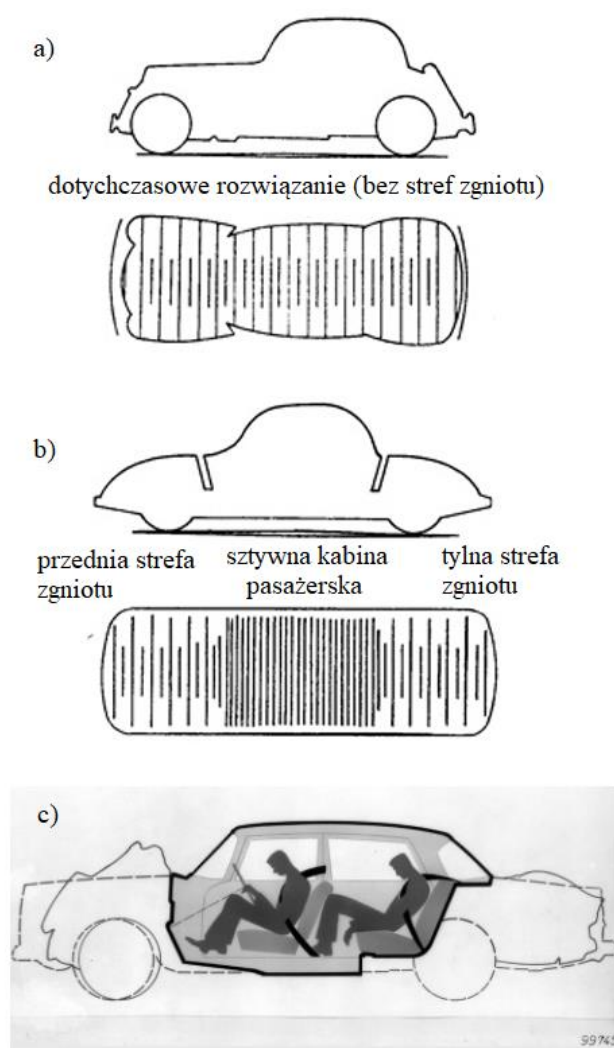
Do najważniejszych trendów w projektowaniu karoserii samochodowej należy zaliczyć dążenie do obniżenia masy pojazdu, zmniejszenia zużycia paliwa i emisji dwutlenku węgla ( $CO_2$ ), oraz zapewnienia bezpieczeństwa kierowcy i pasażerów podczas kolizji drogowej [15, 16].

W roku 1922 powstała Lancia Lambda, pierwsze auto na świecie z nadwoziem samonośnym konstrukcji skorupowej, tzw. monokok (fr. monocoque), które zmieniło rynek motoryzacji. Taki rodzaj konstrukcji nadwozia zaczął wypierać z czasem rozwiązania oparte na tradycyjnej ramie. W wyniku rozwoju technologicznego nadwozie samonośne stało się standardem i jest obecnie najczęściej stosowane w konstrukcjach pojazdów. Rozwiązanie to doprowadziło do spadku masy pojazdów, wzrostu sztywności i wytrzymałości zderzeniowej oraz poprawy wielu innych parametrów decydujących o bezpieczeństwie oraz komforcie jazdy. Tłoczone i zgrzane w jedną całość elementy nadwozia samonośnego przejmują obciążenia podczas kolizji i odpowiadają za rozproszenie oraz absorpcję energii kinetycznej, zapewniając ochronę kabiny pasażerskiej [17, 18]. Elementy nadwozia i rozkład sił podczas przedniego uderzenia przedstawiono na rysunku 4.



Rys. 4. Rozproszenie energii kinetycznej: a) główne elementy nadwozia decydujące o bezpieczeństwie [19], b) rozkład sił podczas przedniego uderzenia [20]

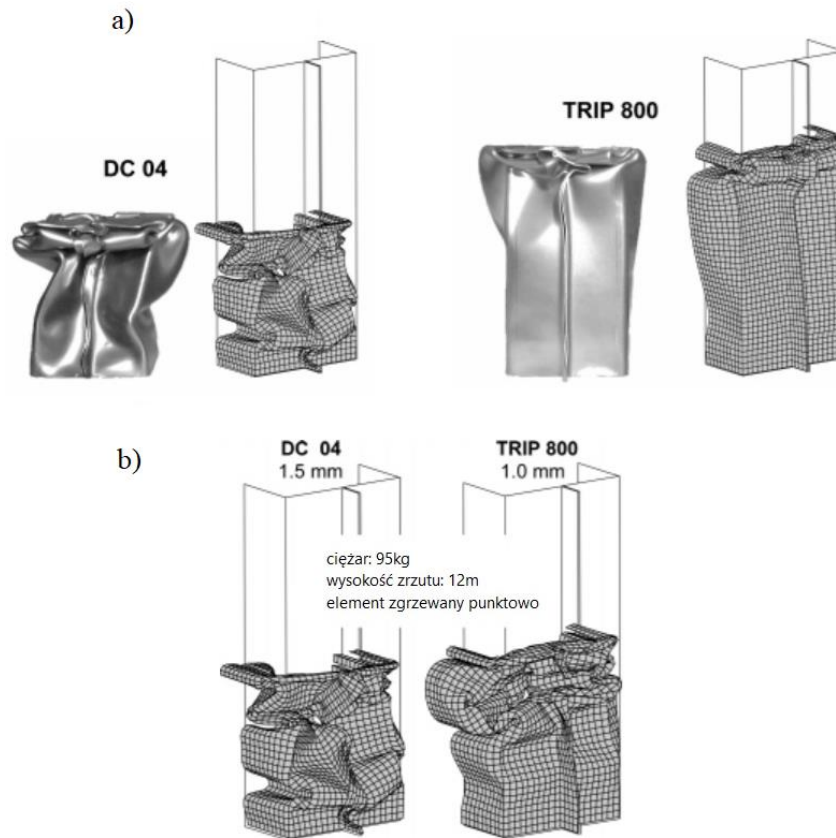
Opatentowana w 1952r. koncepcja sztywnej, odpornej na odkształcenia kabiny pasażerskiej oraz idea stref kontrolowanego zgniotu, przedstawiona na rysunku 5, została opracowana przez węgierskiego inżyniera Beli Barenyi pracującego dla Daimler-Benz. Strefa kontrolowanego zgniotu przedniej i tylnej części karoserii pochłania część energii uderzenia poprzez odkształcanie się materiału. Reszta sił powinna być równomiernie rozłożona (rozproszona) na inne części karoserii, w taki sposób, aby klatka kabiny pasażera uległa możliwie najmniejszym odkształceniom podczas kolizji [21].



Rys. 5. Strefy kontrolowanego zgniotu oraz strefa pasażerska według wynalazku Beli Barenyi [21]: a) schemat dotychczasowego rozwiązania (bez stref zgniotu), b) i c) koncepcja nadwozia ze sztywną kabiną pasażera oraz przednią i tylną strefą kontrolowanego zgniotu [22]

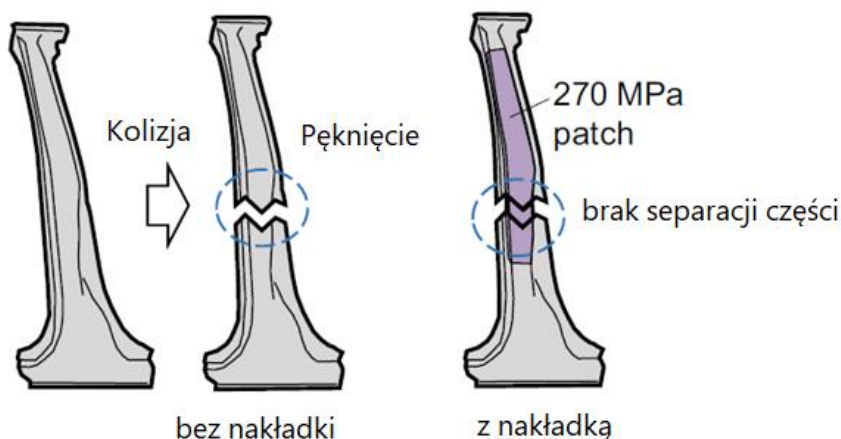
Zasada lekkiej konstrukcji oznacza zastosowanie odpowiedniego materiału (gatunku) w określonym miejscu oraz o właściwej grubości, tak aby otrzymać optymalną funkcjonalność. Spełnienie wymagań lekkiej i bezpiecznej konstrukcji jest możliwe dzięki zastosowaniu zaawansowanych materiałów wysokowytrzymałych, które stanowią stale AHSS oraz nowoczesnych technik wytwarzania związanych z technologią tłoczenia na gorąco czy technologią łączenia elementów poprzez spawanie laserowe, klejenie czy nitowanie. W celu zagwarantowania wymaganej jakości łączenia elementów karoserii, niezbędne jest spełnienie wymagań zawężonych tolerancji wykonania części, a szczególnie powierzchni przylegających (współpracujących).

W przedniej strefie kontrolowanego zgniotu jednym z najważniejszych zespołów nadwozia jest zderzak, a w nim absorber energii (ang. crash box). Głównym zadaniem takiego elementu jest zamiana energii kinetycznej w chwili uderzenia w inną formę energii, np. energię odkształcenia plastycznego. Aby zwiększyć energię rozproszenia (dyssypacji) należy stosować materiały plastyczne a zarazem wytrzymałe [23]. Przykładem takiego materiału jest stal wielofazowa TRIP800, dzięki której można zmniejszyć masę produkowanego elementu, jednocześnie zachowując jego wysoki poziom absorpcji energii. Wyniki badań przedstawione na rysunku 6 pokazują, że zastosowanie tego materiału pozwala na zmniejszenie grubości produkowanego elementu z 1,5 mm do 1,0 mm w porównaniu do stali DC04 [24]. Dominującym mechanizmem w stalach wielofazowych zawierających austenit jest efekt TRIP (ang. Transformation Induced Plasticity) oraz TWIP (ang. Twinning Induced Plasticity), który dodatkowo umacnia stal i zwiększa ilość zaabsorbowanej energii dzięki przemianie austenitu w martenzyt podczas odkształcenia [25, 26].



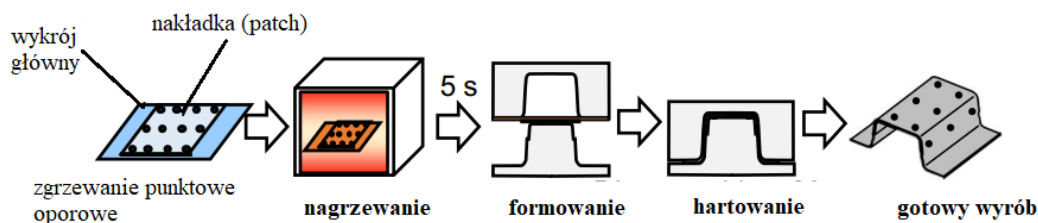
Rys. 6. Wyniki testu absorpcji energii dla części typu crash box [24]: a) wyniki deformacji przy założeniu tej samej grubości 1,5mm dla stali DC04 oraz TRIP800, b) wyniki deformacji po zmianie grubości z 1,5 mm na 1,0 mm dla TRIP800

Innym ważnym elementem karoserii w strefie bocznej jest słupek B zlokalizowany blisko kierowcy i pasażera, który decyduje o bezpieczeństwie podczas zderzenia bocznego z innym pojazdem [27]. Innowacyjnym rozwiązaniem zapobiegającym pęknięciu słupka podczas nadmiernego obciążenia dynamicznego jest tzw. Konstrukcja z nakładką, przedstawiona na rysunku 7. Nakładka (ang. patch) o odpowiednim kształcie i grubości jest umiejscowiona w ściśle określonym miejscu. Może być ona wykonana z materiału miękkiego, który w procesie obróbki cieplnej nie ulegnie zahartowaniu lub z materiału, który zwiększy swoją wytrzymałość po obróbce cieplnej [28].



Rys. 7. Schemat słupka B z zabezpieczeniem przed pęknięciem przy pomocy nakładki (patch) [28]

Łączenie płaskiego półfabrykatu głównego z płaską nakładką przed formowaniem na gorąco realizowane jest przez zgrzewanie punktowe. Półprodukt jest następnie nagrzewany, formowany na gorąco i hartowany w tłoczniku [28, 29], co przedstawiono na rysunku 8.



Rys. 8. Proces powstawania wyrobu z nakładką [28]

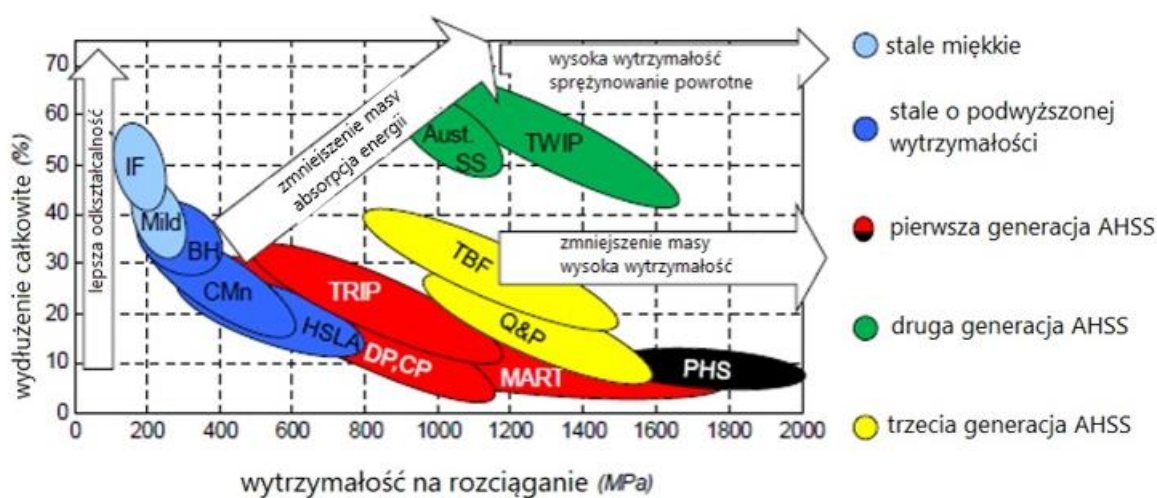
Znane są również inne rozwiązania konstrukcyjne słupka B wpływające na absorpcję energii oraz zmniejszenie masy detalu. Zaliczamy do nich między innymi: walcowane półfabrykaty o zróżnicowanej grubości TRB (ang. Tailored Rolled Blank) lub różnej grubości półfabrykaty spawane laserowo TWB (ang. Tailored Welded Blank), które mogą zawierać materiały o różnych właściwościach wytrzymałościowych [8, 30, 31].



### 2.3. Zaawansowane stale wysokowytrzymałe AHSS w budowie karoserii samochodowych

Cechy charakterystyczne zaawansowanych stali wysokowytrzymałych AHSS to głównie specyficzny skład chemiczny, proces wytwórczy oraz zastosowanie w lekkich a zarazem wytrzymałych i bezpiecznych karoseriach samochodowych. Konstrukcja lekka i jednocześnie konstrukcja wytrzymała nie są wzajemnie wykluczającymi się pojęciami, gdyż wyjątkowe właściwości stali AHSS pozwalają na zredukowanie masy (grubości) elementów wchodzących w skład karoserii, zachowując jednocześnie wysoki poziom bezpieczeństwa biernego [15, 24, 32-35].

Jeden z często stosowanych podziałów stali stosowanych w motoryzacji, w zależności od wydłużenia całkowitego – wytrzymałość na rozciąganie, przedstawiono na rysunku 9.



Rys. 9. Klasyfikacja stali stosowanych w motoryzacji [36]

Zaawansowane stale AHSS zostały podzielone na trzy generacje [37-40].

W skład pierwszej generacji AHSS wchodzi: stal dwufazowa DP (ang. Dual Phase), stal o złożonym składzie fazowym CP (ang. Complex Phase), stal martenzytyczna MS (ang. Martensitic Steel), stal do tłoczenia na gorąco i hartowania PHS (press-hardened steel) oraz stal TRIP (ang. TRansformation Induced Plasticity). Stale pierwszej generacji to materiały o strukturze wielofazowej z osnową ferrytyczną, z wyjątkiem stali

martenzytycznej MS i stali PHS, która po obróbce cieplnej, z hartowaniem w tłoczniku z szybkością większą od krytycznej, zawiera strukturę martenzytyczną. Składniki struktury ferryt i bainit zwiększają ciągliwość, natomiast martenzyt odpowiada za wytrzymałość. Występujący w tych stalach metastabilny austenit reszkowy można nazwać fazą pośrednią, ponieważ nieprzemieniony (brak efektu TRIP) podczas odkształcenia zwiększa ciągliwość, a ulegający przemianie martenzytycznej (efekt TRIP) umacnia stal, zwiększając jej wytrzymałość [41, 42]. Zjawisko to wyróżnia stale TRIP spośród pierwszej generacji stali AHSS.

W skład drugiej generacji AHSS wchodzi: stale TWIP (ang. Twinning Induced Plasticity) oraz stale austenityczne (ang. austenitic stainless steels). Stale drugiej generacji posiadają bardzo wysoką ciągliwość i wysoką wytrzymałość głównie dzięki dużej zawartości austenitu w mikrostrukturze. Austenit stabilizowany jest w procesie produkcyjnym stali dzięki wysokiej zawartości dodatków stopowych, szczególnie manganu [25, 26]. Mimo wielu zalet, stale drugiej generacji nie są powszechnie stosowane w budowie karoserii ze względu na wysoki koszt materiału, związany z dużą zawartością dodatków stopowych. Stale z wysoką zawartością austenitu i dużą zawartością pierwiastków stopowych posiadają również niską spawalność.

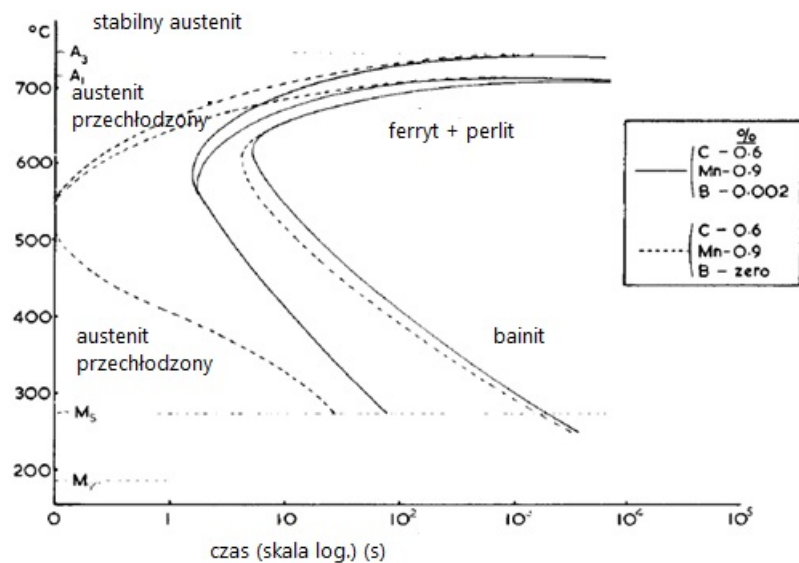
Trzecia generacja stali AHSS to materiały o dużej wytrzymałości i jednocześnie wysokiej plastyczności. Zaliczamy do nich stale TBF (ang. TRIP aided bainitic ferrite) [36] oraz stale Q&P (ang. Quenching & Partitioning) [134-136]. Ta generacja stali jest obecnie intensywnie rozwijana w wielu ośrodkach naukowo - badawczych. Stale te posiadają lepszą ciągliwość przy większej wytrzymałości niż pierwsza generacja stali AHSS oraz są tańsze od stali drugiej generacji, głównie ze względu na mniejszy udział dodatków stopowych.

## **2.4. Stale z dodatkiem boru**

Stosowane w motoryzacji stale manganowo - borowe to jedne z najbardziej wytrzymałych materiałów. Wysoką wytrzymałość tych stali uzyskuje się w procesie hartowania. Stale te są obecnie szeroko stosowane na elementy karoserii samochodowych, decydujące o bezpieczeństwie osób znajdujących się w pojeździe.

### **2.4.1. Mechanizmy oddziaływania boru na hartowność**

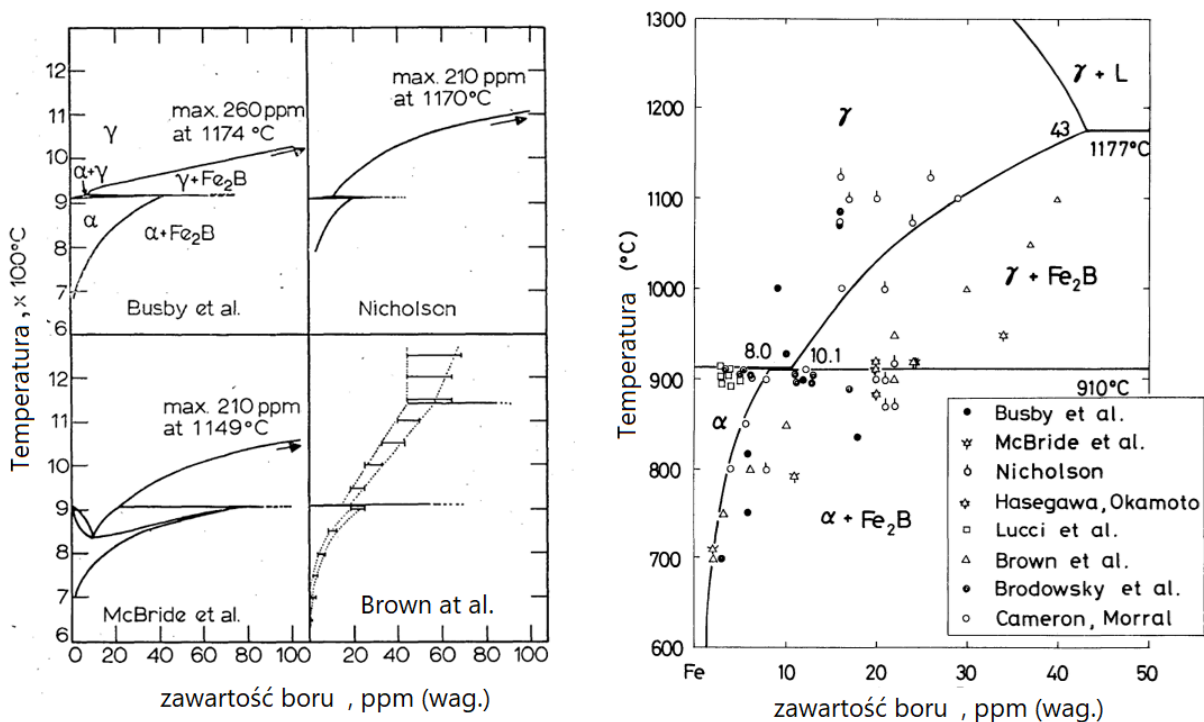
W procesie projektowania technologii wytwarzania wyrobów metalowych niezbędna jest wiedza na temat wpływu pierwiastków stopowych na właściwości mechaniczne materiału podczas obróbki cieplnej. Ważną cechą technologiczną stali do obróbki cieplnej jest hartowność, która zależy przede wszystkim od składu chemicznego stali. Powszechnie wiadomo, że większość pierwiastków stopowych rozpuszczonych w austenicie korzystnie wpływa na hartowność stali [43, 44]. Jednym z najważniejszych pierwiastków stopowych zwiększających hartowność stali jest bor. Efektywność boru jako intensyfikatora hartowności stali opisywana jest w pracach badawczych od lat 40-tych dwudziestego wieku [45-49]. Wykazano, że już zawartość boru w zakresie 0,0005-0,007% silnie wpływa na zwiększenie hartowności. Wpływ zawartości boru na przebieg przemian fazowych przedstawiono na rysunku 10.



Rys. 10. Wpływ zawartości boru na przebieg przemian fazowych [50]

Bor jest pierwiastkiem grupy 13 (borowców). Temperatura topnienia boru to 2030°C. Wykazuje on silne powinowactwo chemiczne do tlenu i azotu. Obecność tych pierwiastków w roztworze zmniejsza ilość boru rozpuszczonego. Stąd też do stali wprowadza się tytan, aluminium lub cyrkon, które wykazują większe od boru powinowactwo do tlenu i azotu [51, 52].

W stalach konstrukcyjnych podstawowymi wydzieleniami zawierającymi bor są: węglkoborek  $M_{23}(C,B)_6$ , borocentryt  $Fe_3(C,B)$  oraz azotek boru (BN). Występowanie tych związków obniża zawartość boru rozpuszczonego w austenicie, co w konsekwencji zmniejsza hartowność stali [53-55]. Rozpuszczalność boru w  $Fe(\alpha)$  i  $Fe(\gamma)$  była przedmiotem wielu prac [56-58]. Z wykresów pokazanych na rysunku 11 wynika, że rozpuszczalność boru w  $Fe(\alpha)$  i w  $Fe(\gamma)$  jest bardzo mała i rośnie ze wzrostem temperatury. W układzie Fe-B występuje również związek  $Fe_2B$ .

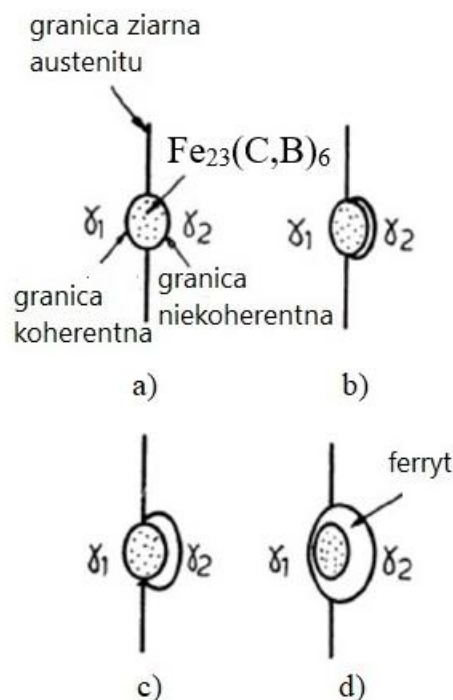


Rys. 11. Układ równowagi fazowej Fe-B [53, 54]

Zagadnienia wpływu boru na hartowność stali są złożone i nie do końca jeszcze zbadane. Istnieją cztery hipotezy wyjaśniające mechanizm oddziaływania boru na hartowność stali. Wszystkie one zakładają wpływ boru na hamowanie zarodka ferrytu na granicach ziarn austenitu:

- pierwszy mechanizm zakłada segregację boru na granicach ziarn austenitu, czego efektem jest zmniejszenie energii oraz utrudnienie zarodkowania ferrytu [59]. Sharma oraz Purdy wykazali, że zmniejszenie energii granic w wyniku segregacji boru jest niewielkie i nie przekracza 1% [60]. Morral i Cameron stwierdzili, że przy odpowiednim kształcie zarodka ferrytu niewielkie zmiany energii granic ziarn mogą istotnie wpływać na obniżenie szybkości zarodkowania [61],
- drugi mechanizm tłumaczy wpływ boru na hartowność zmniejszeniem samodyfuzji żelaza po granicach ziarn austenitu. Segregujący bor zmniejsza również szybkość dyfuzji węgla wzdłuż granic ziarn [62],
- trzeci mechanizm zakłada, że w szerokokatowych granicach ziaren austenitu istnieją obszary o niskiej gęstości atomów, które są miejscami uprzywilejowanego zarodkowania ferrytu. Segregujący w tych regionach bor w postaci drobnodyspersyjnych wydzielen węglikoborku  $Fe_{23}(C,B)_6$  neutralizuje uprzywilejowane miejsca zarodkowania ferrytu [63],

- czwarty mechanizm związany jest z rolą drobnodispersyjnych wydzieleni węglkoborków  $Fe_{23}(C,B)_6$  na granicach ziaren austenitu. Drobnodispersyjne wydzielenia węglkoborku koherentne z granicą ziarna austenitu hamują zarodkowanie ziarn ferrytu. Przy wzroście wielkości wydzieleni węglkoborku granice międzyfazowe stają się miejscami ułatwionego zarodkowania ferrytu (po granicy niekoherentnej), przez co następuje obniżenie hartowności stali, co przedstawiono na rysunku 12 [64, 65].

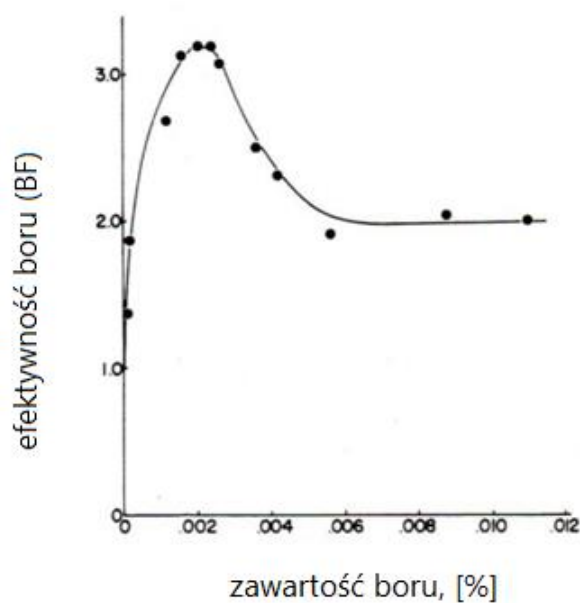


Rys. 12. Schemat zarodkowania, wzrostu ferrytu na granicy ziarna austenitu i węglkoborku  $Fe_{23}(C,B)_6$  [66, 67]: a) koherentna i niekoherentna granica w miejscu wydzieleni węglkoborku, b), c) uprzywilejowane zarodkowanie ferrytu w miejscu niekoherentnej granicy, d) rozrost ziarna ferrytu

#### 2.4.2. Czynniki wpływające na efektywność boru

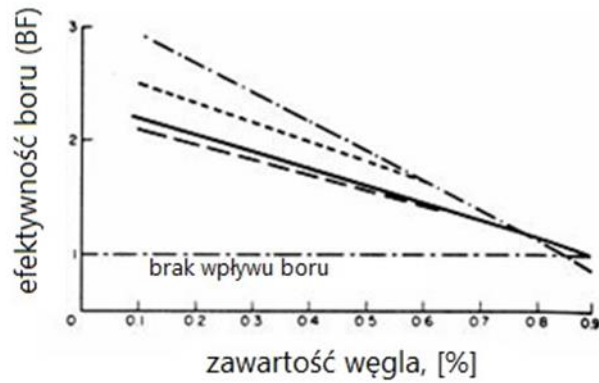
Efektywność boru oznaczana jako BF (ang. Boron Factor) wyraża stosunek średnicy idealnej z próby Jominy'ego (uwzględniającej wpływ boru) do średnicy idealnej obliczonej metodą analityczną Grossmanna (stal bez boru) [68-70]. Od początku badań stali z borem jego udział zmniejszał się z biegiem lat i aktualnie zalecana zawartość boru wynosi

0,0005-0,0025% przy określonej zawartości innych pierwiastków stopowych [71]. Przykładowo dla stali o składzie chemicznym 0,20% C, 0,65% Mn, 0,55% Mo efektywna zawartość boru to około 0,002%, co przedstawiono na rysunku 13. Dla tej stali zawartość boru powyżej 0,003% powoduje zmniejszenie hartowności, a po przekroczeniu zawartości 0,004% następuje wzrost jej kruchości, spowodowany wydzieleniem borku żelaza  $Fe_2B$  na granicach ziaren austenitu [72].



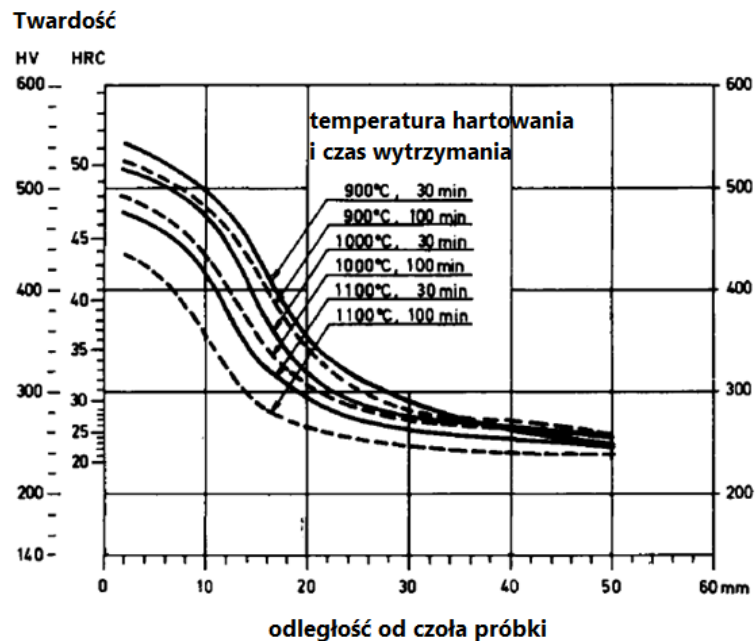
Rys. 13. Wpływ zawartości boru na hartowność stali 0,2% C, 0,55% Mo, 0,65% Mn [72]

Wpływ boru na hartowność spada wraz ze wzrostem zawartości węgla w stali według zależności przedstawionej na rysunku 14. Stąd też bor ma zastosowanie w stalach podutektoidalnych: nisko i średniowęglowych [73, 74].



Rys. 14. Wpływ węgla na hartowność stali z borem [73]

Wpływ na hartowność stali z borem mają również warunki obróbki cieplnej, np. temperatura austenitowania czy czas wytrzymania [75-77]. Dla stali o składzie chemicznym 0,27% C, 0,21% Si, 1,16% Mn, 0,017% P, 0,035% S, 0,51% Cr, 0,0017% B(roz.), 0,035% Ti, 0,009% N, 0,032% Al stwierdzono, że wzrost temperatury austenitowania z 900 do 1000°C ma niewielki wpływ na hartowność stali. Natomiast wzrost temperatury do 1100°C oraz wytrzymanie w tej temperaturze przez 100 min. powoduje wyraźny spadek hartowności, co przedstawiono na rysunku 15.



Rys. 15. Wpływ temperatury hartowania i czasu wytrzymania w próbie hartowności Jominy'ego stali borowej o składzie chemicznym 0,27% C, 0,21% Si, 1,16% Mn, 0,017% P, 0,035% S, 0,51% Cr, 0,0017% B(roz.), 0,035% Ti, 0,009% N, 0,032% Al [78]



### 2.4.3. Właściwości i przemiany fazowe w stali manganowo – borowej 22MnB5

Hartowanie stali to jedna z najczęstszych metod obróbki cieplej, pozwalająca na uzyskanie wymaganych właściwości mechanicznych takich jak twardość i wytrzymałość. Poprzez odpowiednio zdefiniowany cykl temperaturowy obejmujący nagrzewanie, austenitowanie i szybkie chłodzenie materiału z szybkością większą od krytycznej, uzyskuje się strukturę martenzytyczną. W przemyśle motoryzacyjnym najczęściej stosuje się mikrostopową stal manganowo - borową 22MnB5 w procesach tłoczenia na gorąco i hartowania w tłoczniku [5-7, 31]. Tabela 1 przedstawia głównych producentów tej stali i stosowane przez nich nazwy. Skład chemiczny oraz właściwości mechaniczne różnych stali manganowo - borowych w stanie dostawy oraz po hartowaniu przedstawiono w Tabeli 2.

Tabela 1. Stosowane oznaczenia oraz producenci stali manganowo - borowej 22MnB5

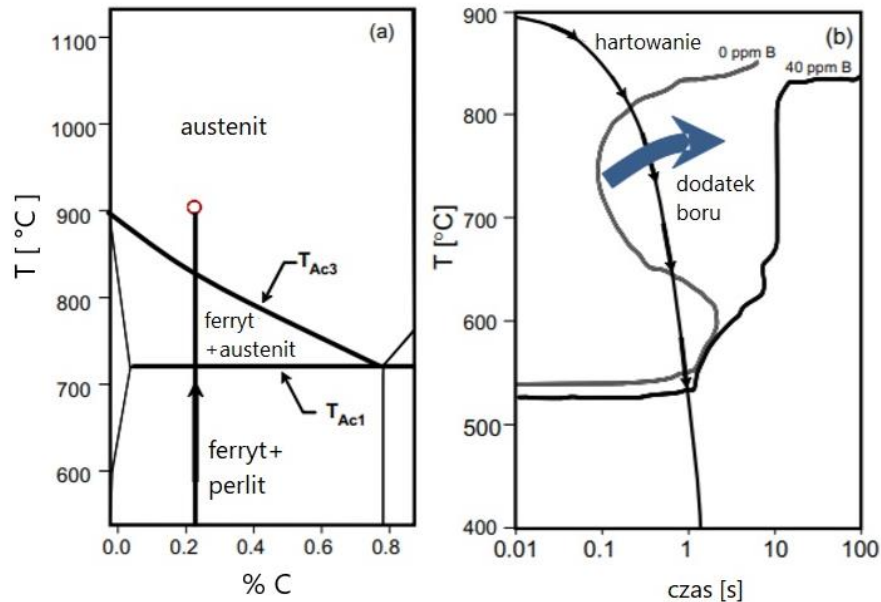
nazwa stali	producent
Usibor 1500P	ArcelorMittal
phs-ultraform 1500	voestalpine AG
MBW 1500	ThyssenKrupp Steel
Docol 1500 PHS	SSAB
22MnB5	Salzgitter Flachstahl
HQ1500	Tata Steel
NS25CTB	Nippon-Sumitomo
HPF 1470	Posco

Tabela 2. Skład chemiczny i właściwości mechaniczne stali manganowo – borowych [79]

stal	Al	B	C	Cr	Mn	N	Ni	Si	Ti
20MnB5	0.04	0.001	0.16	0.23	1.05	-	0.01	0.40	0.034
22MnB5	0.03	0.002	0.23	0.16	1.18	0.005	0.12	0.22	0.040
8MnCrB3	0.05	0.002	0.07	0.37	0.75	0.006	0.01	0.21	0.048
27MnCrB5	0.03	0.002	0.25	0.34	1.24	0.004	0.01	0.21	0.042
37MnB4	0.03	0.001	0.33	0.19	0.81	0.006	0.02	0.31	0.046
stal	temperatura martenzyt start (°C)		krytyczna szybkość chłodzenia (K/s)	granica plastyczności (MPa)		granica wytrzymałości (MPa)			
				stan dostawy	po hartowaniu	stan dostawy	po hartowaniu		
20MnB5	450		30	505	967	637	1354		
22MnB5	410		27	457	1010	608	1478		
8MnCrB3	-		-	447	751	520	882		
27MnCrB5	400		20	478	1097	638	1611		
37MnB4	350		14	580	1378	810	2040		

\* brak możliwości wyprodukowania pełnej struktury martenzytycznej

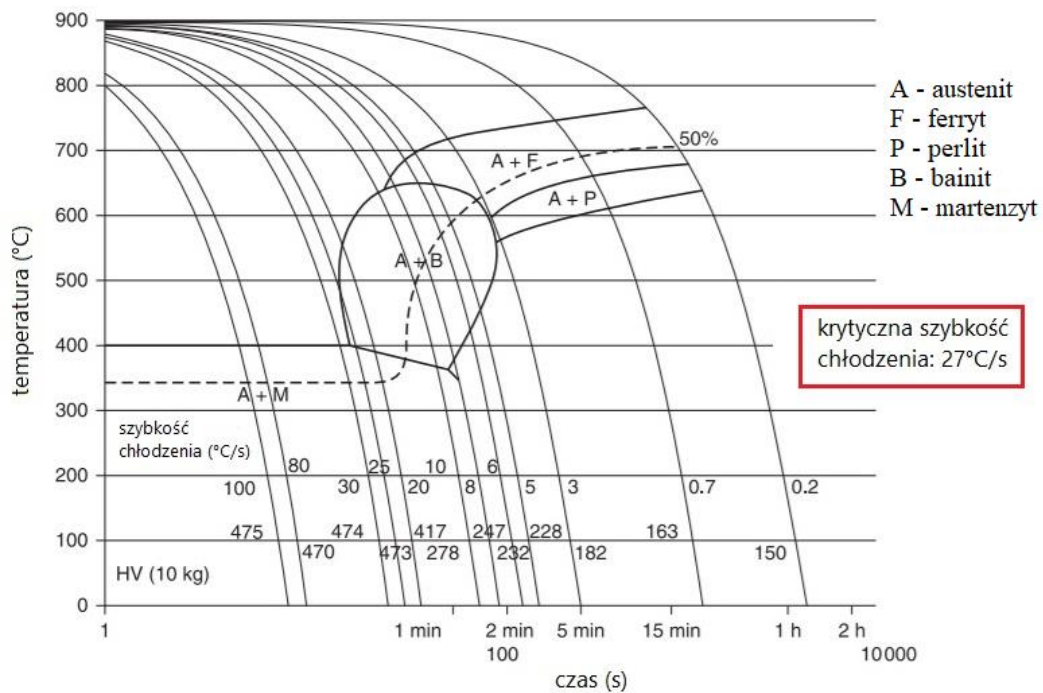
Rysunek 16 przedstawia fragment wykresu CTPc (Czas-Temperatura-Przemiana) i hipotetyczne przesunięcie w prawo „nosa” przemiany bainitycznej dzięki zawartości boru, co pozwala zmniejszyć krytyczną szybkość chłodzenia [80], która dla stali 22MnB5 wynosi  $\sim 27^\circ\text{C/s}$  [81].



Rys. 16. Wpływ zawartości boru na położenie „nosa” przemiany bainitycznej dla stali 22MnB5 [80]

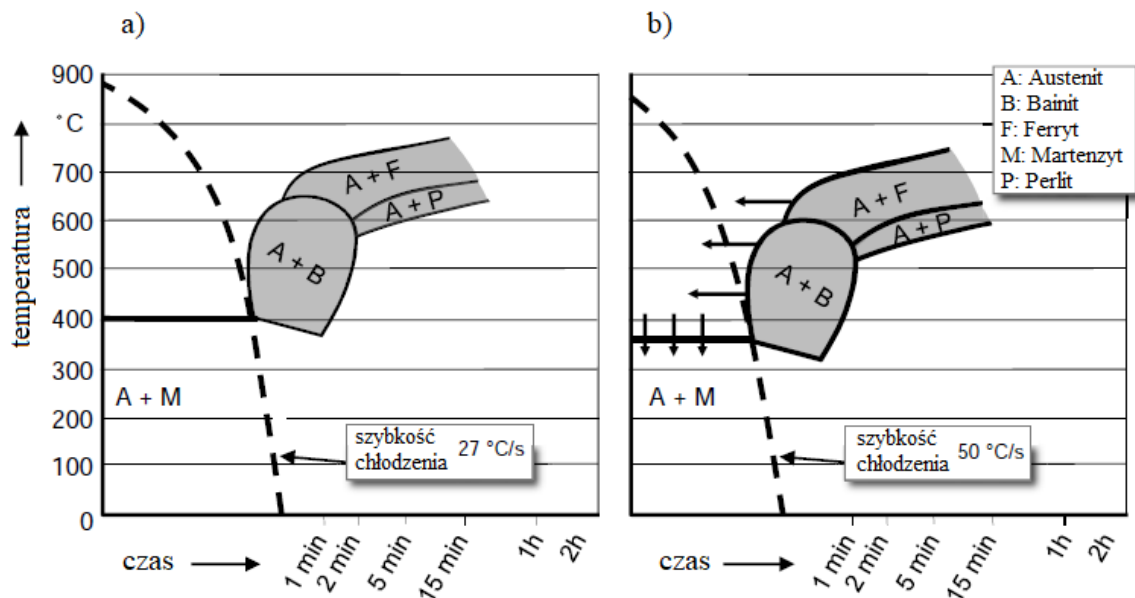
Wykresy CTPc przedstawiają przemiany przechłodzonego austenitu zachodzące w warunkach ciągłego chłodzenia. Na podstawie wykresu CTPc można wyznaczyć krytyczną szybkość chłodzenia, powyżej której zachodzi wyłącznie przemiana martenzytyczna. Ta z kolei może być podstawą do pośredniego porównywania hartowności z innymi gatunkami stali.

Na rysunku 17 przedstawiono wykres CTPc stali 22MnB5 na którym pokazano stopień zaawansowania przemian fazowych w funkcji czasu oraz twardość (HV) przy zastosowaniu określonej szybkości chłodzenia.



Rys. 17. Wykres CTPc dla stali 22MnB5 (temperatura austenizacji 900°C, wytrzymanie 5 minut) [82, 83]

Wielkość odkształcenia austenitu podczas formowania na gorąco wpływa na kształt wykresu CTPc oraz wartość temperatury  $M_s$ , co przedstawiono na rysunku 18. Obszary przemian przesuwiają się w lewo a temperatura rozpoczęcia przemiany martenzytycznej obniża się [82, 84]. W związku z powyższym, krytyczna szybkość chłodzenia również ulega zmianie. Rośnie powyżej 27°C/s w zależności od stopnia odkształcenia austenitu.



Rys. 18. Wpływ odkształcenia austenitu na przebieg przemian fazowych dla stali 22MnB5 [84]: a) CTPc bez odkształcenia austenitu, b) CTPc z odkształceniem austenitu

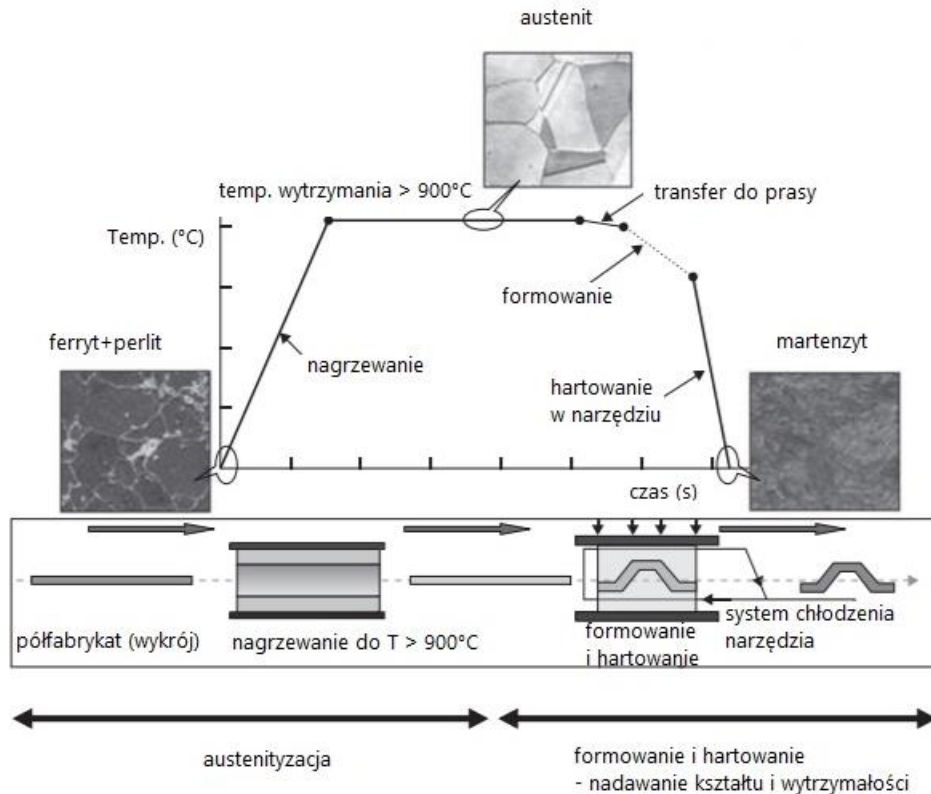
Rozpoznanie oraz uwzględnienie czynników mających wpływ na kształt krzywych przemian fazowych, a przez to na krytyczną szybkość chłodzenia oraz zmiany temperatur  $M_s$  i  $M_f$ , ma kluczowe znaczenie dla opracowania technologii tłoczenia na gorąco i hartowania w tłoczniku lub innym medium chłodzącym. Poprawne przygotowanie procesu technologicznego na początkowym etapie projektu pozwoli uzyskać w produkcji seryjnej założone właściwości wytrzymałościowe wyrobu.

## **2.5. Technologie wytwarzania wyrobów konstrukcyjnych ze stali 22MnB5**

### **2.5.1. Konwencjonalny proces formowania na gorąco z hartowaniem w tłoczniku**

Proces formowania na gorąco i hartowania stali w tłoczniku został opatentowany w 1974 roku przez szwedzką firmę Plannja HardTech AB (patent GB1490535) [85]. W 1984 roku firma Saab Automobile AB jako pierwsza zastosowała część wyprodukowaną ze stali manganowo - borowej w samochodzie Saab 9000. Po wygaśnięciu praw patentowych w 1995 roku nastąpił intensywny rozwój procesów tłoczenia na gorąco i obróbki cieplnej oraz wzrost zapotrzebowania na części wyprodukowane ze stali manganowo - borowych w przemyśle motoryzacyjnym [86].

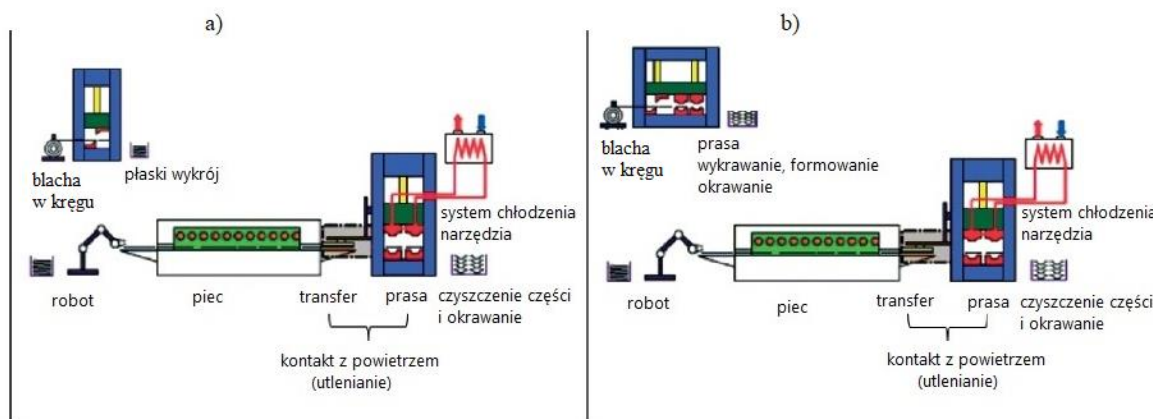
W trakcie procesu nagrzewania, austenitzowania i hartowania w tłoczniku zachodzą zmiany mikrostruktury stali 22MnB5, które przedstawiono na rysunku 19. Materiał w stanie wyjściowym o strukturze ferrytyczno - perlitycznej nagrzewany jest w piecu do temperatury powyżej  $A_{c3}$  (najczęściej powyżej  $900^{\circ}\text{C}$ ), a następnie wytrzymany w tej temperaturze celem uzyskania jednorodnej struktury austenitycznej. Po procesie wytrzymania półfabrykatu w piecu, następuje jego szybki transfer do prasy (narzędzia), gdzie odbywa się formowanie i hartowanie. Czas wytrzymania w zamkniętym tłoczniku (czas hartowania) kończy się poniżej temperatury przemiany martenzytycznej  $M_f$ . Element wyjęty z tłocznika poddany jest powolnemu chłodzeniu do temperatury otoczenia [8, 87].



Rys. 19. Zmiany mikrostruktury w czasie cyklu obróbki cieplnej stali 22MnB5 [83]

W przemyśle mają zastosowanie głównie dwie metody formowania na gorąco: bezpośrednia i pośrednia [8]. Metody te przedstawiono schematycznie na rysunku 20. W pierwszym wariantcie płaski wykrój jest wycinany w wykrojniku, następnie nagrzewany i wygrzewany w piecu, dalej transportowany do prasy, formowany i hartowany w zamkniętym narzędziu. Tego typu system posiada jeden tłocznik zamocowany w prasie, wspólny dla operacji formowania i hartowania.

W drugim wariantcie (metoda pośrednia), proces odbywa się w następującej kolejności: formowanie części na zimno, nagrzewanie i wygrzewanie w piecu, transfer do prasy, dotłaczanie (kalibrowanie) i hartowanie w narzędziu zamontowanym w prasie. Metoda pośrednia jest rzadziej stosowana, jednak umożliwia wyprodukowanie części głęboko tłoczonych o skomplikowanym kształcie. Stosuje się ją najczęściej dla materiałów pokrytych cynkiem [88].

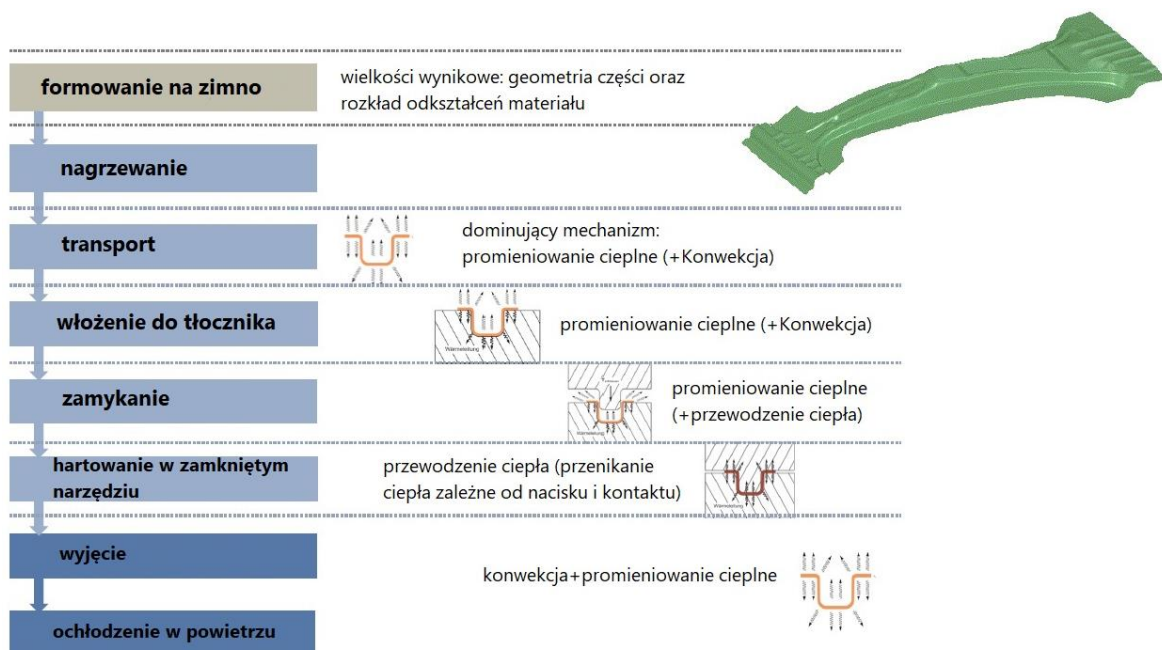


Rys. 20. Metody formowania na gorąco i hartowania w prasie: a) metoda bezpośrednia, b) metoda pośrednia [89]

Metoda bezpośrednia jest powszechnie stosowana ze względu na mniejsze koszty i możliwość zastosowania powłoki aluminiowo - krzemowej AlSi. Powłoka AlSi zabezpiecza powierzchnię materiału przed utlenianiem podczas obróbki cieplno – plastycznej w przypadku braku atmosfery ochronnej [102-106].

Podczas tłoczenia na gorąco i hartowania mogą wystąpić równocześnie inne operacje takie jak okrawanie, kołnierzowanie czy wycinanie otworów [90-92]. Obecnie najpopularniejszym sposobem wykonywania otworów i okrawania części po formowaniu i hartowaniu jest operacja cięcia laserem.

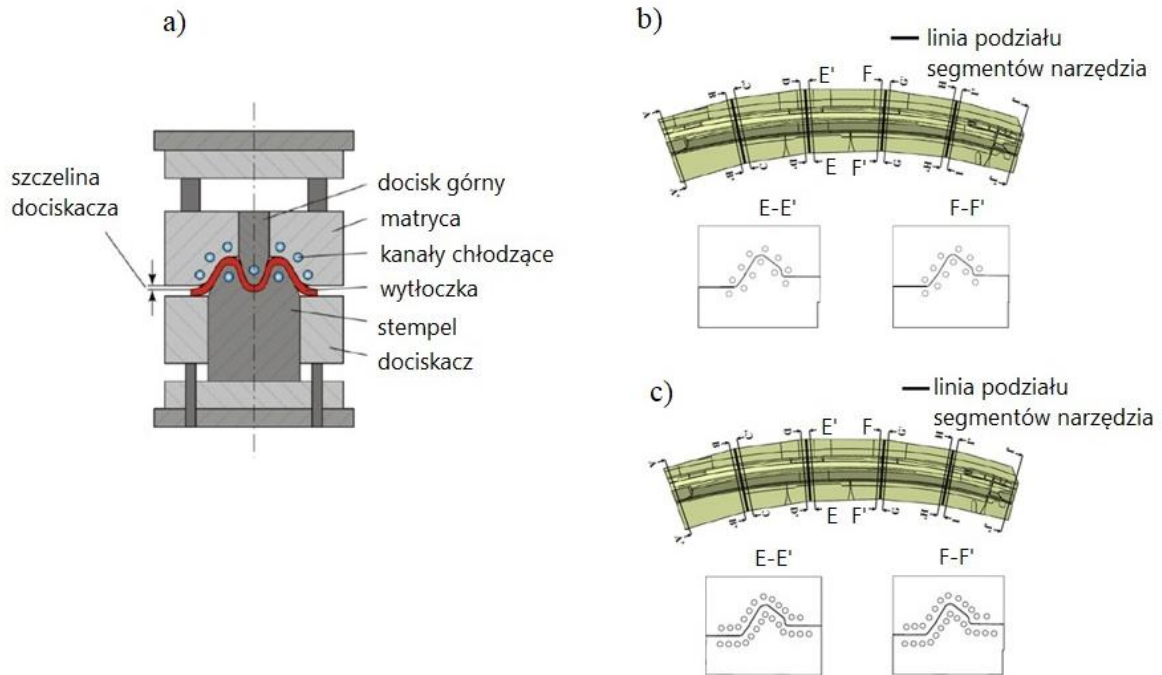
Jednym z ważnych zjawisk zachodzących podczas tłoczenia na gorąco i hartowania jest wymiana ciepła pomiędzy materiałem a otoczeniem oraz pomiędzy materiałem a stalowymi elementami narzędzia będącymi w bezpośrednim kontakcie z wytłoczką podczas zamykania i wytrzymania w narzędziu. Ciepło przekazywane jest do otoczenia oraz narzędzia na skutek różnicy temperatur. Przepływ ciepła zachodzi w kierunku od ciała o temperaturze wyższej (wykroj, wytłoczka) do ciała o temperaturze niższej (narzędzie). W cyklu produkcyjnym występują trzy mechanizmy wymiany ciepła: promieniowanie, konwekcja i przewodzenie [93], co przedstawiono na rysunku 21.



Rys. 21. Mechanizmy wymiany ciepła w procesie formowania na gorąco i hartowania [93]

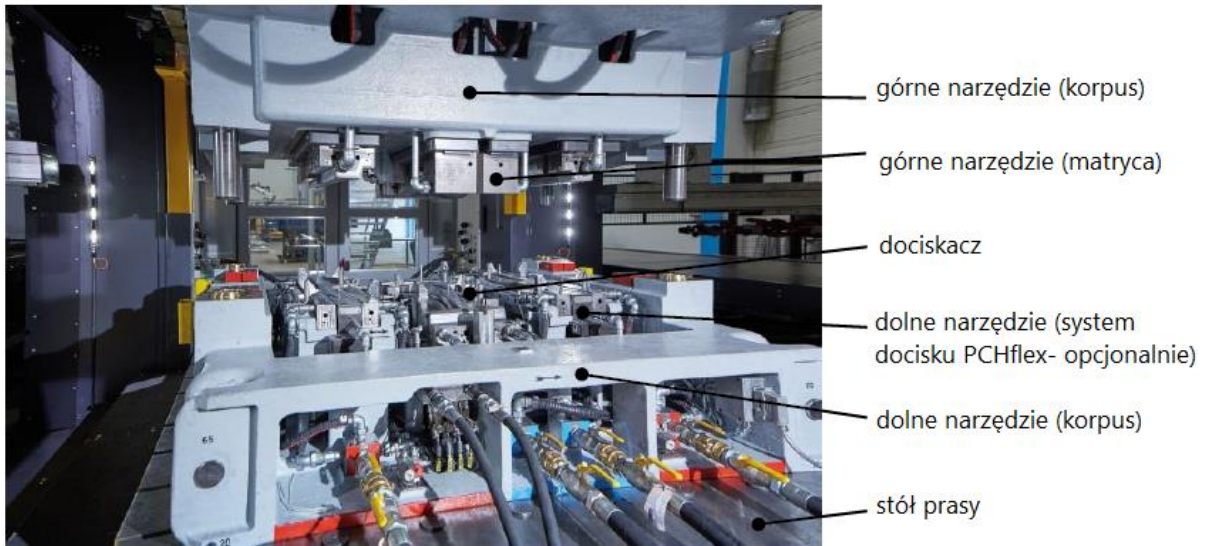
Aby zagwarantować prawidłowy przebieg przemiany martenzytycznej i nie doprowadzić do przekroczenia wartości krytycznej szybkości chłodzenia, intensywność schładzania elementów tłoczніка (pośrednio wytłoczki) jest zwiększana poprzez wymuszony obieg czynnika chłodzącego (najczęściej wody) w specjalnie wykonanych kanałach w matrycach i stemplach tłoczніка [94]. Przykładową konstrukcję narzędzia do formowania na gorąco i hartowania przedstawiono na rysunku 22. Segment narzędzia będący w kontakcie z hartowaną wytłózką powinien być dobrym przewodnikiem ciepła, a więc materiał z którego jest wykonany musi posiadać wysoki współczynnik przewodzenia ciepła ( $\lambda$ ). W ten sposób zaprojektowany przyrząd umożliwi wyprodukowanie elementu o strukturze martenzytycznej. W produkcji przemysłowej istnieją również przyrządy tłoczące, które wykonane są z elementów stalowych o niskiej przewodności cieplnej lub segmenty narzędzia mogą być wyposażone w grzałki [95]. Mniejsze odprowadzenie ciepła (najczęściej miejscowo) wiąże się ze zmianą warunków wymiany ciepła, a przez to zmianą warunków chłodzenia, co prowadzi do powstania struktury innej niż martenzytyczna w przypadku szybkości chłodzenia mniejszej od krytycznej [8].





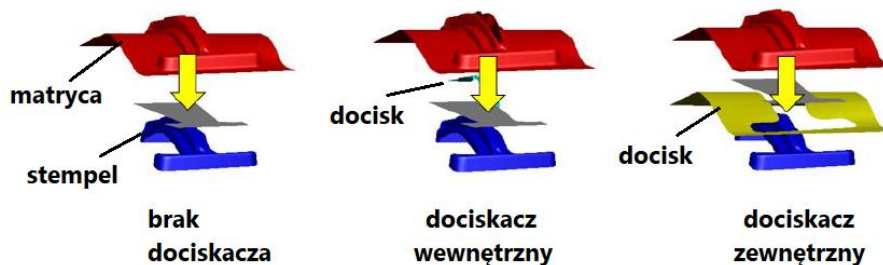
Rys. 22. Konstrukcja narzędzia do formowania na gorąco i hartowania: a) ogólny widok [8], b) matryca i stempel z małą ilością kanałów chłodzących, c) kształt matrycy i stempla ze zwiększoną ilością kanałów chłodzących [96]

Zwiększona ilość kanałów chłodzących umożliwia lepsze chłodzenie materiału, a przez to skrócenie cyklu hartowania [96]. Należy jednak zauważyć, że dodatkowe kanały generują wysokie koszty wykonania segmentów i podnoszą koszt naprawy narzędzi w przypadku nieszczelności w miejscach łączenia lub wymiany elementów na nowe w trakcie użytkowania. Każdy tłocznik posiada zintegrowany z kanałami chłodzącymi system cyrkulacji cieczy, zapewniający utrzymanie parametrów procesu hartowania w określonych zakresach. Przykładowe narzędzie do formowania na gorąco i hartowania przedstawiono na rysunku 23.



Rys. 23. Narzędzie do formowania na gorąco i hartowania z systemem doprowadzania i odprowadzania czynnika chłodzącego [97]

Najczęściej stosowane rozwiązania konstrukcyjne przyrządów tłoczących z operacją formowania przedstawiono na rysunku 24. Wybór odpowiedniego wariantu uwarunkowany jest głównie geometrią części, która determinuje sposób odkształcania materiału, ryzykiem powstawania fałd, pęknięć i nadmiernych zmian grubości (pocienień) wytłoczki. Formowanie bez dociskacza stosowane jest dla detali o prostej geometrii bez ryzyka fałdowania podczas kształtowania materiału. Formowanie z dociskiem zewnętrznym i wewnętrznym jest stosowane w przypadkach, w których występuje ryzyko powstawania fałd na powierzchni detalu.



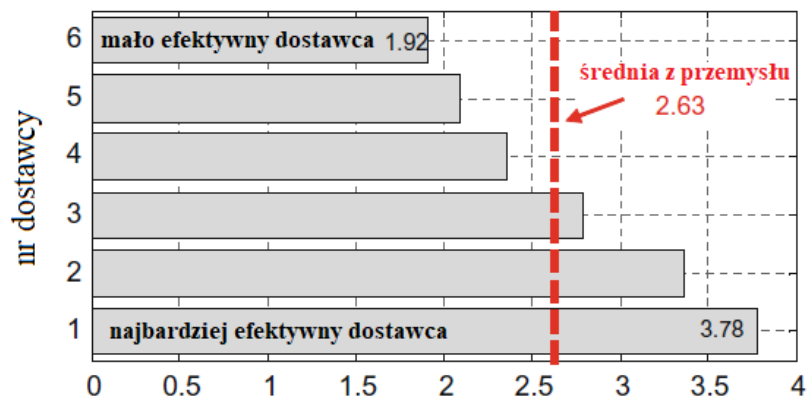
Rys. 24. Rozwiązania konstrukcyjne narzędzi do tłoczenia na gorąco i hartowania [98]

Produktywność to ważny aspekt każdego procesu produkcyjnego. Wydajność procesu technologicznego jest określana przez ilość uderzeń prasy na minutę. Przykład

zmodyfikowanego systemu transportu półfabrykatów z pieca do tłocznika przedstawiono na rysunku 25. Rozwiązanie to pozwala zwiększyć wydajność procesu poprzez produkcję 4 części w trakcie jednego cyklu uderzenia prasy. Nie zawsze jednak takie rozwiązanie jest możliwe. Głównym ograniczeniem są gabaryty detali lub różna ich grubości. Z przeprowadzonych analiz efektywności głównych producentów części tłoczonych na gorąco, wynika że, średnia ilość części wyprodukowanych na minutę to 2,63 [100], co przedstawiono na rysunku 26.

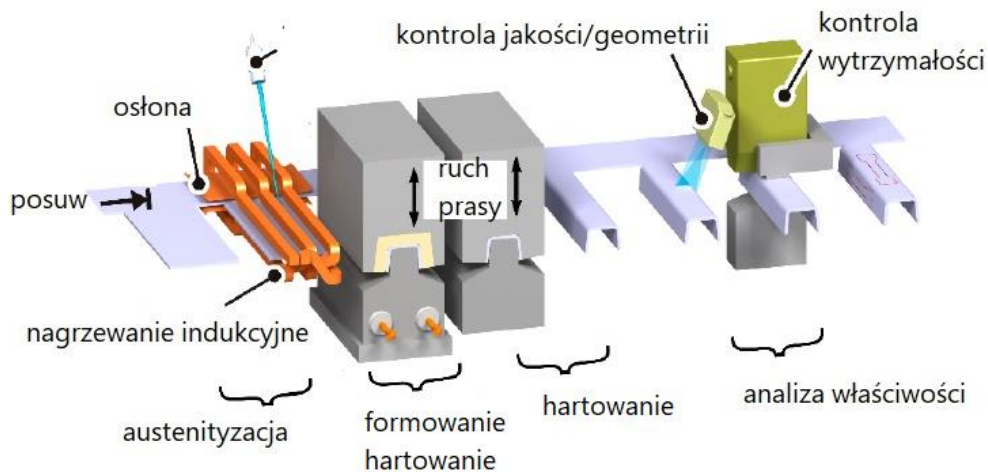


Rys. 25. System transportu półfabrykatów umożliwiający produkcję 4 części na uderzenie prasy [99]



Rys. 26. Efektywność producentów części tłoczonych na gorąco i hartowanych w narzędziu [100]

Innowacyjną koncepcję nagrzewania materiału, formowania na gorąco i hartowania w narzędziu postępowym przedstawiono na rysunku 27.



Rys. 27. Koncepcja nagrzewania, formowania na gorąco i hartowania w tłoczni postępowym [101]

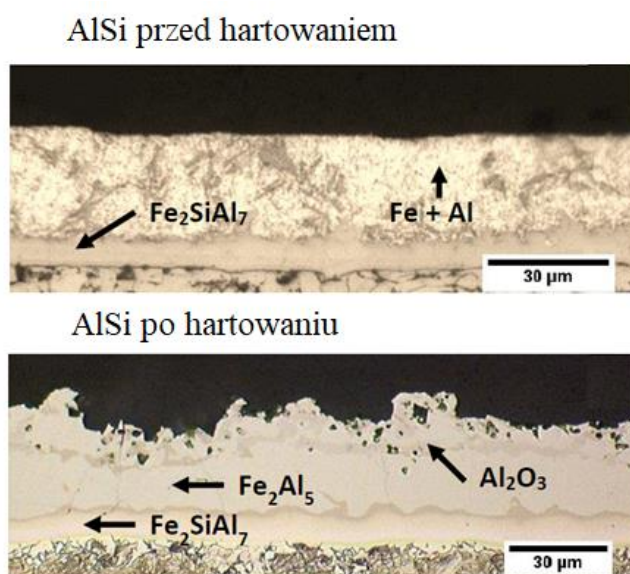
Tradycyjne nagrzewanie półfabrykatu w piecu zastąpiono nagrzewaniem indukcyjnym, a hartowanie odbywa się na dwóch stacjach. Mimo wielu zalet, taki system technologiczny posiada również ograniczenia między innymi związane z gabarytem części, dlatego tłoczenie i hartowanie w narzędziu postępowym obecnie nie występuje w praktyce przemysłowej.

### 2.5.2. Zastosowanie powłoki aluminiowo - krzemowej AlSi

Powłoka aluminiowo – krzemowa zapewnia ochronę powierzchni materiału 22MnB5 przed korozją w stanie dostawy oraz utlenianiem podczas nagrzewania i transportu półwyrobu do narzędzia tłoczącego. Powłoka zapewnia również ochronę antykorozyjną po procesie obróbki cieplnej [102-105].

Powłoka AlSi stosowana jest w bezpośredniej metodzie formowania na gorąco. W procesie tym ważne jest nagrzewanie materiału w piecu, podczas którego powłoka topi się

a następnie reaguje z żelazem ze stali bazowej, ostatecznie tworząc mieszaninę faz międzymetalicznych aluminium – żelazo – krzem (Al-Fe-Si) i aluminium – żelazo (Al-Fe). Półfabrykat z całkowicie stopioną powłoką jest transportowany z pieca do narzędzia, gdzie następuje formowanie i hartowanie. W stalowym substracie powstaje struktura martenzytyczna, natomiast powłoka przyjmuje postać wielowarstwowej struktury [106, 107]. Przykładową mikrostrukturę powłoki z występującymi fazami, zaobserwowaną na przekroju poprzecznym detalu, przedstawiono na rysunku 28.



Rys. 28. Powłoka aluminiowo - krzemowa AlSi przed i po formowaniu na gorąco oraz hartowaniu w tłoczniku [108]

Oddziaływanie środowiska i absorbowanego z niego wodoru może wywierać negatywny wpływ na właściwości stali 22MnB5. Zjawisko to nazywane kruchością wodorową (ang. hydrogen embrittlement) lub opóźnionym pękaniem wodorowym (ang. hydrogen delayed cracking) jest szczególnie niebezpieczne w stalach o wysokiej wytrzymałości. Na skutek zachodzących procesów dyfuzji, kruchość wodorowa jest często reakcją opóźnioną w czasie, która może wystąpić dopiero po paru godzinach, dniach, a nawet miesiącach. Istnieją prace naukowe, które dowodzą, że stal 22MnB5 z powłoką AlSi jest bardziej wrażliwa na absorpcję wodoru i utratę plastyczności w porównaniu do stali bez pokrycia lub z pokryciem cynkowym Zn [109-112].

W procesie tłoczenia na gorąco występują również materiały bez pokrycia. W takim przypadku po przeprowadzeniu obróbki cieplnej niezbędne jest usunięcie zgorzeliny na wytłoczce poprzez piaskowanie (ang. sand blasting) lub czyszczenie strumieniem śrutu (ang. shot blasting) [8]. Brak powłoki AlSi sprzyja zanieczyszczeniu powierzchni roboczych narzędzia zgorzeliną, co w konsekwencji zakłóca proces wymiany ciepła pomiędzy wytłoczka a chłodzonymi segmentami narzędzia. W wielu przypadkach niezbędne jest regularne (cykliczne) usuwanie produktów utleniania z powierzchni matryc i stempli, co podnosi koszty utrzymania i obsługi tłoczników.

### 2.5.3. Technologiczne aspekty wytwarzania elementów konstrukcyjnych

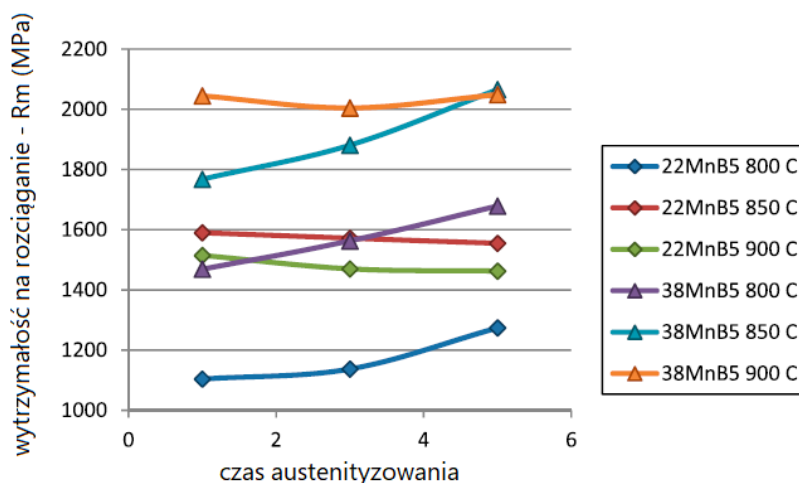
Istnieje wiele zmiennych procesowych mających wpływ na przebieg procesu wytwarzania, a tym samym na mikrostrukturę oraz na właściwości mechaniczne końcowego wyrobu wyprodukowanego ze stali manganowo - borowej. Głównymi parametrami procesu są temperatura i czas [113, 114]. Każdy cykl produkcyjny rozpoczyna się od nagrzewania półwyrobu do temperatury powyżej  $A_{c3}$ . Szybkość nagrzewania determinowana jest przez metodę nagrzewania [8]. W praktyce przemysłowej do nagrzewania materiału najczęściej stosuje się piece gazowe z rolkowym systemem transportu [115]. Przykładowy piec przedstawiono na rysunku 29.



Rys. 29. Piec gazowy z rolkowym systemem transportu [115]

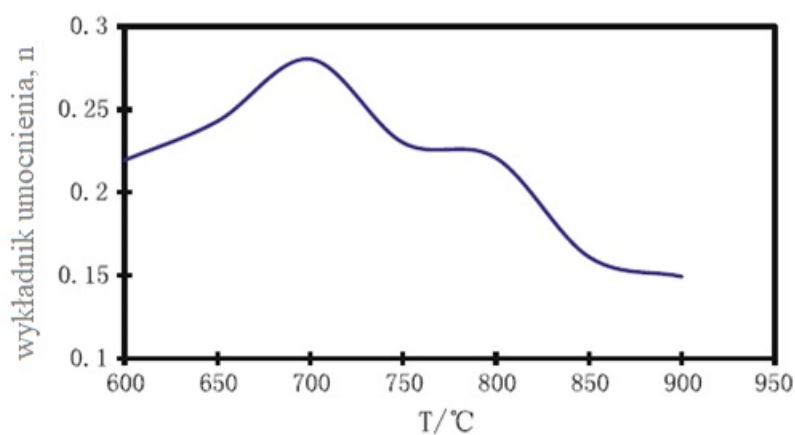
Temperatura i czas austenitowania mają wpływ na wytrzymałość materiału po hartowaniu, co przedstawiono na rysunku 30. Warunki austenitowania decydują

o stopniu nasycenia austenitu w węgiel i pierwiastki stopowe, a także o wielkości ziarna tej fazy, co wpływa na hartowność i wytrzymałość stali [116].



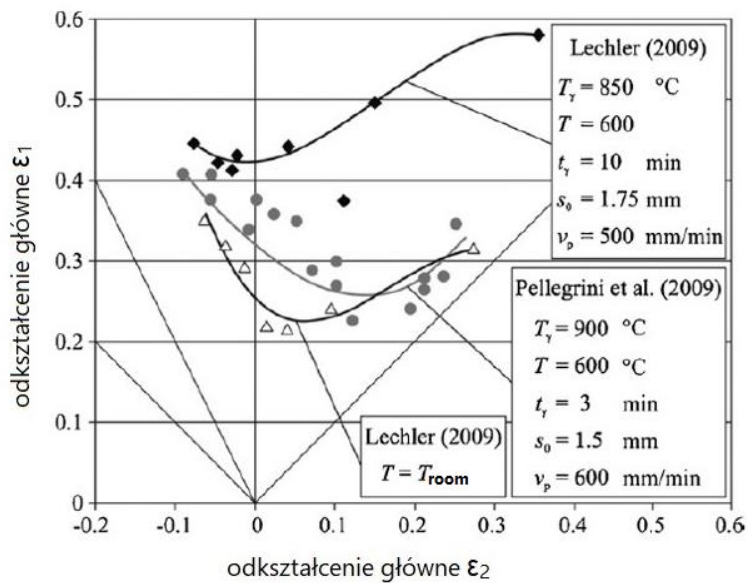
Rys. 30. Wpływ temperatury i czasu austenizowania na wytrzymałość na rozciąganie stali 22MnB5 oraz 38MnB5 [116]

Po nagraniu i wytrzymaniu izotermicznym w piecu następuje transport półfabrykatu do narzędzia w prasie, gdzie powstaje wyłoczka w wyniku odkształcenia materiału. Największa wartość współczynnika umocnienia materiału (około 0,28), podczas odkształcania przechłodzonego austenitu, znajduje się w pobliżu temperatury 700°C, co przedstawiono na rysunku 31.



Rys. 31. Wykładnik umocnienia przechłodzonego austenitu dla stali 22MnB5 w funkcji temperatury formowania [117, 118]

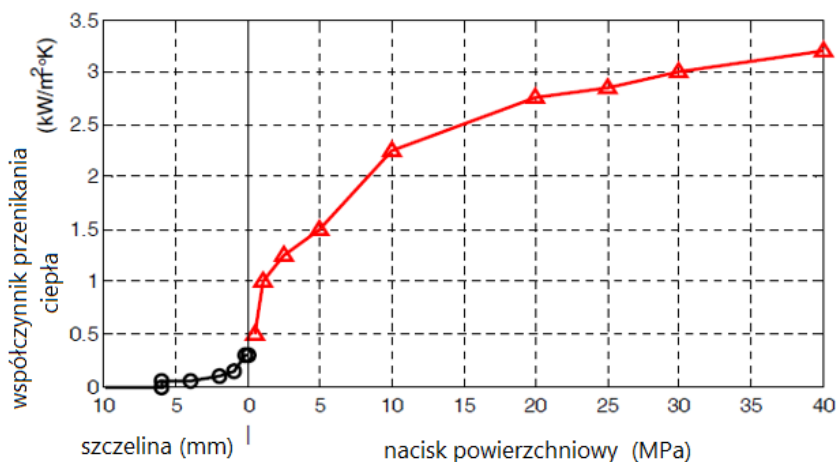
W wyniku zmiany parametrów procesu (temperatura, czas austenitowania) ulegają zmianie również graniczne krzywe tłoczenia materiału 22MnB5 (rysunek 32), które określają prawdopodobieństwo wystąpienia pocienień (pęknięć) lub pofałdowań wytłoczki w różnych stanach odkształceń głównych  $\epsilon_1$  oraz  $\epsilon_2$ . Wyznaczenie krzywych tłoczenia w warunkach podwyższonych temperatur jest zagadnieniem złożonym, ze względu na temperaturę materiału, temperaturę narzędzia oraz sposób przeprowadzenia próby, zarówno w warunkach izotermicznych, jak i nieizotermicznych [119, 120].



Rys. 32. Graniczne krzywe tłoczenia dla materiału 22MnB5 w temperaturze otoczenia  $T_{room}$  oraz przy różnych parametrach procesowych [8]:  $T_\gamma$ - temperatura austenitacji,  $t_\gamma$ - czas austenitacji,  $T$ - temperatura odkształcenia,  $s_0$ - grubość materiału,  $v_p$ - prędkość stempla

W momencie pełnego zamknięcia narzędzia w prasie rozpoczyna się hartowanie detalu w całej objętości materiału. Czas wytrzymania części w zamkniętym tłoczniku (czas hartowania) zależy od wielu czynników, głównie od grubości blachy, warunków chłodzenia oraz nacisku powierzchniowego roboczych elementów narzędzia na materiał [121]. Wraz ze wzrostem siły nacisku stempla wzrasta współczynnik przenikania ciepła, co przedstawiono na rysunku 33. Po osiągnięciu temperatury końca przemiany martenzytycznej  $M_f$ , następuje otwarcie narzędzia oraz transport wytłoczki poza obszar prasy.



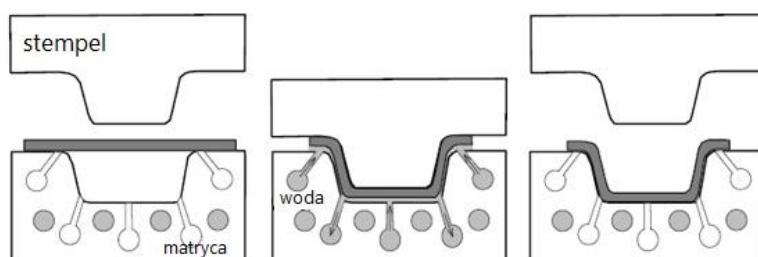


Rys. 33. Współczynnik przenikania ciepła w funkcji nacisku powierzchniowego stempla [121]

W trakcie prób technologicznych nowych tłoczników należy odpowiednio dopasować elementy robocze narzędzia (matryca, stempel) poprzez właściwy ich kontakt z materiałem, tak aby uzyskać równomierny nacisk na całej powierzchni wytłoczki [180, 181]. W przypadku braku odpowiedniego kontaktu podczas hartowania, może wystąpić chłodzenie materiału z szybkością, przy której oprócz struktury martenzytycznej powstanie również inny składnik struktury, np. bainit. Jeśli natomiast wystąpi mała szybkość chłodzenia materiału w zakresie temperatur  $M_s$ – $M_f$ , to powstała mikrostruktura będzie miała częściowo postać martenzytu odpuszczonego (ang. auto-tempered martensite) [122-124].

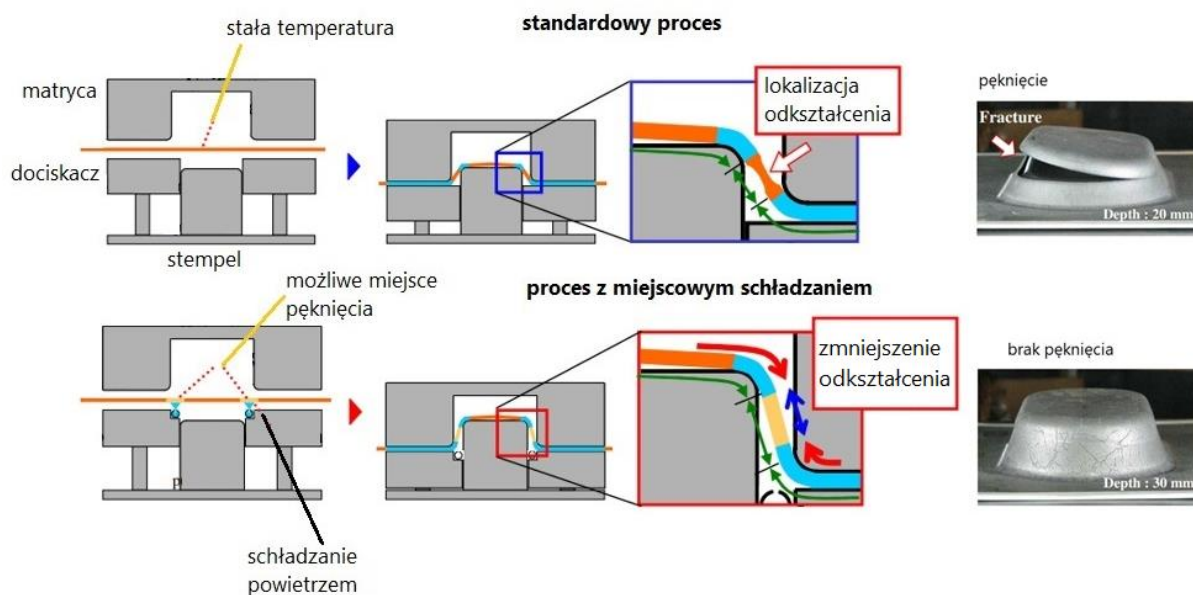
#### 2.5.4. Niekonwencjonalne systemy chłodzenia w procesie formowania na gorąco i hartowania w tłoczniku

W procesie formowania na gorąco i hartowania mogą być stosowane metody schładzania materiału, które różnią się od standardowego sposobu chłodzenia lub są jego modyfikacją. Proces chłodzenia może przebiegać w ośrodkach innych niż stałe, do których zalicza się ciecze i gazy. Mogą wystąpić też mieszane systemy chłodzące, np. stalowe elementy narzędzia i natrysk wodny bezpośrednio na detal w zamkniętym tłoczniku (rysunek 34), lub natrysk wodny ze sprężonym powietrzem [125].



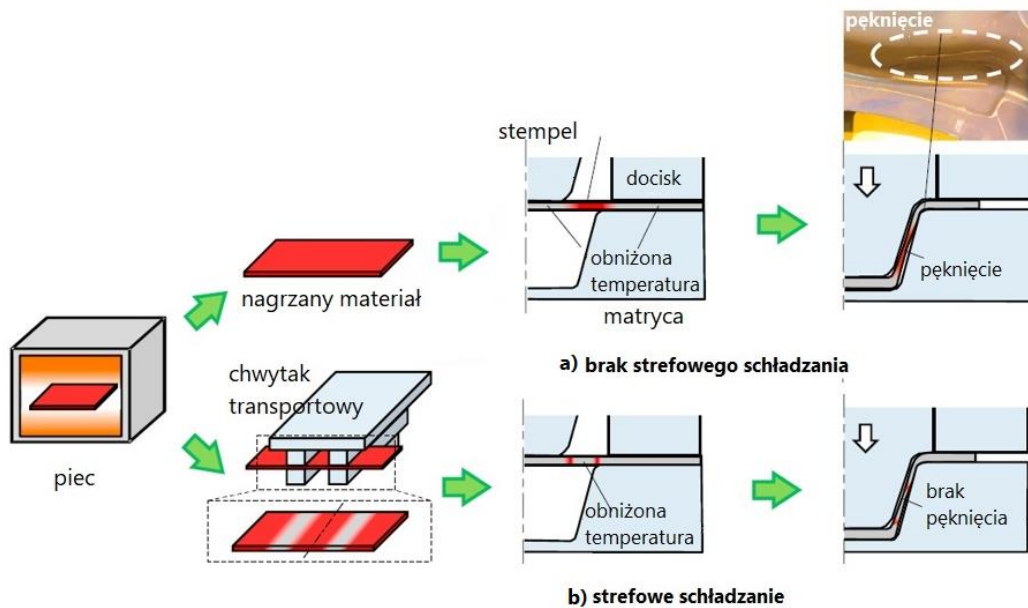
Rys. 34. Mieszany system chłodzenia – matryca z kanałami chłodzącymi oraz natryskiem wodnym [125]

Miejscowa zmiana warunków chłodzenia może skutkować ograniczeniem nadmiernego lokalnego odkształcenia, co przedstawiono schematycznie na rysunku 35.



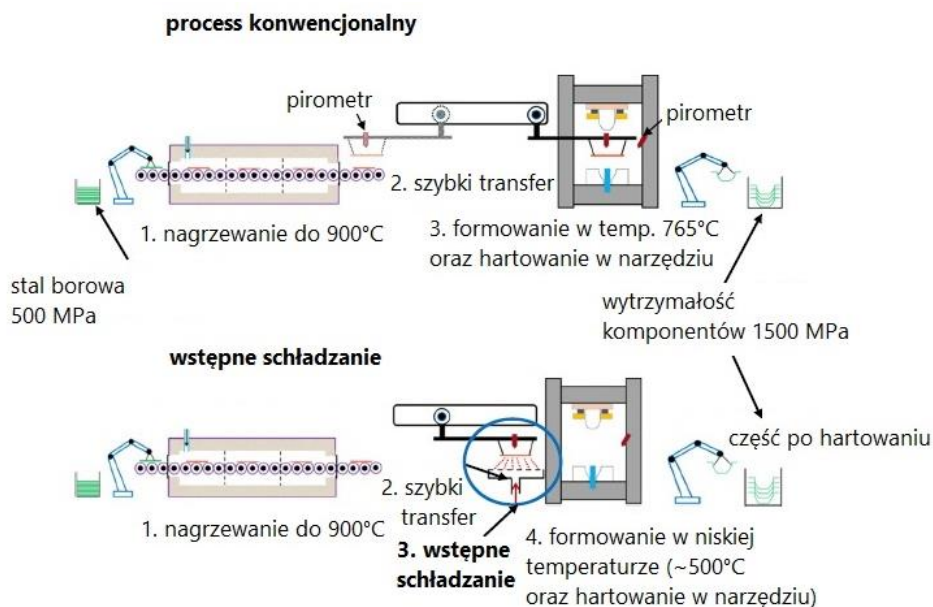
Rys. 35. System schładzania sprężonym powietrzem w miejscu wystąpienia nadmiernego odkształcenia [126]

Strefowe chłodzenie półfabrykatu może wystąpić poza narzędziem (w czasie transportu materiału do tłoczni) przy pomocy stalowych chwytek umieszczonych w obszarze potencjalnego miejsca wystąpienia pęknięcia [127], co przedstawiono na rysunku 36.



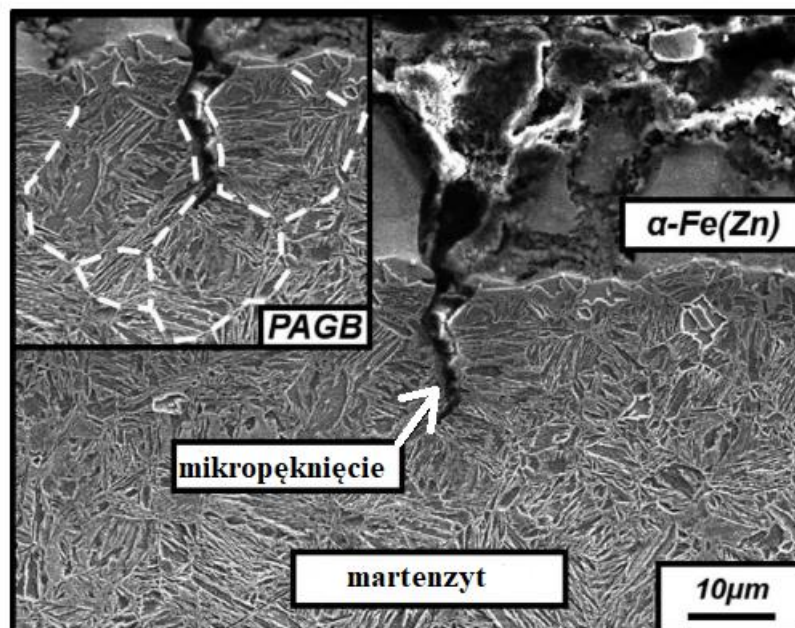
Rys. 36. Strefowe chłodzenie półfabrykatu: a) występowanie pęknięcia w miejscu braku strefowego chłodzenia, b) brak pęknięcia w strefie obniżonej temperatury materiału [127]

Rysunek 37 przedstawia porównanie konwencjonalnego procesu formowania na gorąco i hartowania do procesu ze wstępnym schładzaniem materiału pomiędzy piecem a prasą. W ten sposób można ograniczyć nadmierne odkształcenie materiału nie zmieniając właściwości wytrzymałościowych gotowego wyrobu [128, 129].



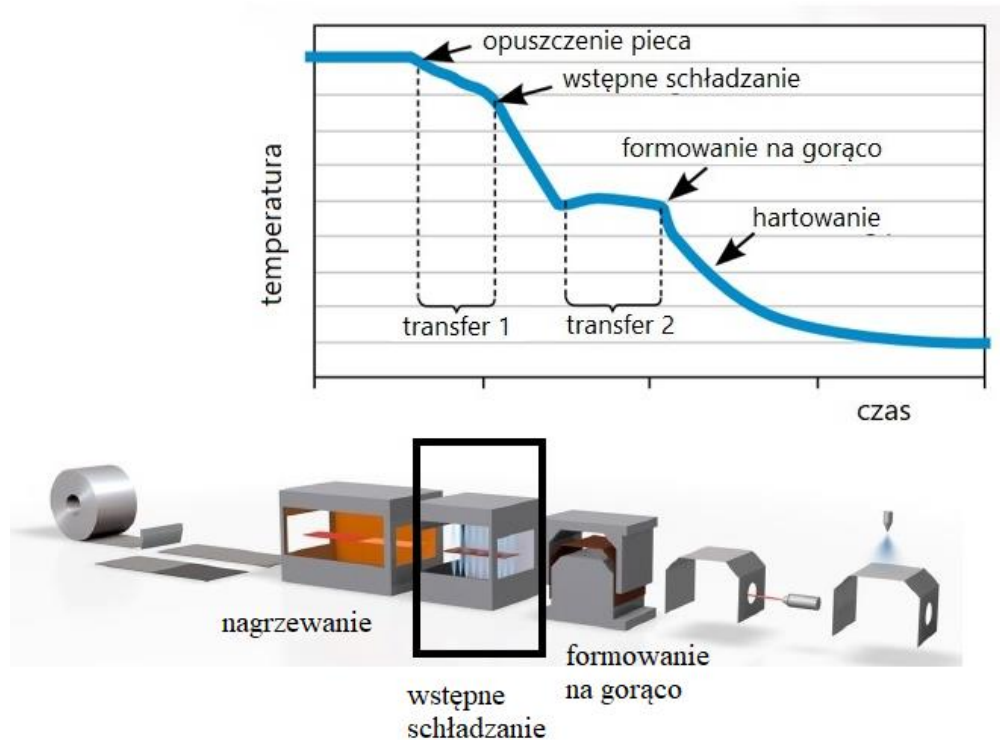
Rys. 37. Proces konwencjonalny oraz wstępne schładzanie półfabrykatu pomiędzy piecem a prasą [129]

W przypadku zastosowania na materiale wsadowym powłoki cynkowej Zn, w procesie formowania na gorąco dochodzi do tzw. kruchości indukowanej metalem ciekłym (ang. LMIE, Liquid Metal Induced Embrittlement) [130, 131]. Podczas formowania, cynk w postaci ciekłej, przenika do granic ziarn austenitu, co prowadzi do zmniejszenia siły wiązania i w następstwie do wystąpienia pęknięć międzykrystalicznych [107]. Mikropęknięcia wywołane ciekłym cynkiem wzdłuż granic ziarn austenitu w stali 22MnB5 po hartowaniu przedstawiono na rysunku 38.



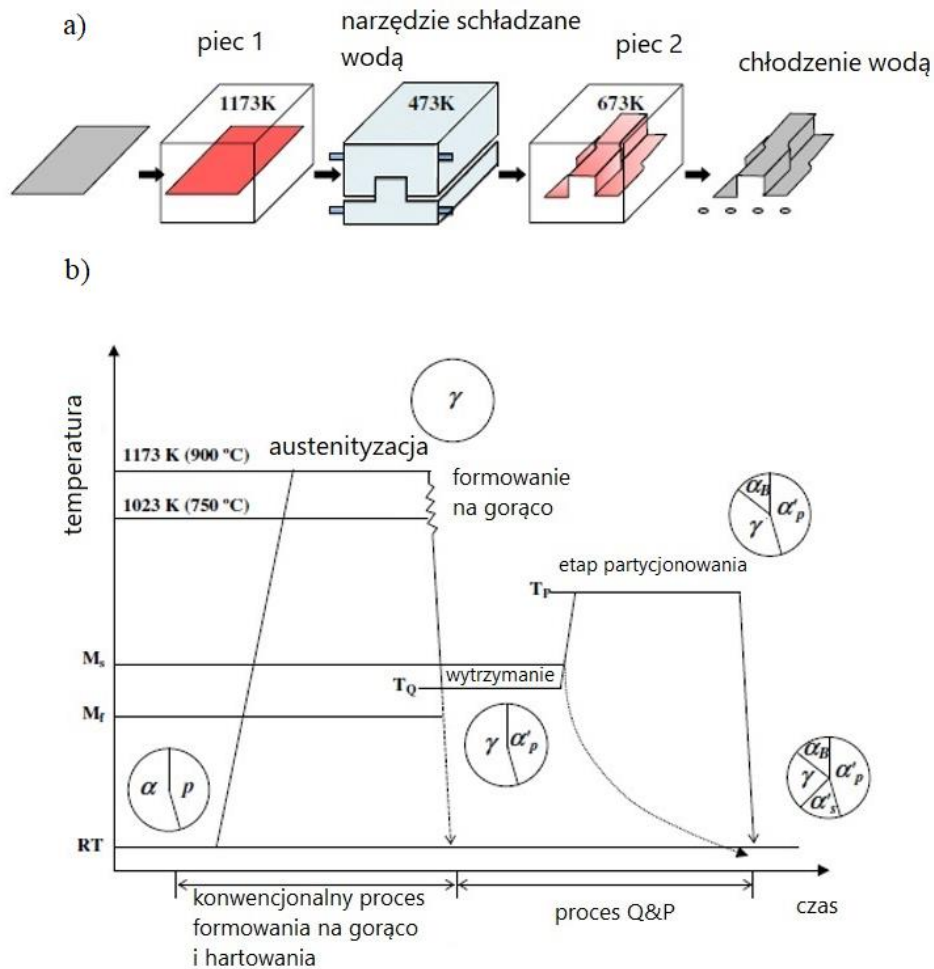
Rys. 38. Mikropęknięcia w stali 22MnB5 po hartowaniu spowodowane ciekłym cynkiem wzdłuż granic ziarn austenitu [131]

Aby wyeliminować niekorzystne zjawisko mikropęknięć najczęściej stosuje się metodę pośrednią formowania na gorąco, czyli materiał powlekany cynkiem jest formowany na zimno, a następnie po nagraniu w piecu, hartowany w narzędziu przy braku lub małym odkształceniu. Zastosowanie metody bezpośredniej jest również możliwe pod warunkiem obniżenia temperatury materiału przed odkształceniem [88]. Na rysunku 39 przedstawiono proces wstępnego schładzania materiału z powłoką cynkową przed formowaniem w narzędziu.



Rys. 39. Proces wstępnego schładzania materiału z powłoką cynkową przed formowaniem w narzędziu [132, 133]

Innowacyjną technologią w obróbce termicznej stali jest proces Q&P (Quenching & Partitioning), w którym występują 2 etapy chłodzenia. W pierwszym etapie występuje formowanie na gorąco wraz z chłodzeniem do ustalonej temperatury  $T_Q$  z zakresu  $M_s$ - $M_f$  (etap niepełnego hartowania), natomiast drugi etap to chłodzenie (np. wodą) z temperatury partycjonowania węgla  $T_P$  (powyżej  $M_s$ ), wg schematu przedstawionego na rysunku 40. Redystrybucja węgla z istniejącego martenzytu do otaczającego austenitu odbywa się podczas wygrzewania izotermicznego [134-136].

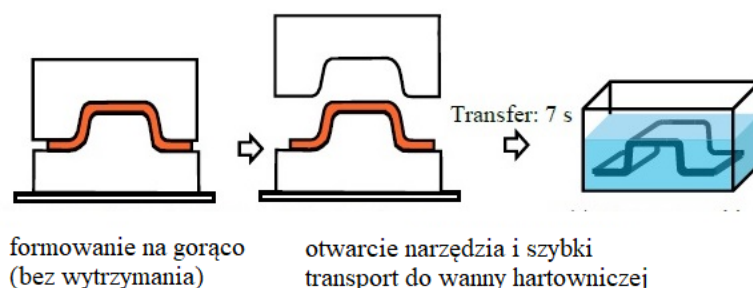


Rys. 40. Zintegrowany proces Q&P z technologią formowania na gorąco [136]: a) schemat procesu, b) cykl temperaturowy,  $\alpha$ - ferryt,  $p$ - perlit,  $\gamma$ - austenit,  $\alpha_p$ '- martenzyt pierwotny,  $\alpha_B$ - ferryt bainityczny,  $\alpha_s$ '- martenzyt wtórny,  $T_Q$ - temperatura niepełnego hartowania,  $T_P$ - temperatura partycjonowania (redystrybucji węgla)

Proces Q&P pozwala kontrolować mikrostrukturę gotowego wyrobu poprzez zmianę parametrów nagrzewania, niepełnego hartowania, wytrzymania i chłodzenia. W zależności od składu chemicznego stali i obróbki cieplnej, mikrostruktura końcowego wyrobu może zawierać frakcje austenitu resztkowego, ferrytu bainitycznego oraz martenzytu pierwotnego i wtórnego [136].

### 2.5.5. Hartowanie zanurzeniowe

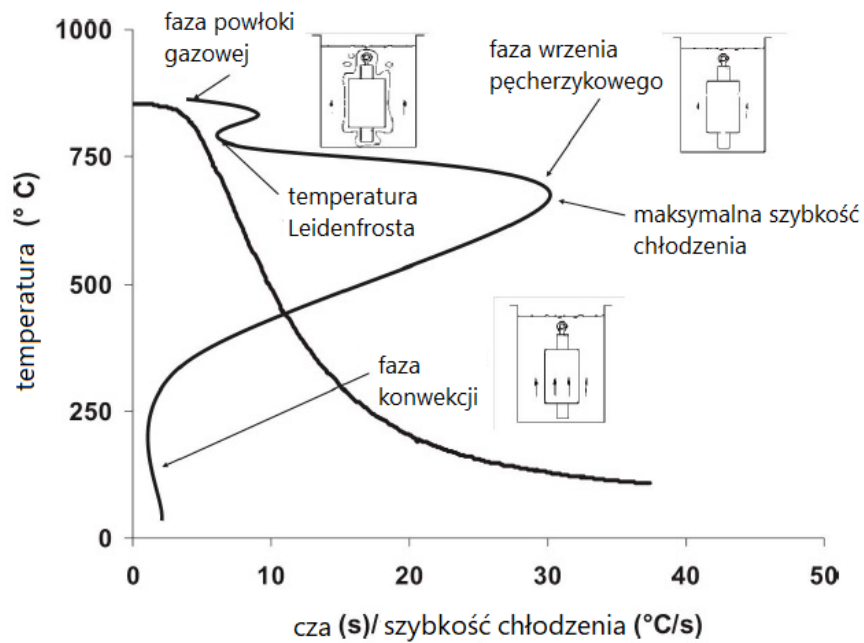
Hartowanie przedmiotów może odbyć się również poprzez zanurzenie w kąpeli hartowniczej, np. wodzie, oleju, emulsji wodno - olejowej, wodnym roztworze polimeru czy stopionych solach [137, 139]. W uzasadnionych przypadkach metoda ta może zostać zastosowana do hartowania cienkościennych elementów konstrukcyjnych uformowanych uprzednio w procesie obróbki plastycznej na zimno lub w procesie obróbki plastycznej na gorąco, ale bez wytrzymania w narzędziu (detal szybko transportowany do wanny hartowniczej po formowaniu), jak pokazano na rysunku 41.



Rys. 41. Schemat procesu formowania na gorąco części bez wytrzymania w narzędziu wraz z hartowaniem zanurzeniowym poza narzędziem [138]

Do opisu procesu chłodzenia stosuje się krzywą przedstawiającą zależność zmian temperatury materiału od czasu podczas hartowania zanurzeniowego [139]. Na podstawie przebiegu zmian temperatury w funkcji czasu można zaobserwować trzy fazy wymiany ciepła podczas chłodzenia, typowe dla hartowania w ośrodkach ciekłych [44, 140, 142], przedstawione na rysunku 42. W fazie pierwszej (faza wrzenia powłokowego) tworzy się ciągła powłoka gazowa (otulina gazowa), powstająca w momencie zanurzenia detalu. W czasie trwania tej fazy szybkość chłodzenia jest mała. Zakres fazy pierwszej kończy się w tzw. punkcie Leidenfrosta [141], poniżej którego proces chłodzenia wchodzi w drugą fazę wrzenia pęcherzykowego. Odrywające się od powierzchni materiału pęcherzyki pary przyspieszają ruch cieczy, powodując dopływ chłodniejszych porcji. Krople cieczy zaczynają efektywnie zwilżać powierzchnię, pochłaniając znaczną ilość ciepła i powodując gwałtowny wzrost szybkości chłodzenia w porównaniu do pierwszej fazy wrzenia powłokowego. W tej fazie szybkość chłodzenia osiąga maksimum. Trzecia faza

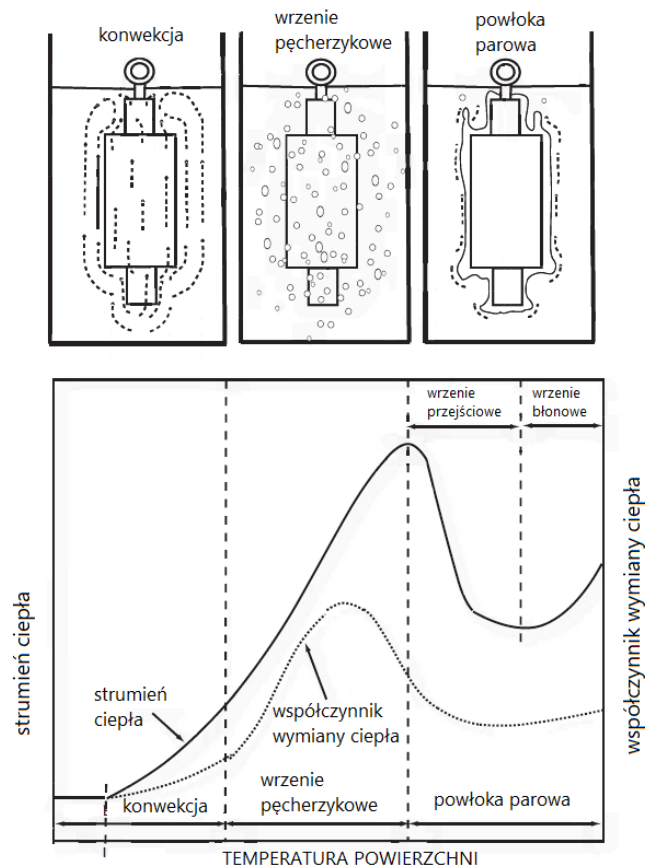
hartowania to konwekcja, podczas której detal ma bezpośredni kontakt z cieczą. Szybkość chłodzenia w tej fazie jest najmniejsza [142, 143].



Rys. 42. Krzywa chłodzenia, szybkość chłodzenia oraz fazy procesu hartowania w ośrodku ciekłym [142]

W procesie chłodzenia zanurzeniowego występują duże zmiany wartości strumienia ciepła oraz współczynnika przyjmowania ciepła. Poniżej temperatury Leidenfrosta proces chłodzenia przechodzi w obszar wrzenia przejściowego, a wymiana ciepła rośnie. Strumień ciepła osiąga maksimum w momencie rozpoczęcia wrzenia pęcherzykowego, co przedstawiono na rysunku 43.

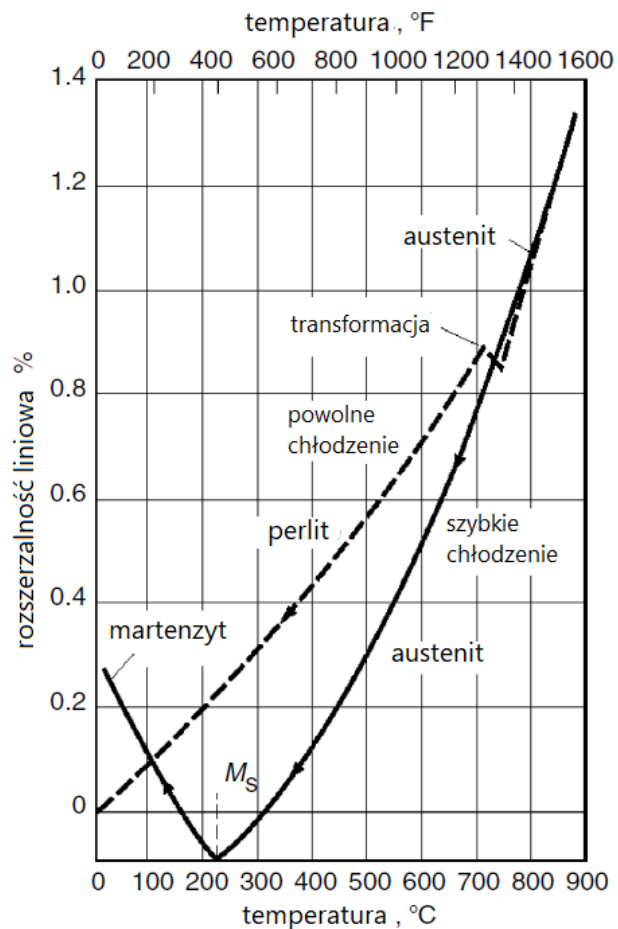




Rys. 43. Fazy procesu hartowania, zmiany strumienia ciepła oraz współczynnika wymiany ciepła podczas hartowania zanurzeniowego [142]

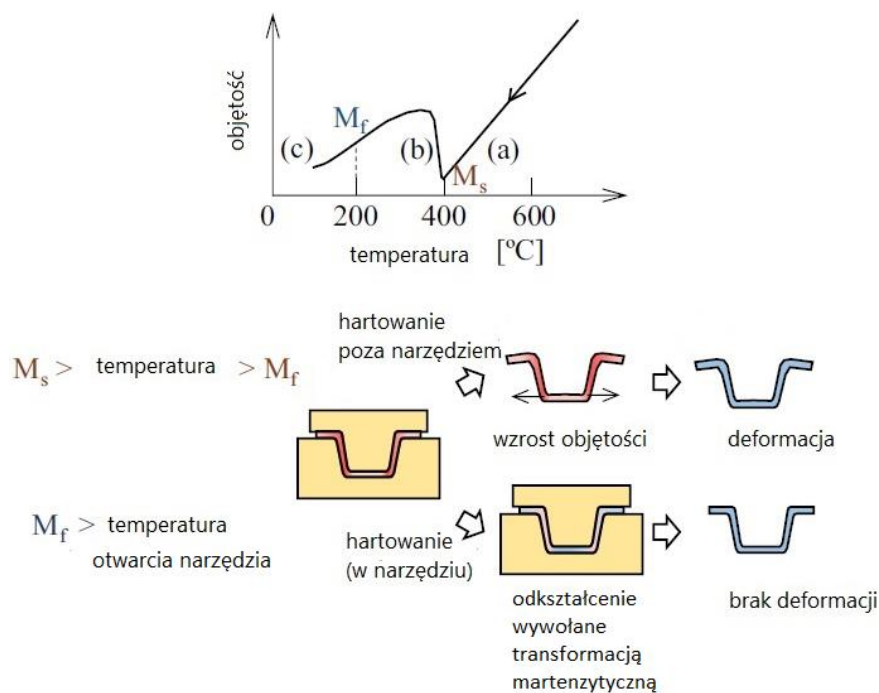
## 2.5.6. Odkształcenia hartownicze w obróbce cieplnej

Podczas obróbki cieplnej głównym źródłem odchyłek geometrycznych części (odkształceń hartowniczych) są naprężenia wewnętrzne (powstające podczas nagrzewania i chłodzenia materiału), do których zaliczamy naprężenia cieplne oraz strukturalne [43, 142, 144]. Naprężenia cieplne wywołane są różnicą temperatur w objętości materiału. Naprężenia strukturalne są natomiast skutkiem przemian fazowych i różnicy w objętości właściwej faz podczas nagrzewania i chłodzenia stali (rysunek 44).



Rys. 44. Wykres zmian wymiarowych stali wskutek przemian fazowych podczas nagrzewania i chłodzenia [43]

Podczas formowania na gorąco i hartowania detali w tłoczniku stosuje się wytrzymanie w zamkniętym narzędziu do momentu zakończenia przemiany martenzytycznej (osiągnięcie temperatury  $M_f$ ) celem zmniejszenia odkształceń hartowniczych (rysunek 45).



Rys. 45. Mechanizm zmniejszenia odkształceń w procesie formowania i hartowania poprzez wytrzymanie części w zamkniętym narzędziu [145]

W przypadku obróbki cieplnej detali poza narzędziem, należy tak dobrać ośrodki chłodzące oraz parametry procesu, aby w jak największym stopniu ograniczyć odkształcanie części podczas hartowania, a zarazem umożliwić uzyskanie struktury martenzytycznej gwarantującej określone właściwości wytrzymałościowe gotowego wyrobu. Podczas projektowania procesu technologicznego określonej geometrycznie części, o zdefiniowanych tolerancjach kształtu, konieczne jest przeanalizowanie każdego potencjalnego źródła powstawania odchyłek hartowniczych [146-150].

## 2.6. Podsumowanie przeglądu piśmiennictwa

Bor jako pierwiastek stopowy obniża krytyczną szybkość chłodzenia, co czyni proces hartowania możliwym do zrealizowania w tłoczniku przy zastosowaniu odpowiedniego systemu chłodzenia stalowych segmentów narzędzia (stempel, matryca, dociskacz), będących w kontakcie z wytłoczką. Kinetyka przemian fazowych stali oraz czynniki mające wpływ na przesunięcie krzywych chłodzenia to kluczowe informacje dla inżynierów projektujących procesy obróbki cieplnej. W przeglądzie piśmiennictwa

przedstawiono najważniejsze parametry technologiczne mające wpływ na mikrostrukturę oraz właściwości wytrzymałościowe wyrobów produkowanych ze stali 22MnB5. Przedstawione mieszane, niekonwencjonalne systemy chłodzenia są rzadko stosowane w przemyśle, ale tworzą potencjał do optymalizacji istniejących procesów produkcyjnych.

Przeprowadzona analiza publikacji wskazuje na szeroką wiedzę literaturową w zakresie wytwarzania elementów karoseryjnych z zastosowaniem formowania na gorąco i hartowania w tłoczniku. Analiza dostępnej literatury na temat znanych metod hartowania zanurzeniowego pokazuje również brak szerszej wiedzy teoretycznej oraz wyników badań doświadczalnych poświęconych problemom związanym z obróbką cieplną części karoseryjnych ze stali z dodatkiem boru i hartowanych w różnych ciekłych ośrodkach chłodzących poza narzędziem tłoczącym. Rozwiązanie takie z przemysłowego punktu widzenia powinno spowodować spadek kosztów wytwarzania, będący efektem skrócenia cyklu produkcyjnego i wzrostu produktywności. Głównym problemem badawczym jest opracowanie założeń do technologii wytwarzania z zastosowaniem hartowania poza narzędziem, tak aby uzyskać wymagane właściwości mechaniczne oraz wymaganą stabilność i dokładność kształtu wytwarzanych elementów. Rozwiązanie tych kwestii wynika z potrzeb przemysłu i stanowiło główną motywację podjęcia niniejszej tematyki badawczej.

### **3. Geneza, cel i teza pracy**

#### **3.1. Geneza pracy**

W każdym procesie technologicznym ważne jest zdefiniowanie relacji zachodzących pomiędzy operacjami technologicznymi oraz uzyskanie rzetelnych informacji na temat wpływu parametrów procesu na jakość produkowanych wyrobów. Ryzyko powstania niezgodności w danej operacji technologicznej wpływa na przebieg kolejnych operacji, co w konsekwencji prowadzi do wytworzenia produktów wadliwych, niespełniających wymagań klienta. W procesach obróbki plastycznej na zimno oraz obróbki cieplnej wyrobów stalowych istnieje wiele czynników oraz parametrów, które zawężają tzw. okno technologiczne procesu. Wiedza w zakresie wpływu parametrów procesowych na właściwości mechaniczne i technologiczne detali wyprodukowanych ze stali 22MnB5 w procesie obróbki cieplnej ma kluczowe znaczenie przy opracowywaniu innowacyjnych procesów produkcyjnych umożliwiających zmniejszenie kosztów, poprawę wydajności produkcji oraz zwiększenie rentowności. Przytoczone techniczne i ekonomiczne przesłanki oraz spostrzeżenia stały się motywacją do rozpoczęcia badań i napisania rozprawy doktorskiej, a uzyskane wyniki badań niewątpliwie pozwolą na podjęcie działań zmierzających do opracowania założeń dla innowacyjnej technologii wytwarzania wyłoczek przeznaczonych dla przemysłu motoryzacyjnego.

#### **3.2. Cel i teza pracy**

Wiedza zawarta w dostępnej małej liczbie publikacji dotyczących hartowania zanurzeniowego części uprzednio tłoczonych na zimno ze stali manganowo - borowej 22MnB5 nie pozwala precyzyjnie ocenić właściwości wytrzymałościowych tego typu gatunku stali po obróbce cieplnej oraz zidentyfikować wpływ ośrodków chłodzących, takich jak woda i olej na odkształcenia hartownicze. Na podstawie analizy stanu zagadnienia oraz przeglądu dostępnej literatury, została rozpoznana luka badawcza, pozwalająca na określenie głównego celu pracy: opracowanie sposobu i parametrów obróbki cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym, pozwalających na uzyskanie

wymaganych właściwości mechanicznych oraz dokładności kształtu wyrobów końcowych w postaci wytłoczek przeznaczonych dla przemysłu motoryzacyjnego. Wymagania dotyczące właściwości mechanicznych uzyskiwanych w konwencjonalnej technologii przedstawiono w Tabeli 3. Wyznaczenie dokładności kształtu, rozumianej jako stopień zgodności rzeczywistej powierzchni wytłoczki z jej geometrią nominalną, będzie możliwe przy pomocy zmierzonych odchyłek powierzchni części eksperymentalnej, dla której zdefiniowano zakres tolerancji +/-0,7 mm.

Tabela 3. Wymagane właściwości mechaniczne dla stali 22MnB5 z pokryciem aluminiowo – krzemowym (AlSi) po zastosowaniu parametrów procesu dla konwencjonalnej obróbki cieplnej z tłoczeniem na gorąco i hartowaniem w tłoczniku [151-161]

właściwości mechaniczne stali 22MnB5 po obróbce cieplnej	R <sub>p0,2</sub> , [MPa]	R <sub>m</sub> , [MPa]	A <sub>50</sub> , [%]	kat gięcia α [°], wg VDA238-100	twardość, HV
	950-1250	1300-1650	≥ 5	≥ 50	400-520
parametr obróbki cieplnej	temperatura austenizacji	czas austenizacji	szybkość chłodzenia		
	900-950°C	2-8 min.	≥ 30°C/s		

Dotychczas wytłoczki są wytwarzane metodą tłoczenia na gorąco z jednoczesnym hartowaniem. Osiągnięcie założonego celu głównego pozwoli na zmniejszenie kosztów wytwarzania, w wyniku skrócenia cyklu produkcyjnego wyrobu. Cel główny wynika zatem z potrzeb przemysłu.

Do celów szczegółowych pracy zaliczono:

- określenie wpływu chłodzenia w wodzie oraz oleju o temperaturze 20°C i 80°C na mikrostrukturę oraz właściwości wytrzymałościowe wytłoczek hartowanych metodą zanurzeniową,
- określenie wpływu chłodzenia w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C na odkształcenia hartownicze, rozumiane jako odchyłki geometrii wyrobu, powstające podczas hartowania zanurzeniowego wytłoczek eksperymentalnych,

- dobór parametrów procesu technologicznego, zapewniających wymaganą stabilność i dokładność kształtu wytłoczek po przeróbce plastycznej na zimno oraz po obróbce cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym.

Na podstawie wstępnych badań własnych oraz w oparciu o istniejący stan wiedzy sformułowano następującą tezę naukową:

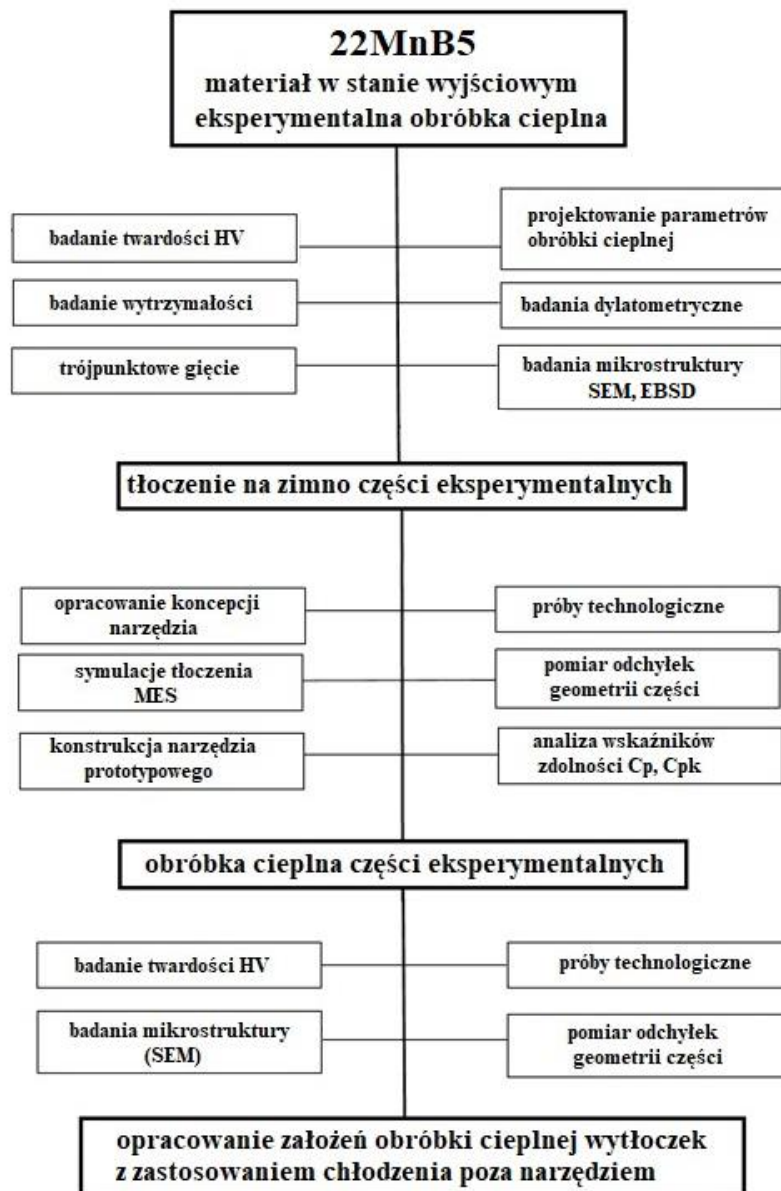
**Hartowanie zanurzeniowe wytłoczek, uprzednio kształtowanych na zimno ze stali manganowo - borowej 22MnB5, pozwala na uzyskanie dokładności kształtu oraz właściwości mechanicznych osiąganych konwencjonalną metodą wytwarzania z zastosowaniem tłoczenia na gorąco i hartowania w tłoczniku.**

Potwierdzenie lub zaprzeczenie przyjętej tezy będzie możliwe poprzez zrealizowanie celów pracy oraz zaproponowanej koncepcji badań, która zakłada, że przedmiotem analizy będzie proces technologiczny obejmujący tłoczenie na zimno oraz obróbkę cieplną wytłoczki eksperymentalnej.

## 4. Badania własne

### 4.1. Program badań

Aby osiągnąć założone cele pracy oraz udowodnić postawioną tezę przyjęto program badawczy, podzielony na cztery eksperymentalne bloki, według schematu przedstawionego na rysunku 46.



Rys. 46. Schemat programu badań



Zakres badań obejmował:

- identyfikację mikrostruktury przy wykorzystaniu skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM) oraz pomiary twardości metodą Vickersa (HV) materiału wyjściowego, po przeróbce plastycznej na zimno oraz obróbce cieplnej,
- badania kinetyki przemian fazowych zachodzących w stali metodą dylatometryczną,
- badania właściwości mechanicznych w statycznej próbie jednoosiowego rozciągania oraz próbie trójpunktowego gięcia,
- zaprojektowanie procesu obróbki plastycznej i wykonanie symulacji numerycznej metodą elementów skończonych (MES) dla wylóczki eksperymentalnej,
- przeprowadzenie prób technologicznych tłoczenia na zimno oraz obróbki cieplnej wylóczki eksperymentalnej,
- badania wpływu chłodzenia w wodzie i oleju o temperaturze 20°C oraz 80°C na odkształcenia hartownicze wylóczek z wykorzystaniem skanowania powierzchni części,
- analizę odchyłek geometrii wylóczek po procesie tłoczenia na zimno oraz procesie hartowania wykorzystując statystyczne sterowanie procesem SPC (ang. statistical process control),
- analizę i opracowanie wyników badań,
- opracowanie założeń obróbki cieplnej dla części tłoczonych na zimno i następnie hartowanych zanurzeniowo w wodzie i oleju o temperaturze 20°C oraz 80°C.

## **4.2. Materiał do badań**

Materiałem wyjściowym do badań była blacha o grubości 1,5 mm ze stali manganowo – borowej walcowanej na zimno w gatunku 22MnB5 (1.5528). Dostawcą blachy zwiniętej w kręgu o symbolu MBW<sup>®</sup>1500+AS80 była firma ThyssenKrupp Steel. Materiał został dostarczony z powłoką aluminiowo - krzemową AS80 [80 g/m<sup>2</sup>], zabezpieczającą powierzchnię blachy przed utlenianiem podczas obróbki cieplnej. Skład chemiczny oraz

właściwości wytrzymałościowe dostarczonej blachy mieściły się w specyfikacji producenta [151, 152], co zostało potwierdzone certyfikatem dostawy (Tabela 4).

Tabela 4. Skład chemiczny materiału MBW®1500 [mas. %] oraz właściwości wytrzymałościowe w stanie dostawy

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	Mo	B
certyfikat dostawy	<b>0.213</b>	0.231	<b>1.120</b>	0.012	0.002	0.190	0.044	0.031	0.002	<b>0.002</b>
specyfikacja ThyssenKrupp	<b>max. 0.25</b>	max. 0.40	<b>max. 1.40</b>	max. 0.025	max. 0.010	Cr + Mo max. 0.5	min. 0.015	max. 0.05	-	<b>max. 0.005</b>
	<b>R<sub>p0.2</sub></b> [MPa]		<b>R<sub>m</sub></b> [MPa]		<b>A<sub>80</sub></b> [%]					
certyfikat dostawy	452		592		21					
specyfikacja ThyssenKrupp	350-550		500-700		min. 12					

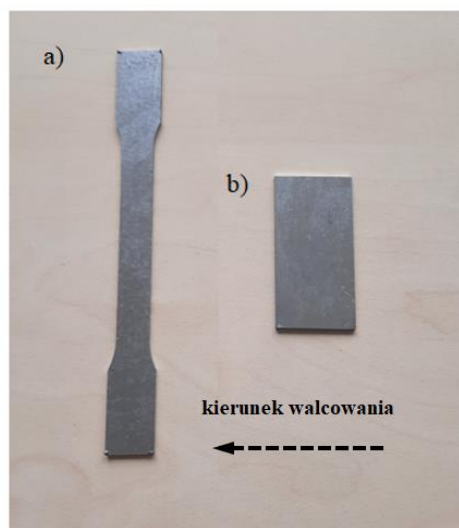
### 4.3. Przygotowanie materiału i próbek do badań

Materiał w postaci kręgu blachy (rysunek 47) po rozwinięciu i wyprostowaniu został pocięty za pomocą gilotyny na płaskie arkusze o wymiarach 1000 x 1500 mm, z których przygotowano próbki do badań dylatometrycznych, do badań wytrzymałościowych oraz prób tłoczenia na zimno części eksperymentalnych.



Rys. 47. Blacha w kręgu oraz wycięte płaskie arkusze do badań

Makrofotografię przedstawiającą próbkę do prób jednoosiowego rozciągania oraz próbkę do prób trójpunktowego gięcia przedstawiono na rysunku 48. Próbkę wycinano laserem przy założeniu kierunku walcowania wzdłuż krótszego boku próbek.



Rys. 48. Próbkę użyte do prób: a) jednoosiowego rozciągania, b) trójpunktowego gięcia

Do prób hartowania zanurzeniowego wykorzystano wytłoczki kształtowane na zimno, przedstawione na rysunku 49.

Wytłoczki eksperymentalne wyprodukowano przy pomocy narzędzia prototypowego opisanego w rozdziale 4.9.



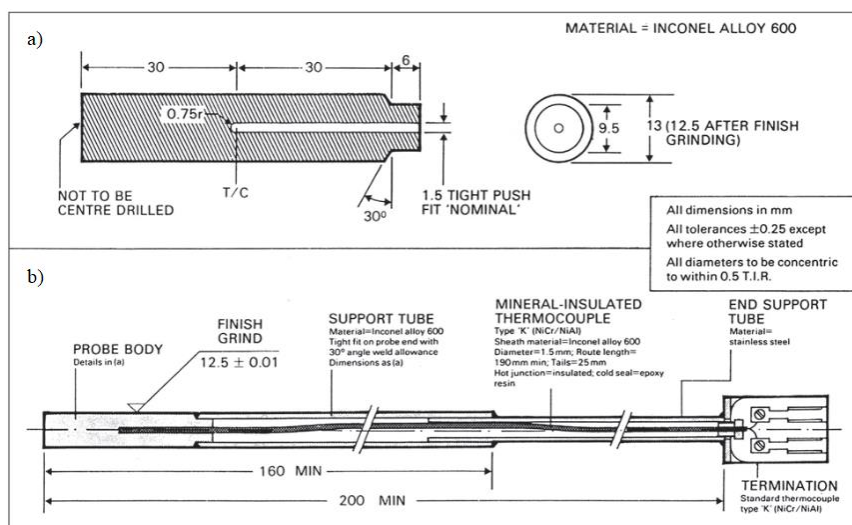
Rys. 49. Wytłoczki eksperymentalne po tłoczeniu na zimno

#### 4.4. Koncepcja eksperymentalnych cykli cieplnych

W pracy przyjęto następujące parametry i założenia eksperymentalnego cyklu obróbki cieplnej:

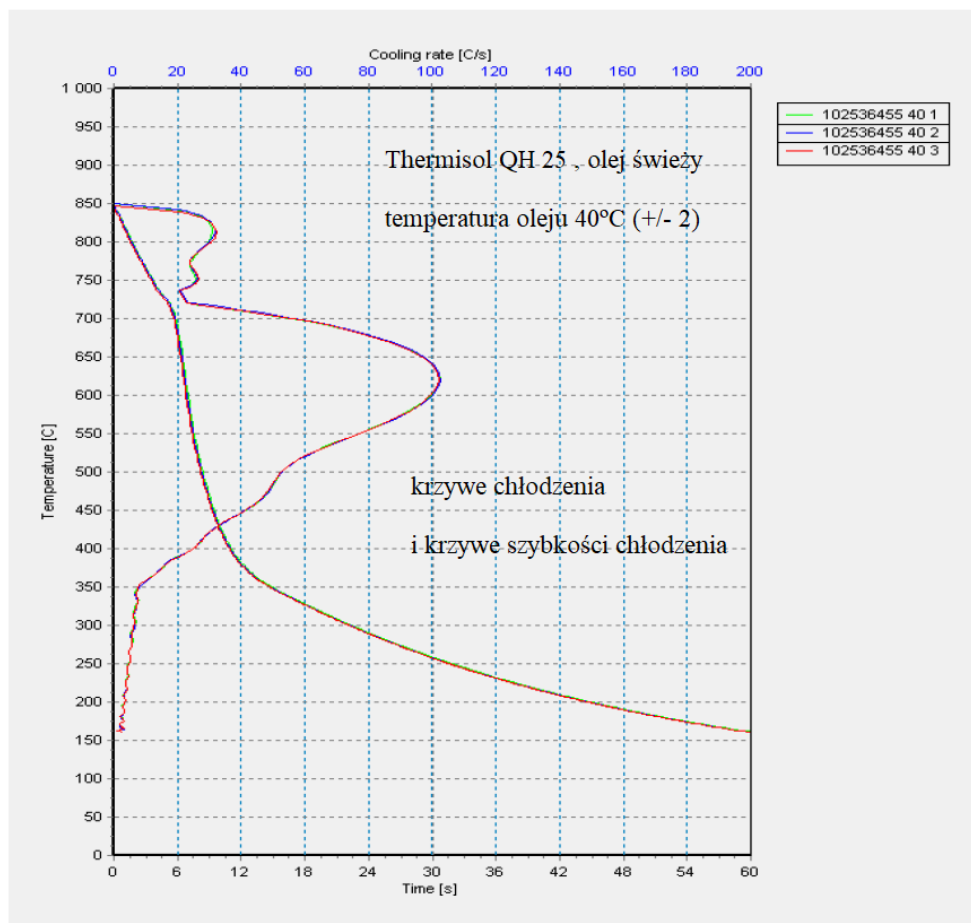
- nagrzewanie materiału przez 240 s do temperatury 940°C w elektrycznym piecu hartowniczym wyposażonym w spirale grzewcze zamontowane na ścianach bocznych komory grzewczej, gdzie przekazywanie ciepła odbywa się drogą promieniowania,
- wytrzymanie w czasie 240 s w temperaturze 940°C, (według zaleceń w Tabeli 3),
- czas przemieszczenia (transport ręczny) materiału z pieca do medium chłodzącego 3 - 6 s,
- chłodzenie w wodzie o temperaturze pokojowej, oleju o temperaturze 20°C i 80 °C oraz w spokojnym powietrzu.

Pomiary krzywych chłodzenia przeprowadzone zostały według międzynarodowej normy ISO 9950 [162], równorzędnej z normą ASTM D6200 [163]. Cylindryczna sonda o średnicy 12,5 mm i długości 60 mm jest wykonana z materiału INCONEL 600. Termopara typu K o średnicy zewnętrznej 1,5 mm jest umieszczona z końcówką w geometrycznym środku sondy. Montaż sondy pokazano na rysunku 50.



Rys. 50. Schemat sondy do pomiaru krzywych chłodzenia wg ISO 9950 a), zespół termopary umieszczonej w geometrycznym środku sondy b)

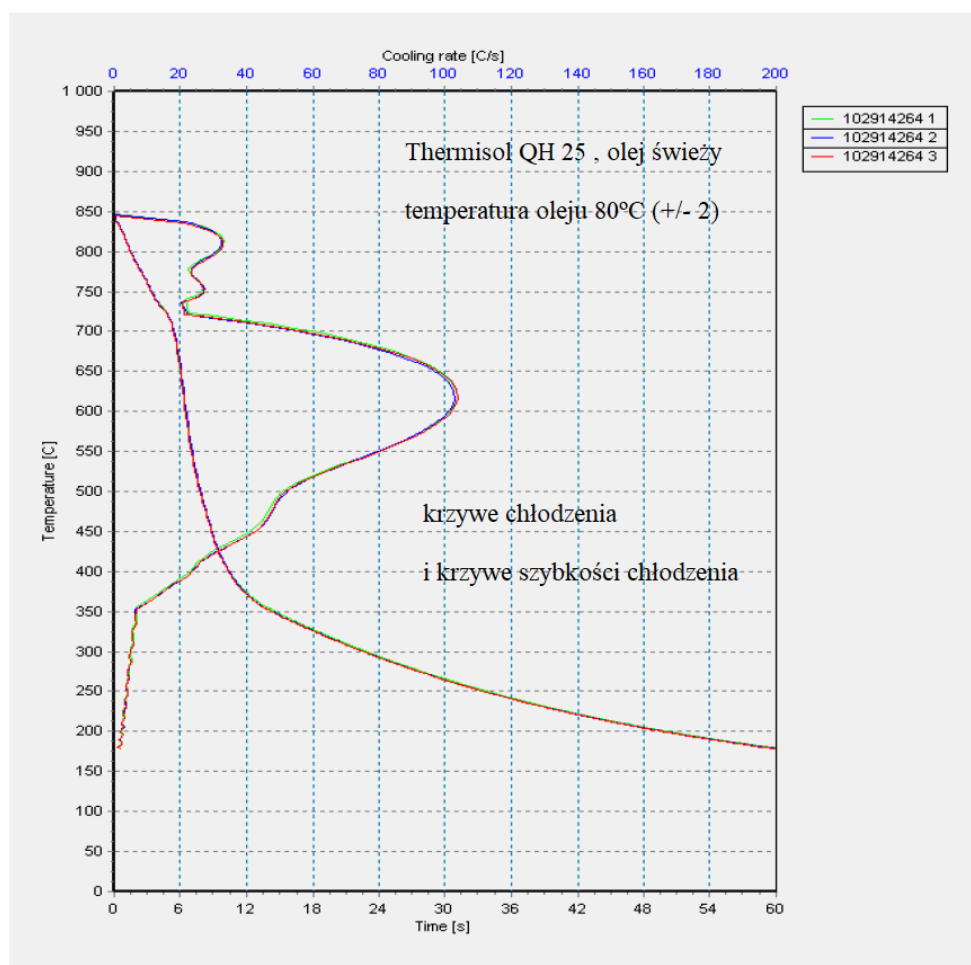
Pomiar krzywych chłodzenia dla oleju świeżego Thermisol QH 25 w temperaturze 40°C oraz 80°C przeprowadzono według normy PN-ISO 9950:2014-12 w laboratorium kontroli jakości firmy Fuchs w Gliwicach. Uzyskane krzywe i szybkości chłodzenia wraz z charakterystycznymi parametrami przedstawiono na rysunku 51 oraz 52 [167].



Szybkości i czasy chłodzenia

Nazwa	Vmax [°C/s]	Tvmax[°C]	V300[°C]	t→600[s]	t→400[s]	t→200[s]
102536455 40 1	102,5	617,0	5,5	7,0	11,0	45
102536455 40 2	102,5	618,5	5,5	7,0	11,0	45
102536455 40 3	102,0	621,5	5,5	6,5	11,0	45

Rys. 51. Krzywe chłodzenia i szybkości chłodzenia dla oleju Thermisol QH 25 w temperaturze 40°C



Szybkości i czasy chłodzenia

Nazwa	Vmax [°C/s]	Tvmax[°C]	V300[°C]	t→600[s]	t→400[s]	t→200[s]
102914564 1	103,5	626,0	5,5	6,5	10,5	50
102914264 2	103,0	622,5	5,5	6,5	10,5	50
102914264 3	103,5	613,5	5,5	6,5	10,5	50

Rys. 52. Krzywe chłodzenia i szybkości chłodzenia dla oleju Thermisol QH 25 w temperaturze 80°C

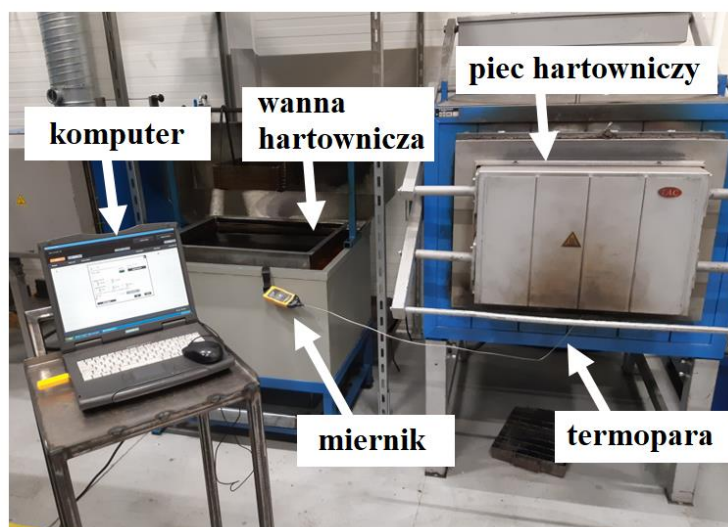
Dla potrzeb eksperymentu zaprojektowano własną koncepcję pomiaru cyklu cieplnego z krzywą chłodzenia w powietrzu, wodzie oraz oleju Thermisol QH 25 o temperaturze 20°C i 80°C, będącego na wyposażeniu stanowiska doświadczalnego (olej w eksploatacji około jednego roku). Do rejestracji przebiegu temperatury podczas nagrzewania, wytrzymania oraz chłodzenia sondy wykorzystano termoparę typu K o średnicy 3 mm i zakresie pomiarowym od -40°C do +1200°C. Termopara została wmontowana (wciśnięta) w środek stalowej płytki (sondy) o wymiarach 6 x 20 x 20 mm. Sposób umiejscowienia termopary w płytce przedstawiono na rysunku 53. Płytką została wykonana z materiału 40CrMnMoS8-6 (DIN 1.2312), którego współczynnik przewodzenia

ciepła wynosi około 30 W/(mK) [164] i jest zbliżony do współczynnika przewodzenia dla stali 22MnB5 [165, 166]. Wybór grubości płytki 6 mm był celowy i odpowiadał możliwie największej grubości materiału jaka może wystąpić w produkcji części strukturalnych dla nadwozia samochodowego. Dodatkowo grubość sondy 6 mm umożliwiła uzyskanie szybkości nagrzewania około 10°C/s, w zakresie temperatur 50 - 850°C, odtwarzając w ten sposób warunki zbliżone do przemysłowych. Zarejestrowaną krzywą nagrzewania wykorzystano w badaniach dylatometrycznych.



Rys. 53. Sposób umieszczenia termopary w płytce stalowej

Stanowisko doświadczalne przedstawione na rysunku 54, do rejestracji eksperymentalnych cykli cieplnych oraz przeprowadzania obróbki cieplnej próbek, składało się z następujących elementów: piec komorowy, wanna hartownicza z olejem Thermisol QH 25, pojemnik z wodą (z instalacji wodociągowej), sonda z zamontowaną termoparą, bezprzewodowy moduł (miernik) temperaturowy firmy Fluke (K-Type t3000) oraz komputer z oprogramowaniem firmy Fluke umożliwiającym importowanie i obróbkę wyników pomiarowych.



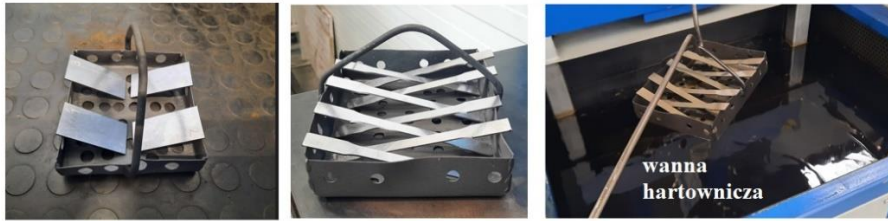
Rys. 54. Stanowisko doświadczalne do pomiaru eksperymentalnych cykli cieplnych oraz przeprowadzania obróbki cieplnej próbek

Wanna hartownicza była wyposażona w elementy grzejne do podgrzewania oleju oraz pompę zapewniającą cyrkulację chłodziwa w obiegu. Zbiornik z wodą nie posiadał systemu cyrkulacji, dlatego przed każdym kolejnym cyklem hartowania następowało naturalne schładzanie wody do temperatury otoczenia (około 20°C).

#### **4.5. Sposób przeprowadzenia obróbki cieplnej próbek eksperymentalnych**

Próbki do badań jednoosiowego rozciągania, do badań trójpunktowego gięcia oraz części eksperymentalne (wytłoczki) hartowano według tych samych parametrów: nagrzewanie 240 s, wytrzymanie 240 s oraz chłodzenie w wodzie o temperaturze pokojowej oraz oleju o temperaturze 20°C i 80°C. Na rysunku 55 przedstawiono sposób ułożenia próbek w koszu podczas przeprowadzania prób hartowania.





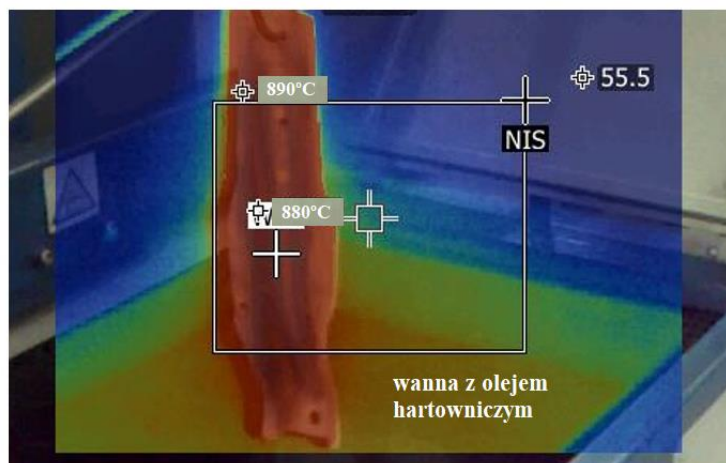
Rys. 55. Sposób ułożenia próbek w koszu hartowniczym

Transport wytłoczki z pieca do wanny hartowniczej odbywał się przy pomocy uchwytu wykonanego z drutu stalowego, co przedstawiono na rysunku 56.



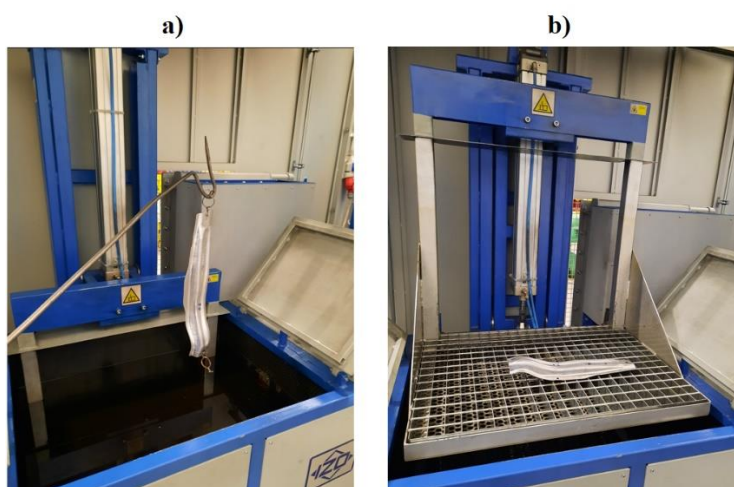
Rys. 56. Sposób mocowania i transportu części z pieca do wanny hartowniczej

Do monitorowania rozkładu temperatury na powierzchni części podczas transportu z pieca do wanny hartowniczej wykorzystano kamerę termowizyjną firmy Fluke. Jeden z zarejestrowanych obrazów rozkładu temperatury dla części po wyciągnięciu z pieca przedstawiono na rysunku 57. Średnia szybkość chłodzenia powierzchni wytłoczki w spokojnym powietrzu podczas transportu z pieca do wanny hartowniczej wynosiła  $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ .



Rys. 57. Wyniki pomiaru temperatury wytłoczki przed hartowaniem przy użyciu kamery termowizyjnej

Rysunek 58 przedstawia sposób zanurzania części eksperymentalnej w układzie pionowym i poziomym.



Rys. 58. Sposób zanurzania części eksperymentalnej: a) układ pionowy, b) układ poziomy

Hartowanie w układzie poziomym odbywało się przy użyciu opuszczanej pneumatycznie windy (rusztu). Zastosowanie dwóch orientacji części podczas hartowania pozwoliło na głębszą analizę odchyłek hartowniczych dla wytłoczek podczas chłodzenia, w zależności od kierunku przebiegu przemiany martenzytycznej oraz powstających naprężeń hartowniczych.

Stanowisko doświadczalne z wycłózkami eksperymentalnymi po obróbce cieplnej przedstawiono na rysunku 59.



Rys. 59. Stanowisko doświadczalne z wycłózkami po obróbce cieplnej

#### **4.6. Metodyka badań dylatometrycznych**

Badania dylatometryczne przeprowadzono w Sieć Badawcza Łukasiewicz - Górnośląskim Instytucie Technologicznym w Gliwicach na dylatometrze DIL 805 A/D/T produkcji firmy TA Instruments. Dylatometr ten umożliwia badania przemian fazowych austenitu nieodkształconego i odkształconego w wyniku ściskania próbek pełnych lub rozciągania próbek okrągłych i płaskich (badania blach). Oprócz systemu pomiarowego zmian wymiarowych w kierunku wzdłużnym (LVDT) dylatometr jest wyposażony również w optyczny (bezstykowy, laserowy) system pomiaru zmiany poprzecznych wymiarów próbki podczas wykonywania zaprogramowanego cyklu cieplnego. Dylatometr jest wyposażony także w układ, pozwalający na dokładne wyznaczenie współczynnika rozszerzalności liniowej. W dylatometrze jest możliwy niezależny pomiar temperatury w trzech punktach próbki.

Wszystkie badania dylatometryczne wykonano na próbkach, wyciętych z materiału wyjściowego, o orientacyjnych wymiarach 1,5 x 4,1 x 10,1 mm.

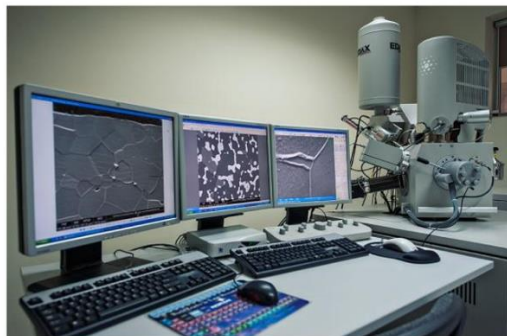
Pierwszy etap badań dylatometrycznych obejmował wyznaczenie temperatur krytycznych oraz opracowanie wykresu CTPc, przy założeniu czasu nagrzewania 240 s i czasu austenitizowania 240 s według programu zbudowanego na podstawie zarejestrowanych na stanowisku doświadczalnym (rozdział 4.4, rysunek 54) krzywych nagrzewania oraz wytrzymania. Następnie chłodzenie próbek dylatometrycznych odbywało się z trzynastoma stałymi szybkościami.

Szacunkowe zawartości poszczególnych składników struktury, powstałych przy każdej z trzynastu szybkości chłodzenia, wyznaczono stosując regułę dźwigni.

W drugim etapie przeprowadzono również badania na podstawie zarejestrowanych eksperymentalnych cykli obróbki cieplnej (czas nagrzewania 240 s, czas austenitizowania 240 s), przy czym chłodzenie odbywało się według zarejestrowanych na stanowisku doświadczalnym (rozdział 4.4, rysunek 54) krzywych chłodzenia w wodzie, oleju o temperaturze 20°C oraz w spokojnym powietrzu.

#### **4.7. Metodyka badań mikrostruktury z zastosowaniem mikroskopii elektronowej (SEM, TEM, EBSD)**

Badania mikrostruktury zostały przeprowadzone za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego SEM (ang. Scanning Electron Microscope) Inspect F firmy FEI. Obserwacje prowadzono przy użyciu detekcji elektronów wtórnych SE. Do badań mikrostruktury zastosowano napięcie o wartości 15 kV oraz odległość roboczą wynoszącą 10 mm. Fotografie mikroskopu przedstawiono na rysunku 60.



Rys. 60. Skaningowy mikroskop elektronowy Inspect F firmy FEI

Badania strukturalne prowadzono na próbkach w postaci poprzecznych zglądów metalograficznych, wyciętych z płaskich arkuszy oraz wytłoczek po przeróbce plastycznej na zimno i po obróbce cieplnej. Pierwszym etapem preparatyki było inkludowanie uprzednio wyciętych próbek w żywicy epoksydowej oraz poddanie obróbce mechanicznej powierzchni poprzez szlifowanie oraz polerowanie. Zglądy metalograficzne były szlifowane na tarczy o wielkości ziaren 220. Następnie zostały poddane polerowaniu z wykorzystaniem pasty diamentowej o gradacji: 9 $\mu$ m, 3 $\mu$ m oraz 1 $\mu$ m. W celu ujawnienia cech mikrostruktury, próbki trawiono w 1% Nitalu, przez około 10 sekund.

Badania metodą transmisyjnej elektronowej mikroskopii TEM (ang. Transmission Electron Microscopy) przeprowadzono przy pomocy ultrawysokorozdzielczego skaningowo-transmisyjnego mikroskopu elektronowego TITAN 80-300. Badania wykonano dla próbki pobranej z wytłoczki hartowanej w oleju o temperaturze 20°C, z której wykonano cienką folię z wykorzystaniem polerowania elektrolitycznego.

Wielkość ziarna byłego austenitu wyznaczono w oparciu o badania metodą dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych EBSD (ang. Electron Backscatter Diffraction) dla próbki nagrzewanej przez 240 s, wygrzewanej 240 s i chłodzonej w oleju o temperaturze 20°C. Obszar analizy obejmował powierzchnię o wymiarach 227,4 x 518,1  $\mu$ m. Analizę wykonano przy napięciu przyspieszającym wiązki 20kV i kącie nachylenia powierzchni próbki wynoszącym 20° w stosunku do kierunku padania wiązki elektronów. Krok analizy wynosił 0,6  $\mu$ m. Obróbkę uzyskanych wyników przeprowadzono z wykorzystaniem oprogramowania TSL OIM Analysis 5. W tym zakresie wykonano standaryzację parametru Confidence Index (CI) oraz zastosowano kolejno metody „Neighbor Orientation Correlation” i „Grain Dilation” w odniesieniu do punktów analizy, dla których parametr CI był mniejszy niż 0,1 [168]. Następnie zastosowano rekonstrukcję granic ziarn byłego austenitu (Parent Grain Reconstruction). Ziarno zdefiniowano przyjmując kątową tolerancję ziarna (Grain Tolerance Angle) wynoszącą 15° oraz minimalną wielkość ziarna wynoszącą 2 punkty. W odniesieniu do uzyskanych wyników wyznaczono mapy odwrotnych figur biegunowych (ang. Inverse Pole Figure – IPF) oraz rozkłady wielkości ziarn byłego austenitu.

W ramach pracy wykonano również badania EBSD próbek po chłodzeniu w wodzie oraz w oleju o temperaturze 80°C. Analizy obejmowały każdorazowo obszar 130 x 57 µm. Zastosowano krok analizy 0,2 mm. Korekcję punktów analizy wykonano w oparciu o standaryzację parametru CI oraz pojedynczą dylatację (ang. Grain dilation) stosując ustawienia: minimalna wielkość ziarna 2 piksele oraz kąтова tolerancja ziarna 5°. W oparciu o uzyskane wyniki badań wyznaczono mapy odwrotnych figur biegunowych, prezentujące orientację krystalograficzną składników struktury, mapy Image Quality wraz z naniesionymi kątami dezorientacji granic, rozkłady kątów dezorientacji oraz rozkłady wielkości listew martenzytu, wyrażone jako odległość pomiędzy listwami. Wielkości te wyrażono metodą siecznych lub przekrojów liniowych (ang. line intercept method).

Badania SEM, TEM, EBSD przeprowadzono w Sieć Badawcza Łukasiewicz – Górnośląskim Instytucie Technologicznym w Gliwicach.

## **4.8. Metodyka badań właściwości mechanicznych**

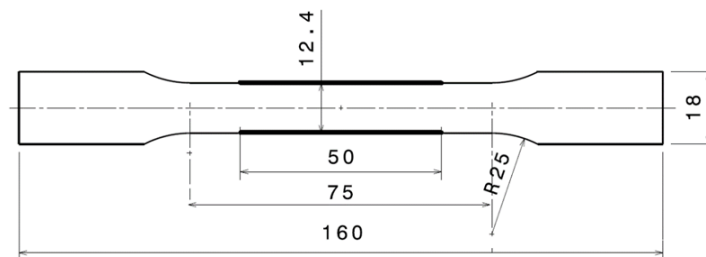
### **4.8.1. Statyczna próba jednoosiowego rozciągania**

Statyczne próby jednoosiowego rozciągania wykonano przy użyciu maszyny wytrzymałościowej Zwick/Roell Allroundline Z250 w laboratorium badawczym firmy Kirchhoff Automotive. Analizę uzyskanych wyników przeprowadzono z wykorzystaniem oprogramowania testXpert III, również firmy Zwick. Stanowisko badawcze do prób wytrzymałościowych przedstawiono na rysunku 61.



Rys. 61. Stanowisko badawcze do prób wytrzymałościowych

W próbach rozciągania zastosowano ekstensometr do pomiaru wydłużenia. Próby przeprowadzono zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1:2020-05 [169], a próbki A50 wykonano wg normy DIN 50125 [170]. Wymiary i kształt próbki przedstawiono na rysunku 62.



Rys. 62. Wymiary i kształt płaskiej próbki do badań właściwości mechanicznych

Próby jednoosiowego rozciągania przeprowadzono dla próbek obrobionych cieplnie według parametrów (nagrzewanie 240 s, austenitowanie 240 s w temperaturze 940°C) przedstawionych na rysunku 77 oraz hartowanych zanurzeniowo w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C na stanowisku doświadczalnym przedstawionym na rysunku 54 oraz 55.

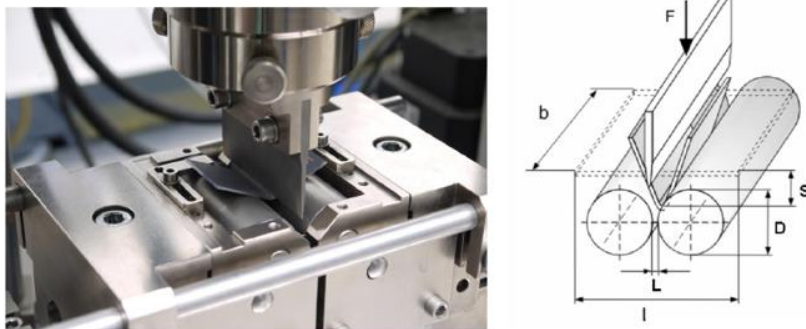
Na podstawie punktów charakterystycznych wykresu rozciągania wyznaczono właściwości mechaniczne badanego materiału: umowną granicę plastyczności  $R_{p0.2}$ , wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$ , wydłużenie jednorodne  $A_g$ , wydłużenie całkowite  $A_{50}$ , pracę

odkształcenia  $W_{F_{max}}$  przy maksymalnej sile oraz pracę  $W_{max}$  w momencie zerwania próbki. Pracę odkształcenia materiału  $W_{F_{max}}$  od początku obciążenia do maksymalnej siły oraz pracę  $W_{max}$  do momentu zerwania próbki wyznaczono całkując pole powierzchni pod krzywą rozciągania. Próby przeprowadzono na pięciu próbkach dla każdego wariantu obróbki cieplnej i materiału w stanie wyjściowym.

Przedział ufności CI (ang. Confidence Interval) dla średniej wyników oszacowano na poziomie ufności 0,95.

#### 4.8.2. Statyczna próba trójpunktowego gięcia

Statyczne próby trójpunktowego gięcia wykonano za pomocą maszyny wytrzymałościowej Zwick/Roell Allroundline Z250 w laboratorium badawczym firmy Kirchhoff Automotive. Próby wykonano zgodnie z normą VDA 238-100 [171] przy użyciu przyrządu przedstawionego na rysunku 63. Do badań wykorzystano próbki płaskie o wymiarach 30 x 60 mm.



Rys. 63. Przyrząd do prób trójpunktowego gięcia oraz schemat samej próby

Próby trójpunktowego gięcia przeprowadzono, podobnie jak dla prób jednoosiowego rozciągania, dla próbek obrobionych cieplnie według parametrów (nagrzewanie 240 s, austenitizowanie 240 s w temperaturze 940°C) przedstawionych na rysunku 77 oraz hartowanych zanurzeniowo w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C na stanowisku doświadczalnym przedstawionym na rysunkach 54 oraz 55. Dla celów porównawczych,



wykonano również gięcie próbek z materiału w stanie wyjściowym. Dla każdego wariantu wykonano po pięć prób.

Na podstawie punktów charakterystycznych wykresu gięcia wyznaczono właściwości badanego materiału, maksymalną siłę gięcia  $F_{max}$ , pracę odkształcenia  $W_{F_{max}}$  oraz  $W_{(switch-off)}$  dla próbek w stanie wyjściowym i po obróbce cieplnej zrealizowanej dla każdego wariantu chłodzenia w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C. Zgodnie z normą, zatrzymanie próby (ang. switch-off) odbyło się w momencie uzyskania spadku maksymalnej siły gięcia  $F_{max}$  o wartość 60 N. Pracę (energia zaabsorbowana przez materiał) odkształcenia materiału  $W_{F_{max}}$  oraz  $W_{(switch-off)}$ , odpowiednio od początku obciążenia do osiągnięcia największej siły gięcia oraz do momentu zatrzymania próby, wyznaczono całkując pole powierzchni pod krzywą gięcia.

Przedział ufności CI dla średniej wyników oszacowano na poziomie ufności 0,95.

Pomiar kąta gięcia  $\alpha$  dla  $F_{max}$  obliczono wg wzorów (1), (2), (3), (4) [172]:

$$\alpha = 2 \cdot (-Arc \tan(\frac{\sqrt{(R+a)^2 - ((\frac{-\sqrt{h^2 - 4g \cdot i - h}}{2g} + (R + \frac{L}{2}))^2 - (R+a-S))} - (R+a-S)}{-h - \sqrt{h^2 - 4g \cdot i}}) \cdot \frac{180}{PI}) \quad (1)$$

gdzie:

$$g = (R + \frac{L}{2})^2 + (R + a - S)^2 \quad (2)$$

$$h = 2(R+a)^2 \cdot (-R + \frac{L}{2}) + 2(R + \frac{L}{2})^3 - 2(R+a-S)^2 \cdot (-R + \frac{L}{2}) \quad (3)$$

$$i = (R+a)^4 - 2(R+a)^2 \cdot (R + \frac{L}{2})^2 - (R+a-S)^2 \cdot (R+a)^2 + (R+a-S)^2 \cdot (R + \frac{L}{2})^2 + (R + \frac{L}{2})^4 \quad (4)$$

R- promień rolki, mm

a - grubość materiału, mm

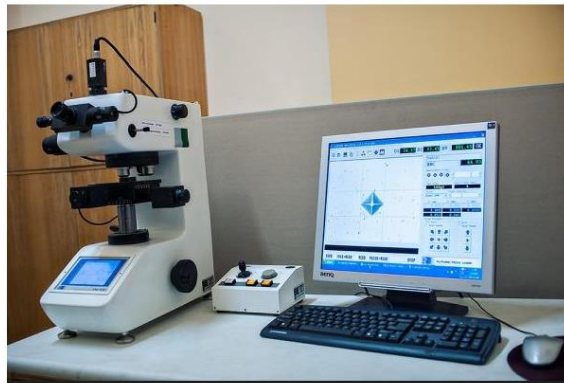
S – przemieszczenie stempla, mm

L – odległość rolek, mm

Podczas procesu gięcia wewnętrzna i zewnętrzna warstwa materiału jest poddawana odpowiednio naprężeniom ściskającym i rozciągającym. Gdy obciążenie zginające osiągnie wartość maksymalną, zewnętrzna powierzchnia materiału ulega naprężeniu rozciągającemu i zaczyna pękać, a kąt gięcia w tym czasie osiąga wartość maksymalną  $\alpha_{Fmax}$ . Ponieważ  $\alpha_{Fmax}$  charakteryzuje właściwości zginania materiałów, wiele firm motoryzacyjnych na świecie wykorzystuje również  $\alpha_{Fmax}$  jako wskaźnik do pomiaru właściwości mechanicznych materiałów.

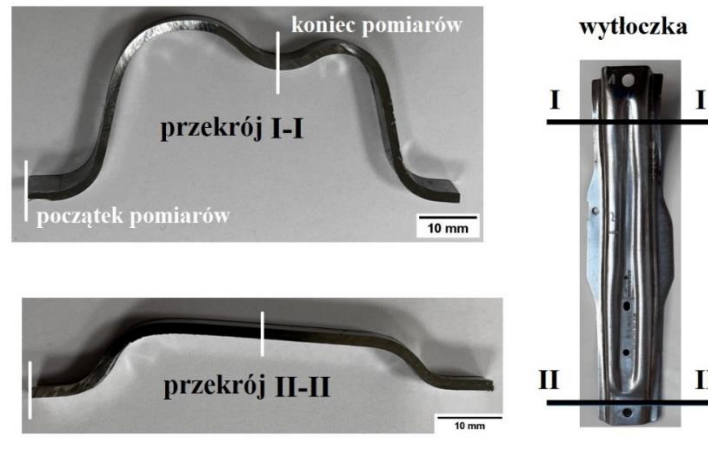
### 4.8.3. Badanie twardości metodą Vickersa HV

Pomiary twardości metodą Vickersa (HV) przeprowadzono w Sieć Badawcza Łukasiewicz - Górnośląskim Instytucie Technologicznym w Gliwicach przy użyciu mikrotwardościomierza Future-Tech FM-700. Badania realizowano zgodnie z normą PN-EN ISO 6507-1 [173]. Pomiary wykonano przy wartości obciążenia wgłębnika wynoszącej 4,903 N (0,5kgf). Stanowisko do pomiaru twardości przedstawiono na rysunku 64. Pomiary twardości prowadzono na próbkach po wypolerowaniu.



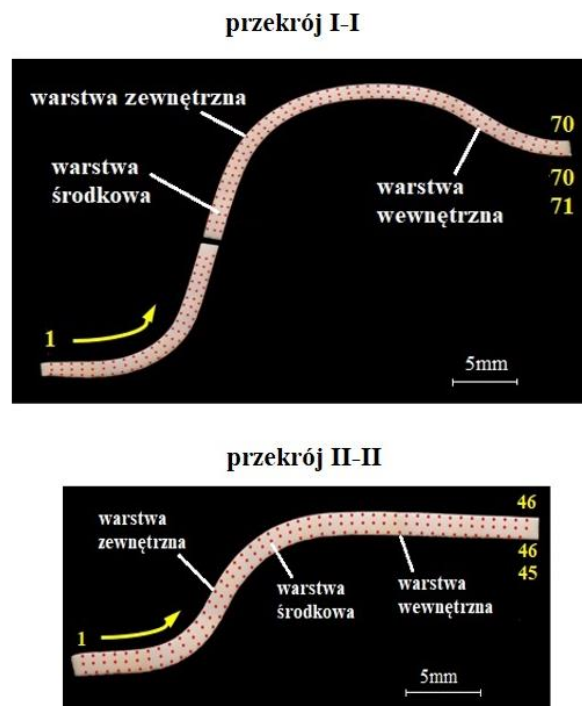
Rys. 64. Stanowisko do pomiaru twardości metodą Vickersa

Dla części eksperymentalnych przeprowadzono pomiary twardości w dwóch przekrojach poprzecznych pokazanych na rysunku 65.



Rys. 65. Oznaczenie przekrojów dla pomiaru twardości HV0,5 wytłoczki eksperymentalnej

Pomiary realizowano według ustalonej ścieżki punktów pomiarowych przedstawionych na rysunku 66.



Rys. 66. Oznaczenie ścieżki punktów pomiarowych przy pomiarze twardości wytłoczki eksperymentalnej na przekroju I-I oraz II-II

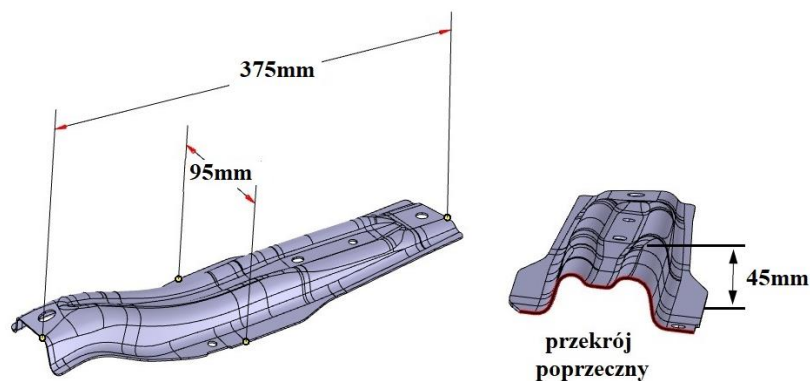
Ścieżki punktów pomiarowych spełniały wymagania normy w zakresie minimalnego odstępu odcisku wgłębnika od brzegów próbki oraz pomiędzy kolejnymi miejscami pomiaru.

## 4.9. Projektowanie procesu przeróbki plastycznej na zimno dla wytłoczki eksperymentalnej

Jednym z ważnych etapów przygotowania programu badawczego był wybór kształtu i wielkości wytłoczki eksperymentalnej, tak aby możliwe było szczegółowe zbadanie procesu przeróbki plastycznej na zimno, obróbki cieplnej oraz właściwe przeprowadzenie pomiarów odchyłek powierzchni wytłoczki przed i po hartowaniu. Do badań eksperymentalnych wybrano detal o kształcie zbliżonym do kształtu słupka B, jednak jego gabaryty zostały zmniejszone do rozmiarów umożliwiających przeprowadzenie obróbki cieplnej, wykorzystując dostępną przestrzeń (komorę) pieca grzewczego. Przy wyborze geometrii wytłoczki uwzględniono dwa kryteria: długość w przedziale 350 - 400 mm, wysokość oraz szerokość w zakresie 40 – 100 mm.

### 4.9.1. Charakterystyka i specyfikacja jakościowa wytłoczki

Kształt oraz gabaryty wytłoczki eksperymentalnej (długość: 375 mm, szerokość: 95 mm, wysokość: 45 mm) przedstawiono na rysunku 67.

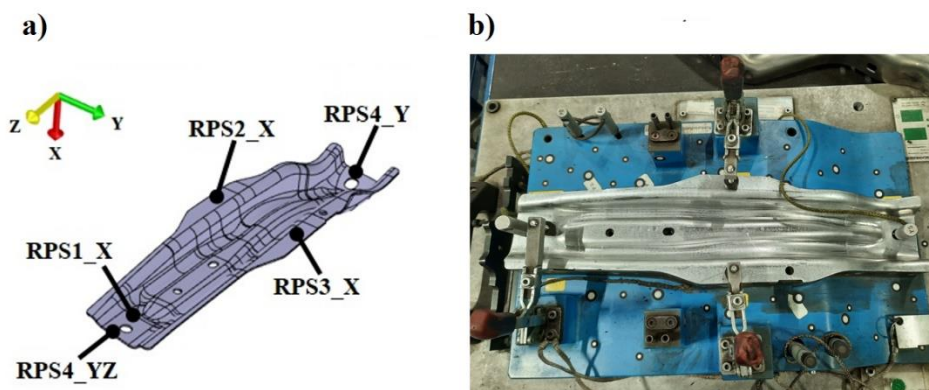


Rys. 67. Kształt i gabaryty wytłoczki eksperymentalnej

Wymagania jakościowe dla wytłoczki eksperymentalnej:

- pocienienie grubości materiału nieprzekraczające 20%,
- tolerancja powierzchni po tłoczeniu na zimno:  $\pm 0,5$  mm,
- tolerancja powierzchni po obróbce cieplnej:  $\pm 0,7$  mm,
- wskaźnik potencjalnej zdolności procesu tłoczenia na zimno większy od 1,67 ( $C_p > 1,67$ ), przy założeniu próby liczącej 35 sztuk; w czasie prób technologicznych narzędzia prototypowego wykonano małą partię produkcyjną wytłoczek w tłoczniku będącym nadal w fazie udoskonalenia,
- wskaźnik rzeczywistej zdolności procesu tłoczenia na zimno większy od 1,67 ( $C_{pk} > 1,67$ ); wskaźnik obliczono dla celów informacyjnych – proces nie został wycelowany, nie prowadzono kompensacji sprężynowania powrotnego na operacji formującej,
- wskaźnik potencjalnej i rzeczywistej zdolności procesu obróbki cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym większy od 1,67 ( $C_p > 1,67$  ;  $C_{pk} > 1,67$ ).

System odniesienia punktowego RPS (ang. Reference Point System), wykorzystany w pomiarach powierzchni wytłoczki przed i po obróbce cieplnej, przedstawiono na rysunku 68.



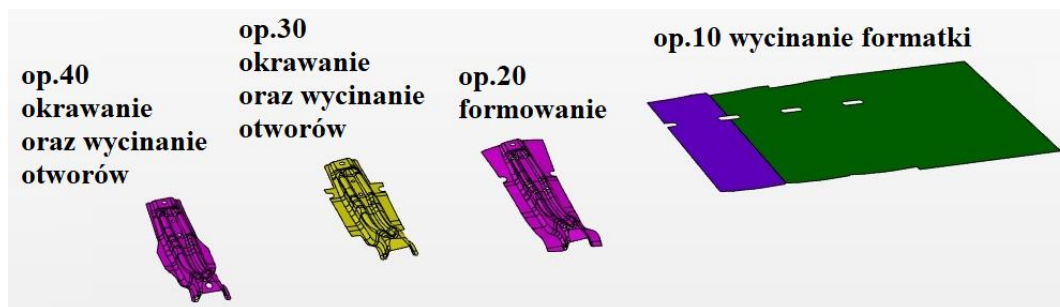
Rys. 68. System bazowania RPS dla wytłoczki eksperymentalnej: a) oznaczenia bazowania w układzie XYZ, b) sposób mocowania części na przyrządzie kontrolnym

Do określenia położenia i orientacji detalu w przestrzeni trójwymiarowej zastosowano powierzchnie RPS1\_X, RPS2\_X, RPS3\_X, otwór okrągły RPS4\_YZ oraz otwór podłużny RPS4\_Y. Odpowiednio zdefiniowany system RPS pozwolił na precyzyjne pomiary powierzchni wytłoczki przy pomocy skanera optycznego.

#### 4.9.2. Projekt tłoczniaka prototypowego

Dla wytłoczki eksperymentalnej zaprojektowano plan rozmieszczenia i kolejności poszczególnych operacji technologicznych, który przedstawiono na rysunku 69. Zakładał on 4 operacje:

- op. 10 – wycinanie płaskiej formatki kształtowej,
- op. 20 – formowanie kształtu wytłoczki,
- op. 30 – okrawanie oraz wycinanie trzech otworów,
- op. 40 - okrawanie oraz wycinanie dwóch otworów.



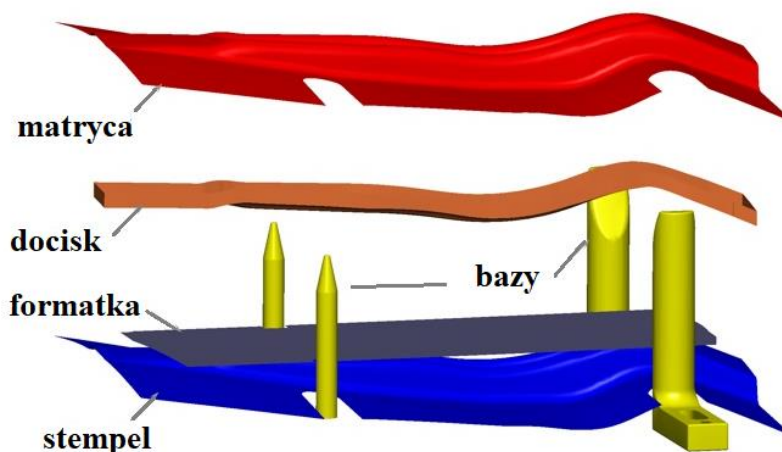
Rys. 69. Plan operacyjny tłoczniaka prototypowego

Odległość pomiędzy poszczególnymi operacjami wyniosła 350 mm, a szerokość i długość formatki odpowiednio 395 i 135 mm, przy założeniu minimalnej szerokości złomu na okrawanie 5 mm. Projekt zakładał zastosowanie narzędzia transferowego pracującego w trybie automatycznym.

### 4.9.3. Modelowanie numeryczne MES dla operacji formowania wytłoczki

W pracy zastosowano modelowanie numeryczne metodą elementów skończonych (MES) w celu zidentyfikowania obszarów, w których mogą wystąpić nadmierne pocienienia grubości materiału wytłoczki lub fałdy na powierzchni. Kryterium oceny wyników modelowania stanowiły: graniczna krzywa formowania FLC (ang. forming limit curve) oraz wykres uzyskanych wartości odkształcenia FLD (ang. forming limit diagram). Dodatkowo przeprowadzono modelowanie numeryczne sprężynowania powrotnego materiału (ang. springback) w celu uzyskania informacji o odchyłkach kształtu wytłoczki po procesie formowania i okrawania. Do obliczeń wykorzystano program PAM-STAMP firmy ESI Group.

Dla części eksperymentalnej przeprowadzono symulację MES z uwzględnieniem sekwencji operacji zaprojektowanych w planie operacyjnym. Na rysunku 70 przedstawiono koncepcję operacji formowania (op. 20), składającej się z modelu matrycy, stempla oraz docisku znajdującego się w środkowym obszarze części.



Rys. 70. Koncepcja sposobu formowania wytłoczki eksperymentalnej

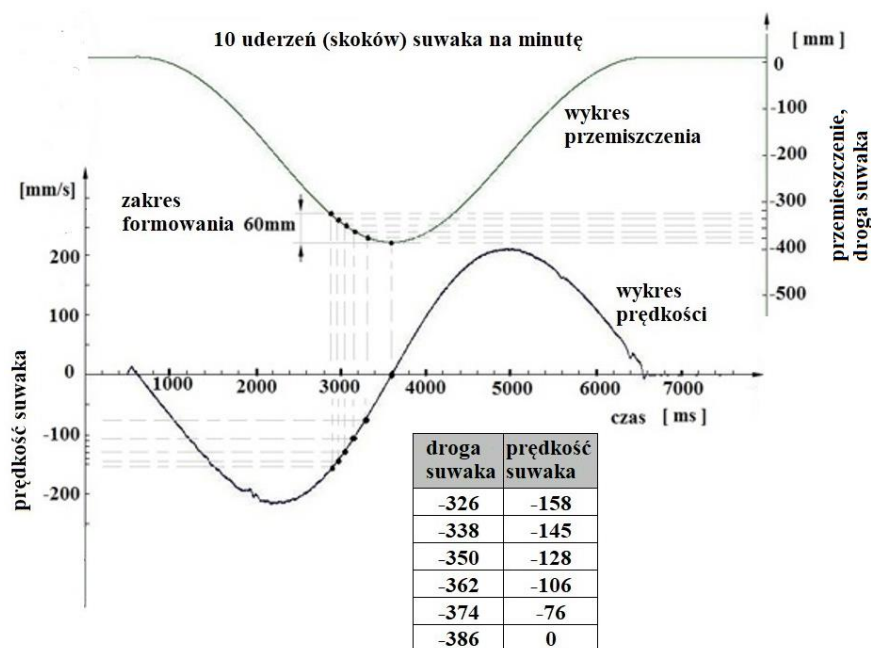
Koncepcja modelowania zawierała również 4 bazy, służące do pozycjonowania materiału (formatki) przed rozpoczęciem kształtowania części. Prawidłowe pozycjonowanie formatki

na dolnej stacji narzędzia miało kluczowe znaczenie dla zapewnienia stabilności i powtarzalności procesu odkształcania materiału.

#### 4.9.4. Stanowisko do prób technologicznych tłoczenia na zimno

Części eksperymentalne wykonano na stanowisku składającym się z prasy mechanicznej o nacisku 6000kN (~ 600 ton) oraz narzędzia eksperymentalnego. Całkowity nacisk prasy potrzebny do wytworzenia wytłoczek wyniósł 400 ton.

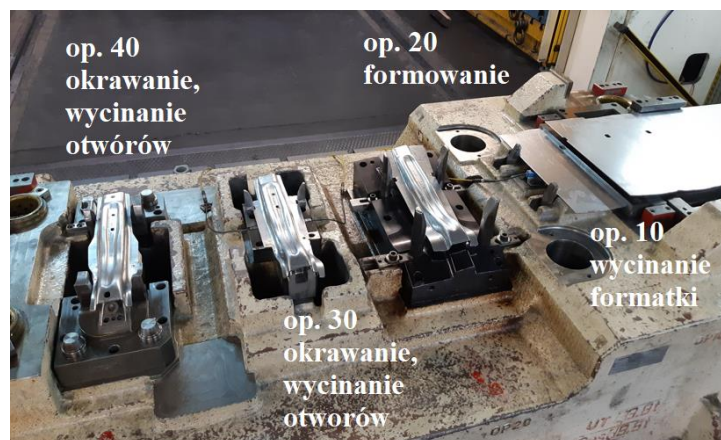
Podczas pierwszej próby tłoczniaka wykonano pomiar przemieszczenia suwaka prasy w funkcji czasu dla pełnego cyklu uderzenia prasy. Do tego celu wykorzystano specjalistyczny przyrząd pomiarowy, tzw. dobiegometr firmy Jokab Safety. Przebieg krzywej ruchu suwaka prasy oraz prędkość suwaka w funkcji czasu, przy założeniu 10 uderzeń prasy na minutę przedstawiono na rysunku 71. Na podstawie wykresu można stwierdzić, że prędkość suwaka w momencie kontaktu z materiałem wyniosła 158 mm/s i zmniejszała się podczas zamykania narzędzia, a w momencie pełnego zamknięcia wyniosła 0 mm/s.



Rys. 71. Przebieg krzywej przemieszczenia oraz prędkości suwaka prasy w funkcji czasu dla 10 uderzeń prasy na minutę



Prototypowe narzędzie do prób tłoczenia na zimno przedstawiono na rysunku 72.



Rys. 72. Prototypowe narzędzie do tłoczenia na zimno części eksperymentalnych

Wytłoczki eksperymentalne zostały wyprodukowane z jednej partii materiału wyjściowego przy tym samym ustawieniu narzędzia i siły nacisku. Powierzchnia blachy przed formowaniem została pokryta niewielką ilością oleju do tłoczenia RENOFORM MCO 3802-SN firmy FUCHS w celu ochrony powłoki AlSi przed uszkodzeniem. Po wytworzeniu części, pozostałości oleju na powierzchni wytłoczek zostały usunięte.

## 4.10. Metodyka pomiaru odchyłek geometrii wytłoczki

Identyfikację odchyłek geometrii części eksperymentalnych po tłoczeniu na zimno oraz po obróbce cieplnej przeprowadzono stosując technikę skanowania 3D. Do oceny jakości detali po przeróbce plastycznej na zimno zastosowano wskaźniki zdolności procesu  $C_p$  oraz  $C_{pk}$ .

### 4.10.1. Skanowanie powierzchni wytłoczki

Skanowanie powierzchni wytłoczki przed i po obróbce cieplnej przeprowadzono przy pomocy ręcznego skanera HandyScan Black Elite firmy CREAFORM przedstawionego na

rysunku 73. Skaner ten przeznaczony jest do wykonywania szybkich pomiarów trójwymiarowych w celach inspekcyjnych oraz inżynierii odwrotnej.



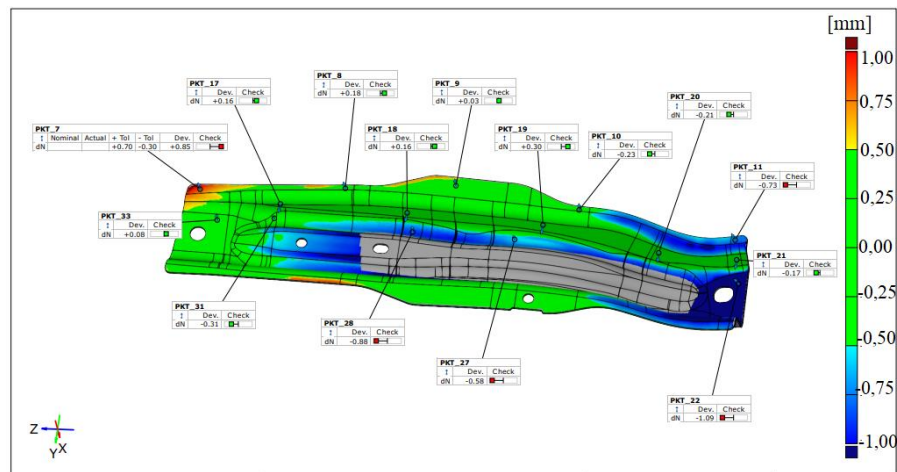
Rys. 73. Skaner ręczny HandyScan Black Elite firmy CREAFORM

Sposób podparcia wytłoczki podczas pomiaru przedstawiono na rysunku 74.



Rys. 74. Sposób podparcia wytłoczki podczas skanowania

Przykład raportu pomiarowego z odchyłkami powierzchniowymi dla wytłoczki po przeróbce plastycznej na zimno przedstawiono na rysunku 75.



Rys. 75. Raport pomiarowy z odchyłkami powierzchni detalu po tłoczeniu na zimno

Kolorowa mapa odchyłek pozwoliła w prosty sposób zidentyfikować odchyłki powierzchni części tłoczonej w porównaniu do nominalnego (referencyjnego) modelu CAD. Kolor czerwony lub żółty wyznaczał odchyłki dodatnie poza górną granicę specyfikacji (+0,5 mm), natomiast kolor niebieski ujemne odchyłki poza dolną granicę specyfikacji (-0,5 mm). Kolor zielony reprezentował miejsca, dla których odchyłki powierzchni znajdowały się w polu tolerancji +/-0,5 mm.

Uzyskane w ten sposób wyniki pomiarów powierzchni części po tłoczeniu na zimno posłużyły jako dane referencyjne do określenia odkształceń hartowniczych po obróbce cieplnej.

#### 4.10.2. Wskaźniki zdolności procesu $C_p$ , $C_{pk}$

Wynikiem procesu technologicznego jest rzeczywisty wyrób, którego odchyłki geometryczne powinny znajdować się we właściwych granicach tolerancji wymiarowych. Wyrób taki spełnia wtedy swoje funkcje aplikacyjne i jest uznawany za dobry. W przemyśle motoryzacyjnym wykorzystuje się wskaźniki  $C_p$  i  $C_{pk}$  do oceny zdolności procesów produkcyjnych. Wskaźnik  $C_p$  (zdolność potencjalna) przedstawia rozrzut procesu (rozproszenie wyników) w stosunku do pola tolerancji. Wskaźnik  $C_{pk}$  (zdolność rzeczywista) uwzględnia różnicę między wartością średnią a środkiem przedziału tolerancji i jest stosowany do oceny błędu "wycelowania" procesu [174, 175].

Wskaźniki  $C_p$  oraz  $C_{pk}$  służą do diagnozowania poszczególnych faz procesu technologicznego. Jeśli proces ma zdolność i jest sterowalny w granicach tolerancji, to spełnia warunek wdrożenia do produkcji seryjnej. Celem jest utrzymanie wartości średniej w pobliżu środka przedziału tolerancji przy niewielkim rozrzucie wyników.

Badanie zdolności procesu pozwala określić stopień spełnienia przez proces wymogów jakościowych. Kryterium jakościowym może być uzyskanie wartości wskaźników  $C_p$  i  $C_{pk}$  przynajmniej 1,33 (udział braków najwyżej 63 sztuki na milion). W motoryzacji najczęściej wartością docelową wskaźnika  $C_p$  jest 1,67 (statystycznie zaledwie 0,57 sztuk wadliwych na milion) [176, 177].

Szacując zdolność procesu, wskaźniki oblicza się zakładając, że proces podlega rozkładowi normalnemu.

Wskaźniki  $C_p$  oraz  $C_{pk}$  wylicza się według wzorów (5) oraz (6) [178, 179]:

$$C_p = \frac{USL - LSL}{6\sigma} \quad (5)$$

$$C_{pk} = \min \left\{ \frac{USL - \bar{x}}{3\sigma}, \frac{\bar{x} - LSL}{3\sigma} \right\} \quad (6)$$

gdzie:

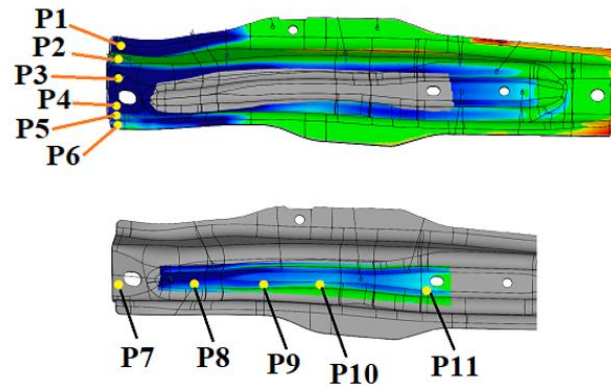
USL- górna granica tolerancji (ang. Upper Specification Limit)

LSL- dolna granica tolerancji (ang. Lower Specification Limit)

$\sigma$  - odchylenie standardowe

$\bar{x}$  - średnia arytmetyczna

Obliczenia wskaźników zdolności procesu wykonano dla 35 wytłoczek dla wyznaczonych charakterystycznych punktów pomiarowych przedstawionych na rysunku 76. Charakterystyczne punkty pomiarowe (P1÷P6, P7÷P11) na powierzchni części wybrano w miejscach szczególnie istotnych ze względu na proces zgrzewania, spawania oraz montażu. Miejsca te obejmowały przykładowo powierzchnie kontaktu (przylegania) części współpracujących.



Rys. 76. Charakterystyczne punkty pomiarowe na powierzchni wytłoczki eksperymentalnej

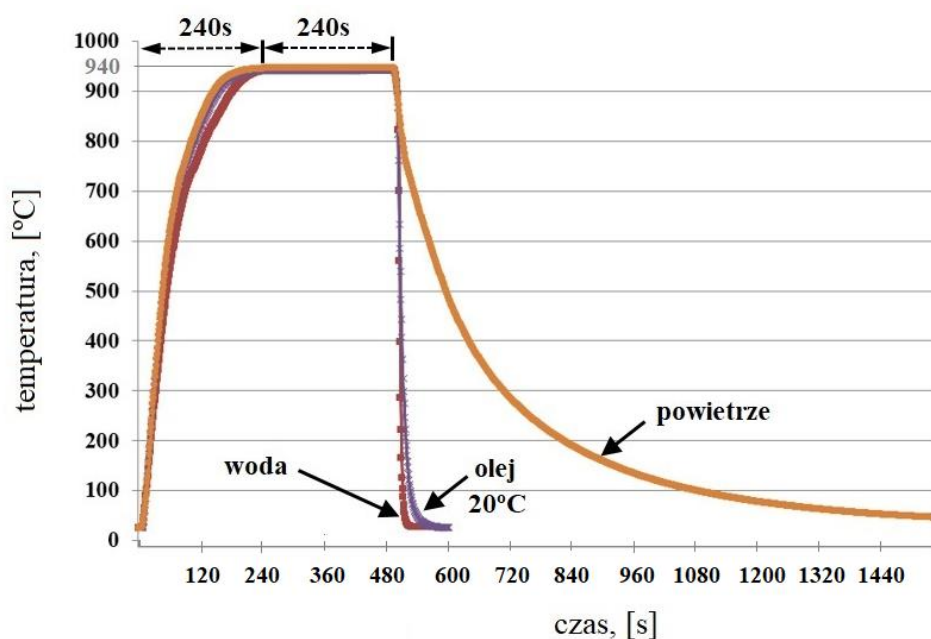
Detale po przeróbce plastycznej na zimno zostały zmierzone skanerem, a uzyskane raporty pomiarowe wraz z odchyłkami powierzchni punktów charakterystycznych posłużyły do obliczeń wskaźników zdolności procesu tłoczenia na zimno. Te same części zmierzone po przeróbce na zimno zostały poddane obróbce cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym i następnie zmierzone ponownie przy pomocy skanera. Różnice wartości odchyłek w punktach charakterystycznych na powierzchni części przed i po obróbce cieplnej są związane z odkształceniami hartowniczymi, które były przedmiotem analizy jakościowej wytłoczki eksperymentalnej.

## 4.11. Wyniki badań doświadczalnych

### 4.11.1. Wyniki badań dylatometrycznych

#### 4.11.1.1. Wykres CTP<sub>c</sub>

Dla potrzeb opracowania wykresu CTP<sub>c</sub> (Czas-Temperatura-Przemiana) przeprowadzono badania w sposób nietypowy. Nagrzewanie próbki z materiału 22MnB5 o wymiarach 1,5 x 4,1 x 10,1 mm wykonano w czasie 240 s, wytrzymanie w temperaturze 940°C w czasie 240 s, według programów zbudowanych na podstawie zarejestrowanych na stanowisku doświadczalnym (rozdział 4.4, rysunek 54) krzywych nagrzewania oraz wytrzymania. Krzywe te uzyskano w geometrycznym środku sondy (płytki) o wymiarach 6 x 20 x 20 mm i są one fragmentem eksperymentalnego cyklu obróbki cieplnej przedstawionego na rysunku 77. Chłodzenie w dylatometrze do temperatury otoczenia rozpoczynano w 480 sekundzie procesu, przy czym chłodzenie odbywało się z trzynastoma różnymi szybkościami chłodzenia.



Rys. 77. Eksperymentalny cykl obróbki cieplnej z chłodzeniem w wodzie, oleju o temperaturze 20°C oraz w powietrzu

Szczegółowe wyniki analizy dylatogramów dla każdej z trzynastu badanych szybkości chłodzenia zestawiono w Tabeli 5, a w Tabeli 6 zamieszczono szacunkowe udziały poszczególnych składników struktury, obliczone z reguły dźwigni, powstałych przy zastosowaniu określonej szybkości chłodzenia.

Tabela 5. Szczegółowe wyniki analizy dylatometrycznej doświadczeń do budowy wykresu CTPc

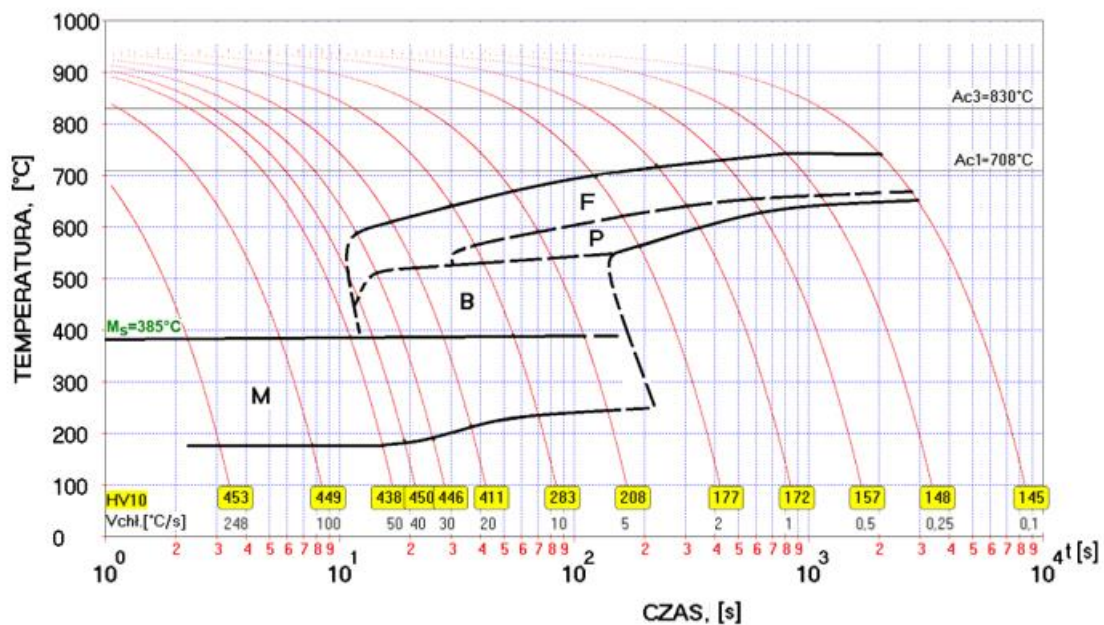
<b>Szybkość chłodzenia</b>	<b>M<sub>f</sub></b>	<b>M<sub>s</sub></b>	<b>B<sub>f</sub></b>	<b>B<sub>s</sub></b>	<b>P<sub>f</sub></b>	<b>P<sub>s</sub></b>
[°C/s]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]	[°C]
247,8	175	382	0	0	0	0
100,0	177	384	0	0	0	0
50,0	176	386	0	0	0	0
40,0	186	385	385	460	0	0
30,0	188	386	386	511	0	0
20,0	215	385	385	520	0	0
10,0	234	390	390	530	530	563
5,0	243	386	386	540	540	591
2,0	0	0	0	560	560	621
1,0	0	0	0	0	598	642
0,5	0	0	0	0	628	655
0,25	0	0	0	0	642	658
0,1	0	0	0	0	651	667

Tabela 6. Szacunkowe wyniki analizy udziału składników strukturalnych

<b>V<sub>chl</sub>, °C/s</b>	<b>M+A, %</b>	<b>B, %</b>	<b>P, %</b>	<b>F, %</b>
247,8	100			
100	100			
50	100			
39,8	89	10	-	~1
30	70	27	-	3
20	60	34	-	6
10	12	72	10	6
5	2,5	47,5	18	32
2			59,5	40,5
1			32	68
0,5			22,5	77,5
0,25			16,5	83,5
0,1			16,5	83,5

Stal 22MnB5 po chłodzeniu z temperatury austenitowania do temperatury otoczenia charakteryzowała się strukturą martenzytyczną, aż do szybkości chłodzenia 50°C/s włącznie. Dalsze spowolnienie chłodzenia spowodowało zajście przemiany bainitycznej i ferrytycznej, a poniżej 20°C/s również perlitycznej. Przy chłodzeniu z szybkościami równymi lub mniejszymi niż 2°C/s w strukturze występował tylko ferryt i perlit.

Opracowany wykres przemian fazowych przedstawiono na rysunku 78. Wartości temperatur charakterystycznych wyniosły:  $A_{c1}=708^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{c3}=830^{\circ}\text{C}$ ,  $M_s=385^{\circ}\text{C}$ ,  $M_f=176^{\circ}\text{C}$ .



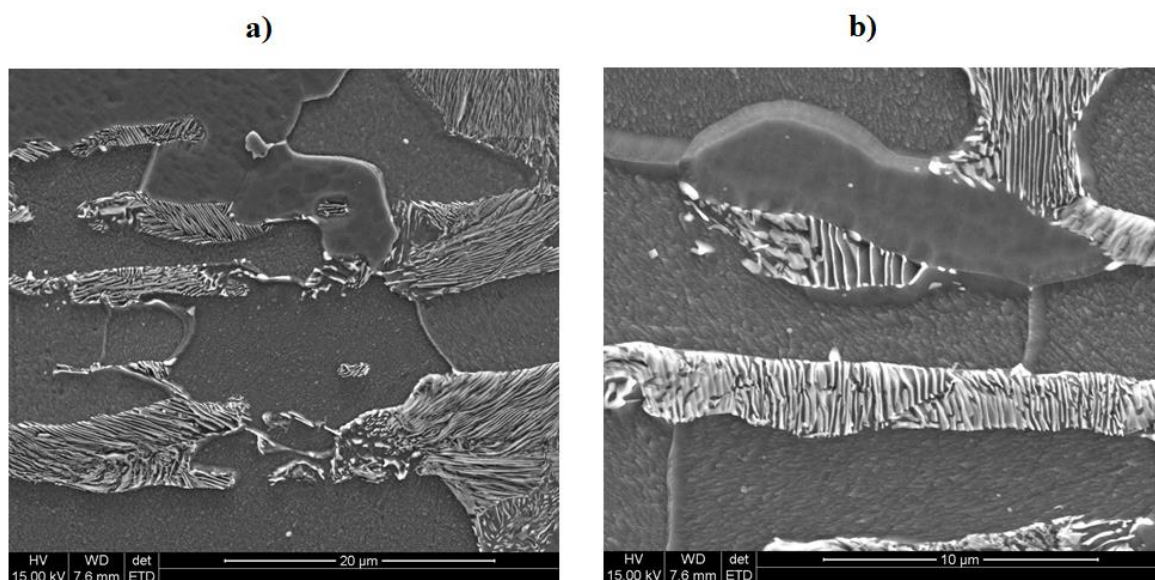
Rys. 78. Wykres przemian fazowych CTPc dla stali 22MnB5

Na podstawie wykresu przemian fazowych stwierdzono, że krytyczna szybkość chłodzenia wyniosła około 45°C/s dla próbki nagrzewanej w czasie 240 s oraz wygrzewanej przez 240 s w temperaturze austenitowania 940°C.

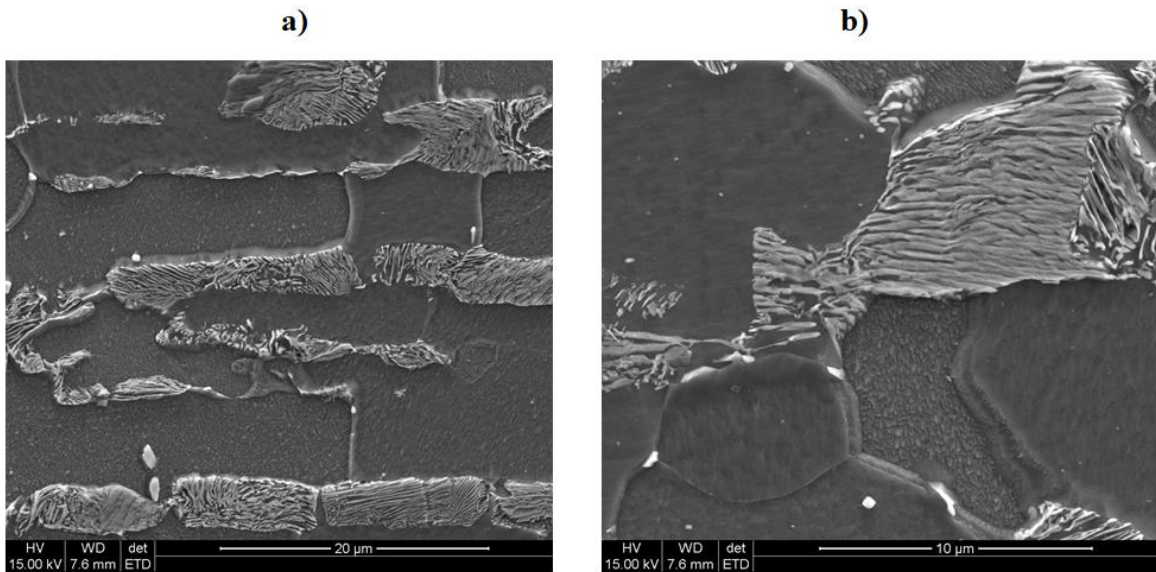


#### 4.11.1.2. Mikrostruktura oraz twardość

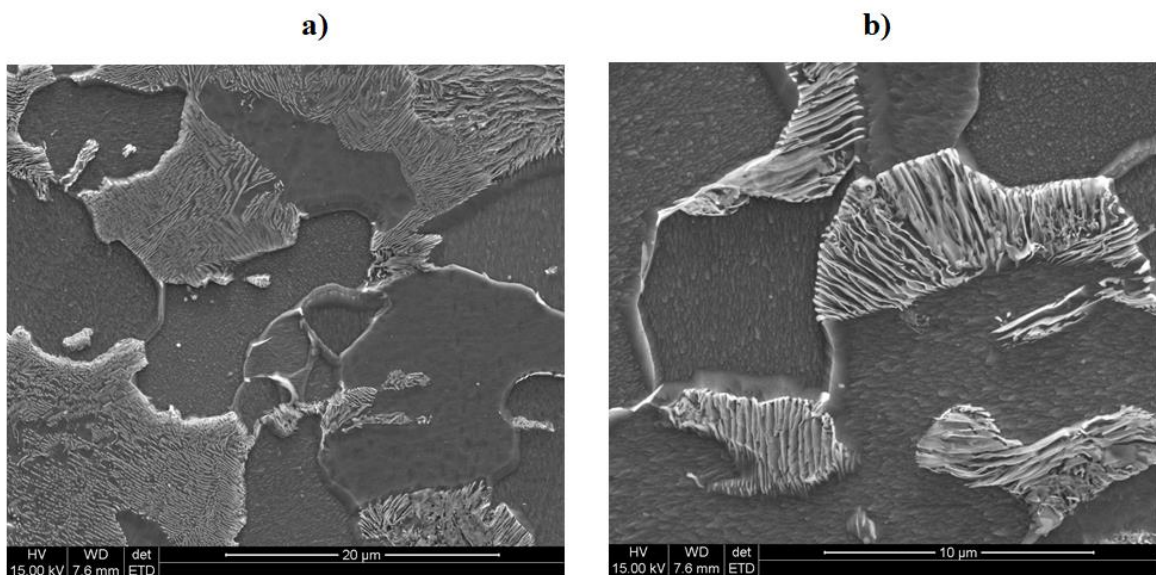
Przykłady mikrostruktury badanych próbek po badaniach dylatometrycznych z poszczególnymi szybkościami chłodzenia przedstawiono na rysunkach 79 - 91. Stal chłodzona z szybkością  $\leq 2^\circ\text{C/s}$  charakteryzowała się strukturą ferrytyczno – perlityczną (rysunki 79 - 83). W zakresie temperatur chłodzenia od  $5^\circ\text{C/s}$  do  $10^\circ\text{C/s}$  zaobserwowano składniki struktury takie jak bainit, martenzyt, ferryt oraz perlit (rysunki 84 – 85). Wraz ze wzrostem szybkości chłodzenia, począwszy od  $20^\circ\text{C/s}$ , blacha posiadała strukturę bainityczno – martenzytyczną z niewielką ilością ferrytu (rysunki 86 – 91), a powyżej szybkości chłodzenia  $50^\circ\text{C/s}$  strukturę martenzytyczną.



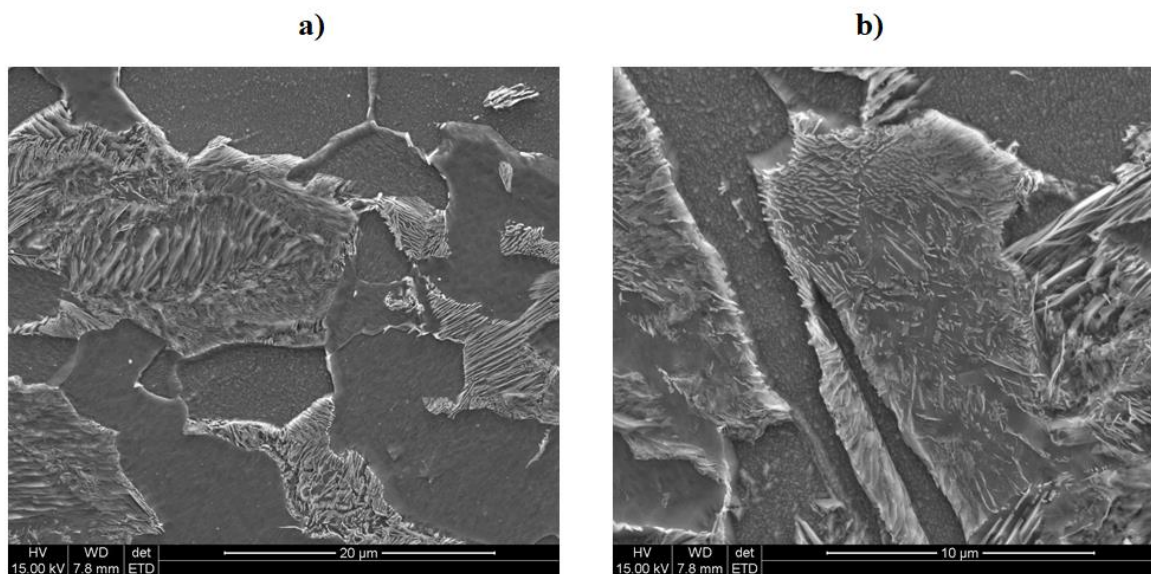
Rys. 79. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością  $0,1^\circ\text{C/s}$ : a) powiększenie 2000x, b) 5000x



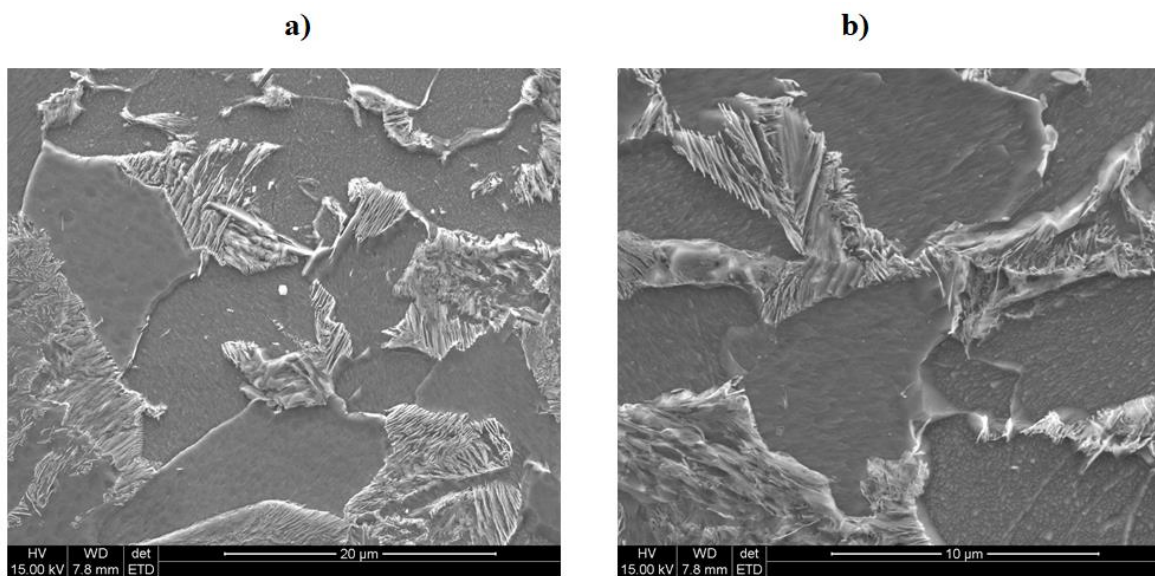
Rys. 80. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością  $0,25^{\circ}\text{C/s}$ : a) powiększenie 2000x, b) 5000x



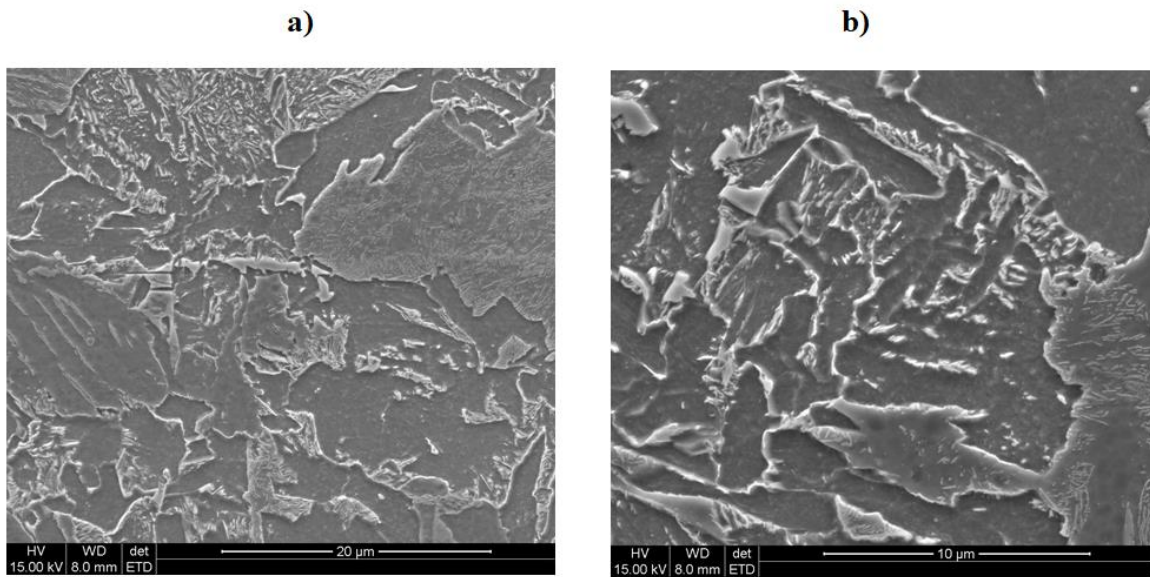
Rys. 81. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością  $0,5^{\circ}\text{C/s}$ : a) powiększenie 2000x, b) 5000x



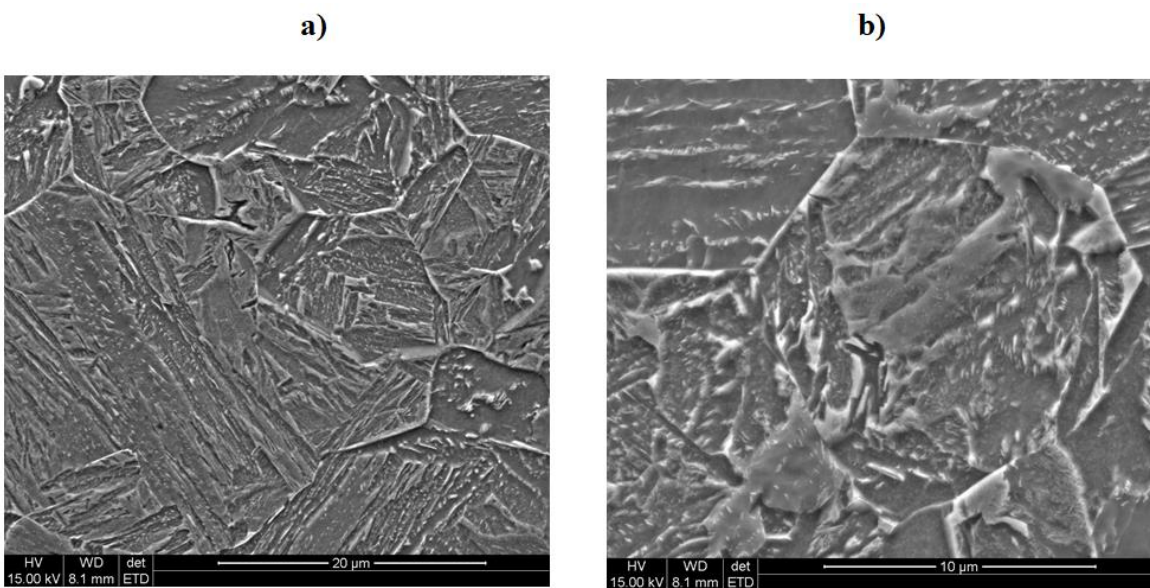
Rys. 82. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością 1°C/s: a) powiększenie 2000x, b) 5000x



Rys. 83. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością 2°C/s: a) powiększenie 2000x, b) 5000x

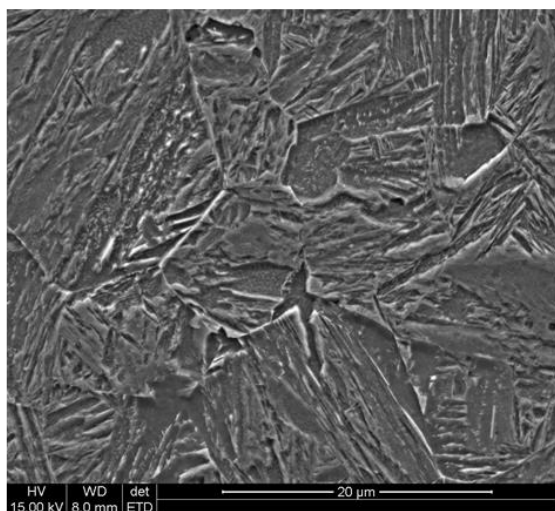


Rys. 84. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością 5°C/s: a) powiększenie 2000x, b) 5000x

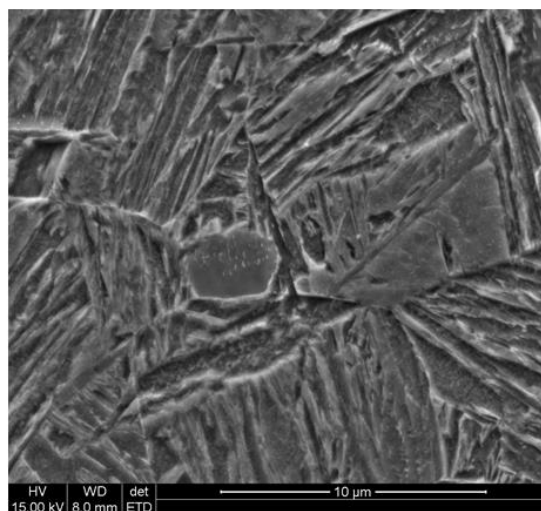


Rys. 85. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością 10°C/s: a) powiększenie 2000x, b) 5000x

a)

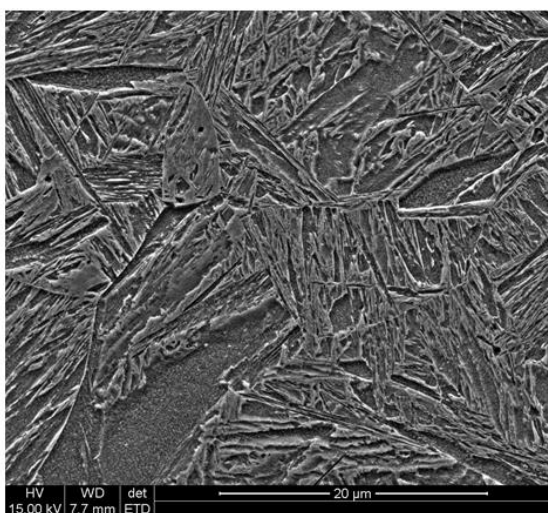


b)

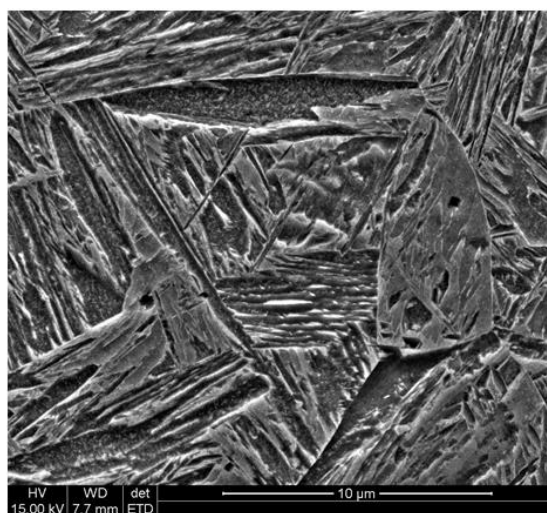


Rys. 86. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością 20°C/s: a) powiększenie 2000x, b) 5000x

a)

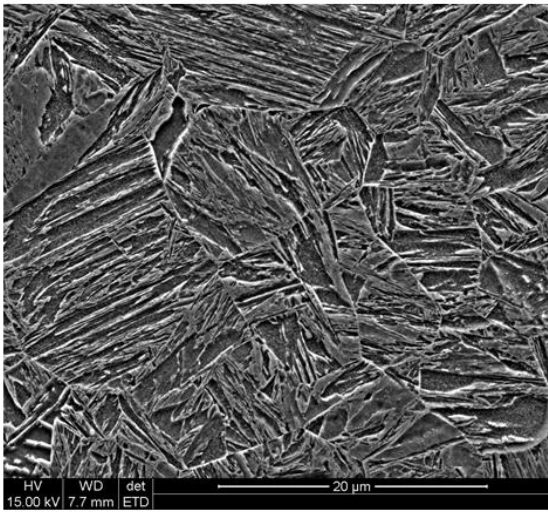


b)

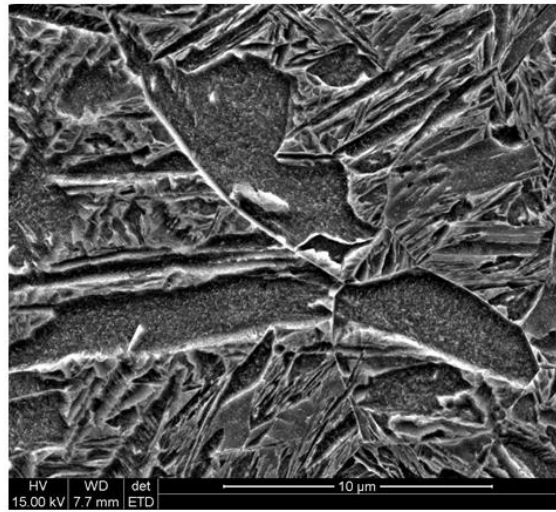


Rys. 87. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością 30°C/s: a) powiększenie 2000x, b) 5000x

a)

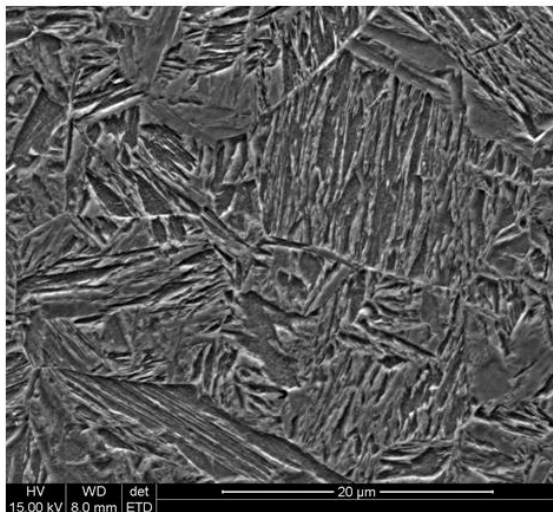


b)

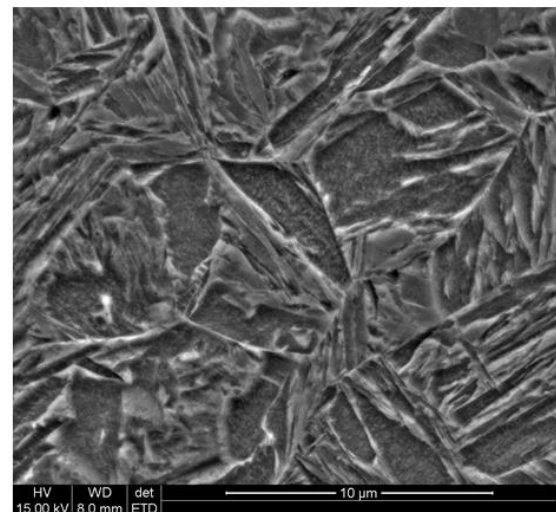


Rys. 88. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością 40°C/s: a) powiększenie 2000x, b) 5000x

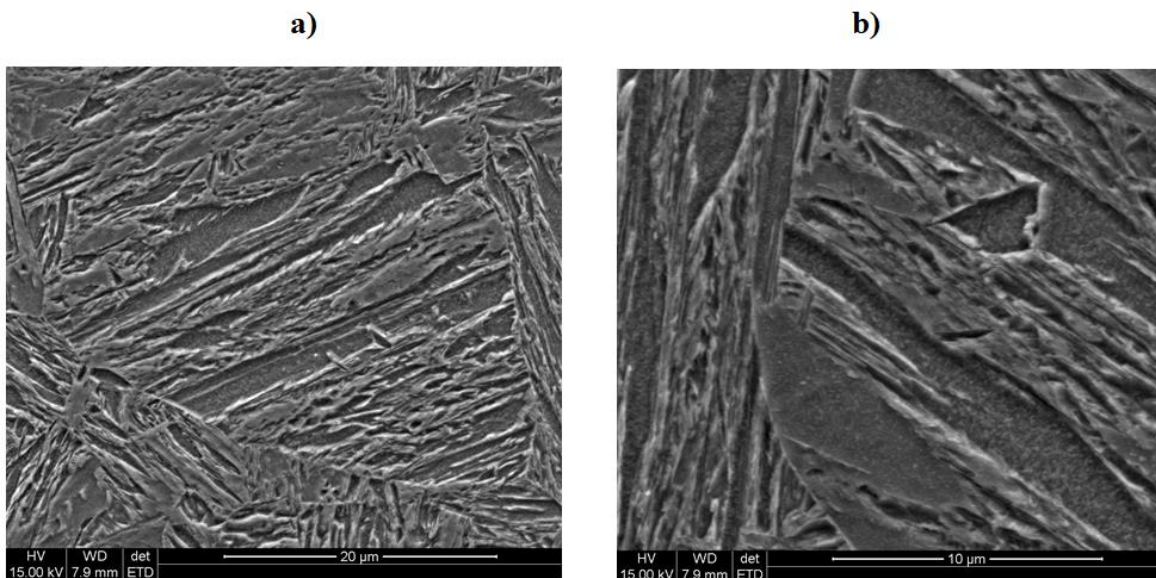
a)



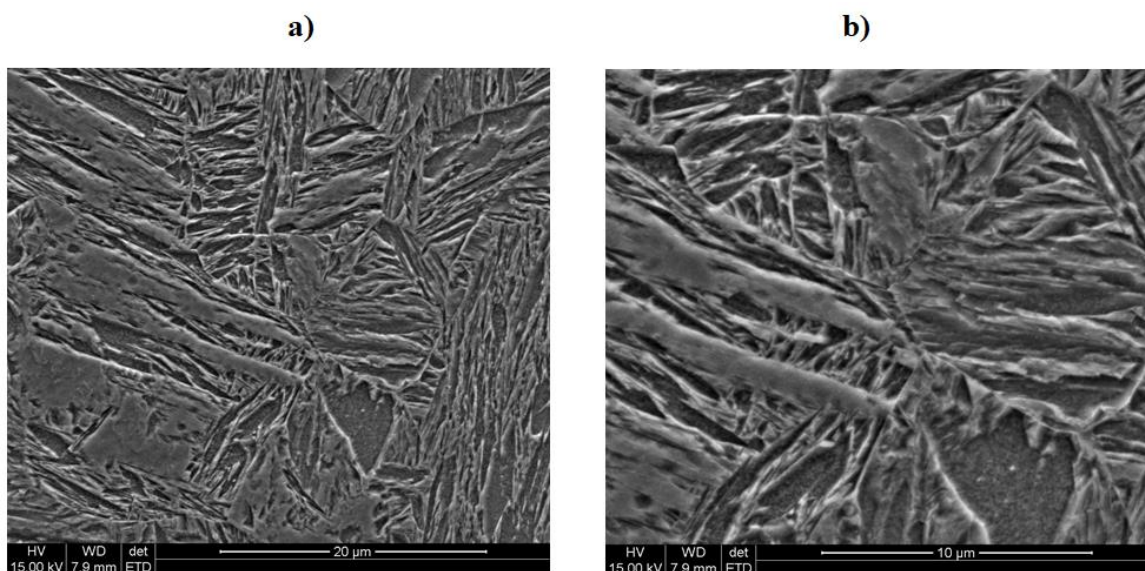
b)



Rys. 89. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością 50°C/s: a) powiększenie 2000x, b) 5000x



Rys. 90. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością  $100^{\circ}\text{C/s}$ : a) powiększenie 2000x, b) 5000x



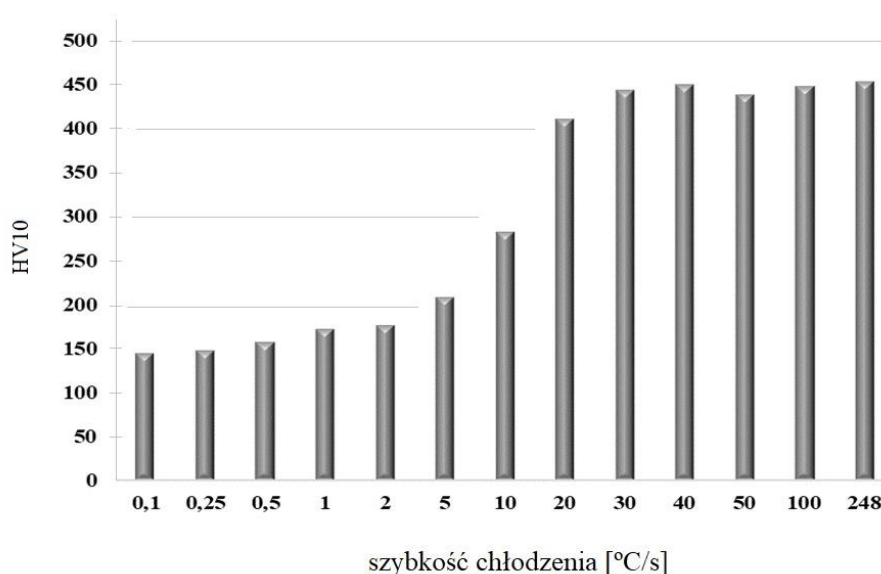
Rys. 91. Mikrostruktura próbki po badaniach dylatometrycznych, chłodzenie stali z szybkością  $248^{\circ}\text{C/s}$ : a) powiększenie 2000x, b) 5000x

Wyniki pomiarów twardości HV dla próbek dylatometrycznych przedstawiono w Tabeli 7. Średnia twardość badanych próbek zwiększyła się od 144 do 453 HV10 wraz ze wzrostem szybkości chłodzenia odpowiednio od  $0,1$  do  $248^{\circ}\text{C/s}$ .

Tabela 7. Wyniki pomiarów twardości dla próbek dylatometrycznych

Szybkość chłodzenia, °C/s	Oznaczenie próbek	Wyniki pomiarów twardości HV10			Średnia twardość HV10
0,1	7	144	147	143	144,4
0,25	8	143	150	150	147,7
0,5	9	155	158	158	157,0
1	10	170	178	167	171,7
2	11	172	178	180	176,7
5	12	206	210	207	207,7
10	16	283	285	281	283,0
20	17	401	420	413	411,3
30	20	441	446	446	444,3
40	21	450	450	450	450,0
50	18	437	437	441	438,3
100	19	446	454	446	448,7
248	13	446	459	454	453,0

Zależność twardości od szybkości chłodzenia przedstawiono na rysunku 92. Zaobserwowano nieznaczny wzrost twardości próbki o około 32 HV10 w zakresie szybkości chłodzenia od 0,1 do 2,0°C/s. Duży przyrost twardości o około 237 HV10 stwierdzono w zakresie szybkości chłodzenia 5 - 30°C/s, który był spowodowany pojawieniem się w strukturze próbki twardych składników tj. martenzytu i bainitu. Po przekroczeniu krytycznej szybkości chłodzenia wynoszącej około 45°C/s, w strukturze próbki występował tylko martenzyt, a jego średnia twardość wynosiła 450 HV10.

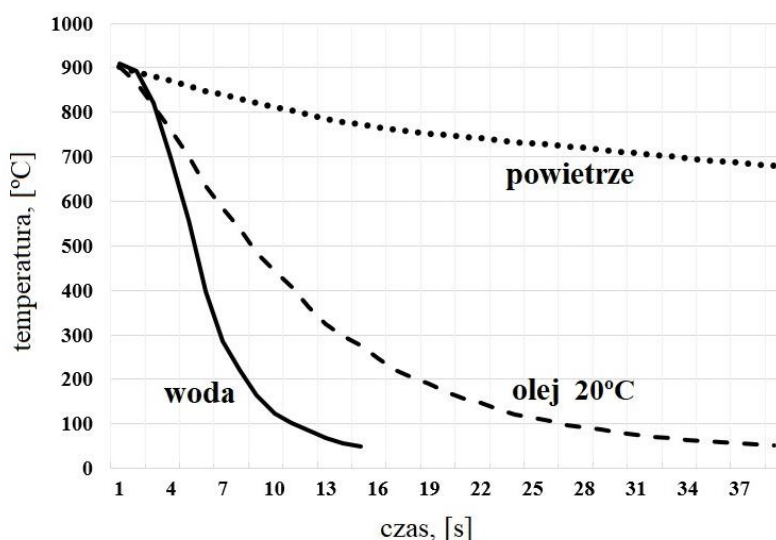


Rys. 92. Zależność twardości HV10 od szybkości chłodzenia próbek dylatometrycznych



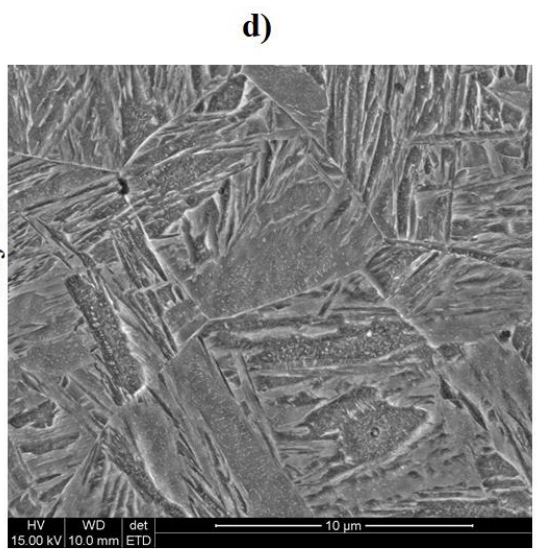
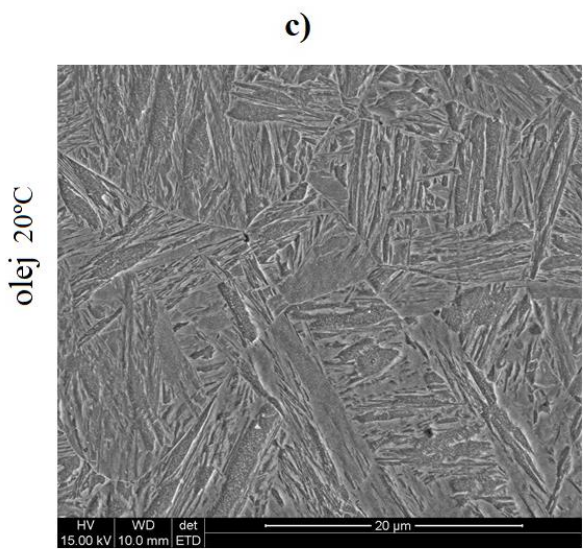
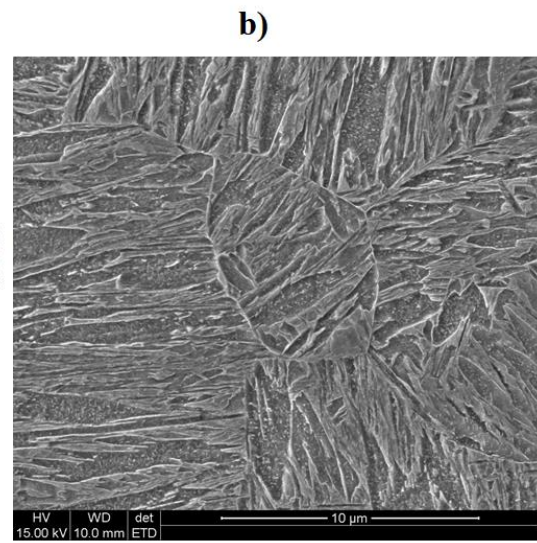
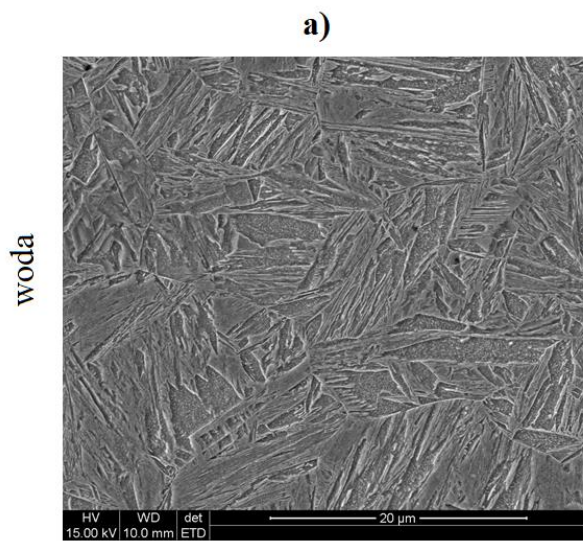
### 4.11.1.3. Wyniki badań z zastosowaniem eksperymentalnych krzywych chłodzenia

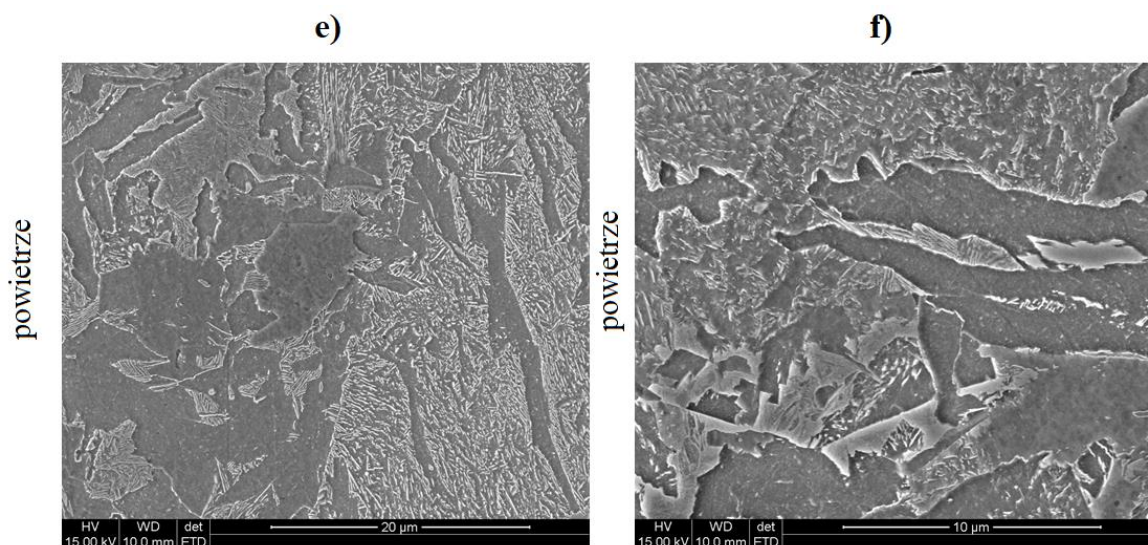
Podobnie jak podczas tworzenia wykresu CTP<sub>c</sub>, próbki dylatometryczne z materiału 22MnB5 o wymiarach 1,5 x 4,1 x 10,1 mm zostały poddane nagrzewaniu w czasie 240 s, wytrzymaniu w temperaturze austenitacji 940°C przez 240 s, a następnie schłodzone z temperatury 940°C według programów zbudowanych na podstawie zarejestrowanych na stanowisku doświadczalnym (rozdział 4.4, rysunek 54) krzywych chłodzenia przedstawionych na rysunku 93. Krzywe chłodzenia uzyskano w geometrycznym środku sondy (płytki) o wymiarach 6 x 20 x 20 mm i są one fragmentem eksperymentalnego cyklu cieplnego zaprezentowanego uprzednio na rysunku 77.



Rys. 93. Eksperymentalne krzywe zarejestrowane podczas chłodzenia płytki 6 x 20 x 20 mm w wodzie, oleju o temperaturze 20°C oraz w powietrzu

Mikrostrukturę próbek po zastosowanych cyklach cieplnych przedstawiono na rysunku 94. Na podstawie uzyskanych wyników stwierdzono, że próbki dylatometryczne chłodzone według programów zbudowanych dla krzywych chłodzenia w wodzie oraz oleju o temperaturze 20°C charakteryzowały się strukturą martenzytyczną. Próbki po chłodzeniu według krzywej chłodzenia w spokojnym powietrzu posiadały strukturę ferrytyczno-perlityczną z małą ilością martenzytu.





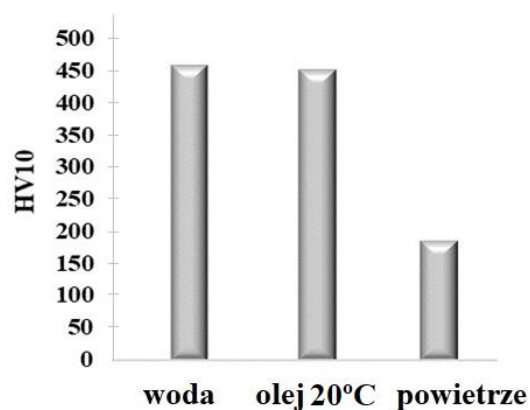
Rys. 94. Przykładowe mikrostruktury otrzymane w wyniku chłodzenia próbek dylatometrycznych według programów zbudowanych dla krzywych chłodzenia w wodzie: a) powiększenie 2000x, b) powiększenie 5000x; w oleju o temperaturze 20°C: c) powiększenie 2000x, d) powiększenie 5000x, oraz w spokojnym powietrzu: e) powiększenie 2000x, f) powiększenie 5000x

Wyniki pomiarów twardości przedstawiono w Tabeli 8.

Tabela 8. Wyniki pomiarów twardości próbek dylatometrycznych schładzanych według krzywych chłodzenia w wodzie, oleju oraz w spokojnym powietrzu

Rodzaj chłodzenia	Wyniki pomiarów twardości HV10			Średnia twardość HV10
woda	459	459	464	<b>460,7</b>
olej 20°C	454	459	450	<b>454,3</b>
powietrze	188	188	188	<b>188,0</b>

Zależność twardości od szybkości chłodzenia próbek dylatometrycznych według krzywych chłodzenia w wodzie, oleju oraz w spokojnym powietrzu przedstawiono na rysunku 95.



Rys. 95. Zależność twardości od szybkości chłodzenia w wodzie, oleju o temperaturze 20°C oraz w spokojnym powietrzu

Najwyższą średnią wartość twardości (około 461 HV10) posiadała próbka dylatometryczna schładzana według programu dla krzywej chłodzenia w wodzie, nieznacznie niższe wartości (około 454 HV10) uzyskano dla krzywej chłodzenia w oleju o temperaturze 20°C, natomiast najniższą twardość (około 188 HV10) wykazała próbka studzona według krzywej chłodzenia w spokojnym powietrzu.

Z wykresu przedstawionego na rysunku 93 obliczono średnie szybkości chłodzenia w wodzie, oleju o temperaturze 20°C oraz w powietrzu w zakresie temperatur 820-400°C. Wyniki przedstawiono w Tabeli 9.

Tabela 9. Średnie szybkości chłodzenia płytki 6 x 20 x 20 mm w wodzie, oleju oraz w powietrzu w zakresie temperatur 820-400°C

średnia szybkość chłodzenia w zakresie temperatur 820-400°C		
woda	olej	powietrze
140 °C/s	51 °C/s	3,3 °C/s

Dla próbek dylatometrycznych o grubości 1,5 mm schładzanych z szybkościami chłodzenia uzyskanymi dla materiału o grubości 6 mm, wynoszącymi średnio 140°C/s oraz 51°C/s w zakresie temperatur 820-400°C, odpowiednio dla wody i oleju o temperaturze 20°C, możliwe było uzyskanie pełnej struktury martenzytycznej.

Chłodzenie w spokojnym powietrzu spowodowało powstanie struktury ferrytyczno-perlitycznej z niewielką ilością bainitu i martenzytu.

W oparciu o uzyskane wyniki z prób dylatometrycznych stwierdzono, że obróbka cieplna stali 22MnB5 w powietrzu nie ma uzasadnienia technicznego, ponieważ twardość przed i po obróbce cieplnej posiadała zbliżone wartości do materiału w stanie wyjściowym (około 180 HV10). Z tego powodu nie podjęto dalszych badań tej stali w warunkach chłodzenia w powietrzu.

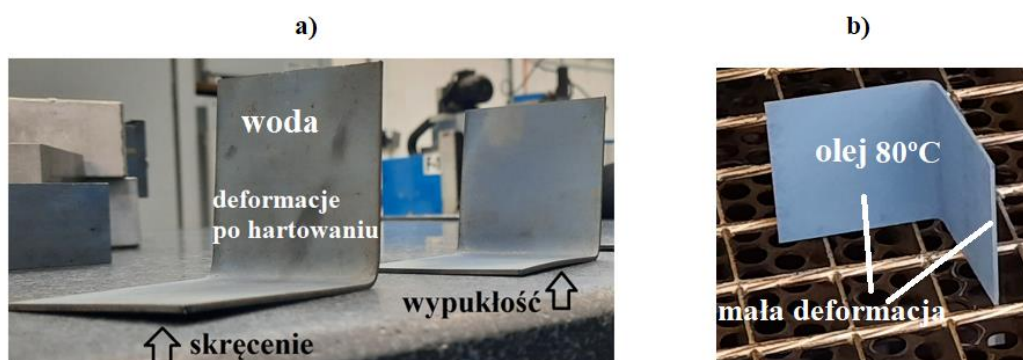
#### **4.11.2. Eksperymentalne cykle cieplne z krzywą chłodzenia w oleju o temperaturze 80°C**

Jednym z głównych problemów podczas hartowania zanurzeniowego detali cienkościennych jest odkształcenie hartownicze (paczenie geometrii części), które może być zmniejszone np. przez zastosowanie podwyższonej temperatury czynnika chłodzącego. Podczas obróbki cieplnej z chłodzeniem w wodzie płaskich próbek o wymiarach gabarytowych 160 x 18 mm oraz 60 x 30 mm do prób jednoosiowego rozciągania oraz prób trójpunktowego gięcia, stwierdzono wygięcie próbek, rysunek 96. Jedną z przyczyn odkształcenia próbek mógł być sposób ich ułożenia w koszu hartowniczym, który spowodował możliwość ugięcia próbki pod własnym ciężarem podczas austenitowania. Dodatkowo, naprężenia cieplne i strukturalne mogły przyczynić się do zwiększenia odkształcenia próbek podczas hartowania.



Rys. 96. Zmiany kształtu próbki po hartowaniu w wodzie: a) porównanie próbek przed i po hartowaniu, b) sposób ułożenia próbek podczas obróbki cieplnej

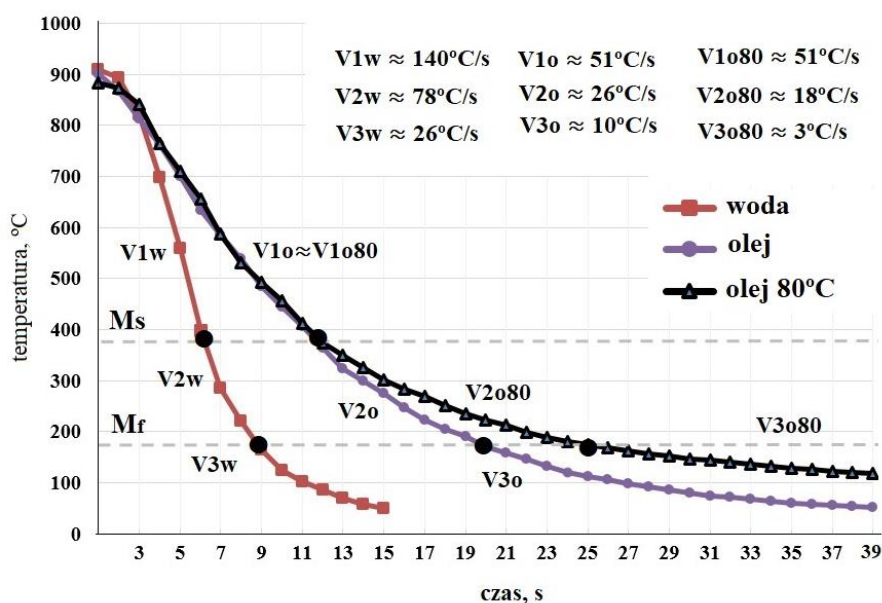
Celem określenia wpływu temperatury chłodziwa na wypaczenie geometrii kątownika o wysokości 60 mm i szerokości 60 mm, przeprowadzono obróbkę cieplną z chłodzeniem w wodzie o temperaturze pokojowej oraz w oleju o temperaturze 80°C. Próba wykazała, że wypaczenie kątownika podczas chłodzenia w oleju o temperaturze 80°C jest mniejsze w porównaniu do odkształceń próbki chłodzonej w wodzie, co przedstawiono na rysunku 97.



Rys. 97. Odkształcenia hartownicze kątownika: a) znaczne nierównomierne odkształcenie geometrii podczas hartowania w wodzie, b) małe odkształcenie kątownika podczas hartowania w oleju o temperaturze 80°C

Powyższe spostrzeżenia wskazały na zasadność uwzględnienia również wpływu chłodzenia w oleju o temperaturze 80°C na właściwości wytrzymałościowe materiału 22MnB5 oraz na stabilność wymiarową wytłoczki eksperymentalnej. Na stanowisku doświadczalnym do prób hartowania (rysunek 54) przeprowadzono dodatkowy pomiar przebiegu chłodzenia w oleju o temperaturze 80°C.

Porównanie trzech eksperymentalnych krzywych chłodzenia, zarejestrowanych termoparą umieszczoną w geometrycznym środku płytki 6 x 20 x 20 mm, podczas chłodzenia w wodzie, oleju o temperaturze 20 i 80°C, oraz odpowiadające im średnie szybkości chłodzenia  $V_w$ ,  $V_o$ ,  $V_{o80}$ , dla trzech zakresów temperatury 820°C- $M_s$ ,  $M_s$ - $M_f$ ,  $M_f$ -100°C, przedstawiono na rysunku 98. Zgodnie z wykresem CTP<sub>c</sub> (rysunek 78), temperatury  $M_s$  oraz  $M_f$  wyniosły odpowiednio:  $M_s=385^\circ\text{C}$ ,  $M_f=176^\circ\text{C}$ .



Rys. 98. Eksperymentalne krzywe chłodzenia uzyskane podczas chłodzenia w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C oraz odpowiadające im średnie szybkości chłodzenia w zakresie temperatur 820°C- $M_s$ ,  $M_s$ - $M_f$ ,  $M_f$ -100°C

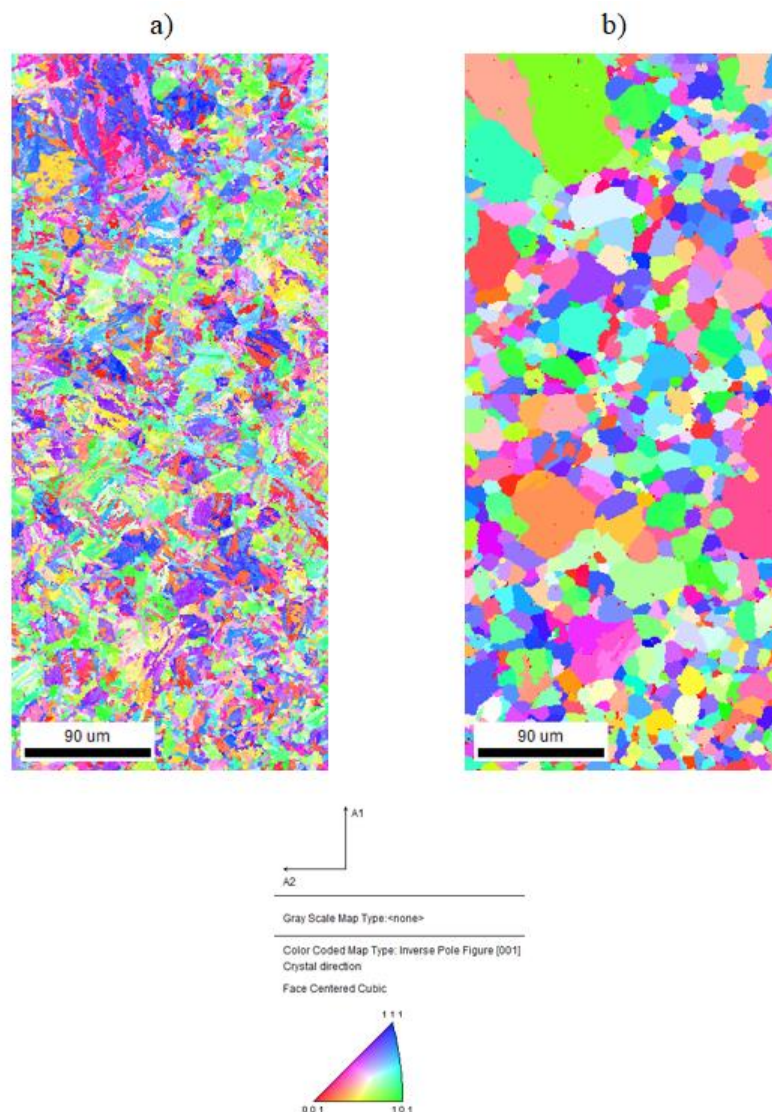
Z porównania krzywych chłodzenia łatwo zauważyć, że najwyższą szybkość chłodzenia posiadała woda. Chłodzenie w oleju o temperaturze 20°C i 80°C spowodowało praktycznie taką samą średnią szybkość chłodzenia powyżej temperatury  $M_s$  równą 51°C/s, natomiast w zakresie temperatur  $M_s$ - $M_f$  średnia szybkość chłodzenia w oleju o temperaturze 20°C wyniosła 26°C/s, a dla oleju o temperaturze 80°C była równa 18°C/s.

Dalsze badania, dotyczące właściwości mechanicznych na podstawie prób jednoosiowego rozciągania, prób trójpunktowego gięcia oraz stabilności i dokładności kształtowej wytłoczek eksperymentalnych, prowadzono w oparciu o parametry (nagrzewanie 240 s, austenitowanie 240 s w temperaturze 940°C) przedstawione na rysunku 77, a hartowanie zanurzeniowe w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C przeprowadzono na stanowisku doświadczalnym przedstawionym na rysunku 54.

### **4.11.3. Wyniki analizy EBSD**

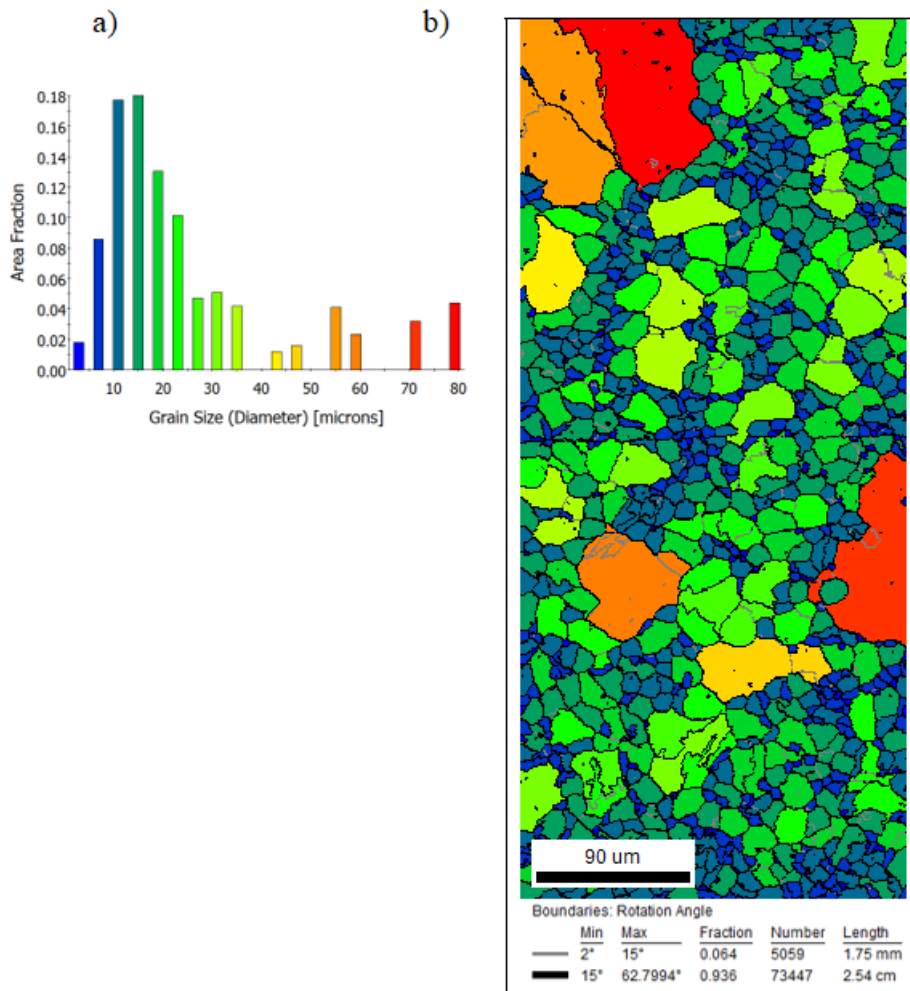
Wyniki badań EBSD, w tym wielkość ziarna byłego austenitu wyznaczono dla próbki obrobionej cieplnie według parametrów przedstawionych na rysunku 77 oraz hartowanej zanurzeniowo w oleju o temperaturze 20°C na stanowisku doświadczalnym przedstawionym na rysunku 54. Wyniki przedstawiono na rysunku 99 oraz rysunku 100. Mapy IPF tego samego analizowanego obszaru przedstawiono na rysunku 99. Rysunek 99 a) przedstawia mapę IPF przed rekonstrukcją granic ziarn. Widoczny rozkład orientacji odpowiada strukturze martenzytycznej. Mapę IPF po rekonstrukcji granic ziarn byłego austenitu przedstawiono na rysunku 99 b). W obu przypadkach nie stwierdzono występowania uprzywilejowanej orientacji struktury.





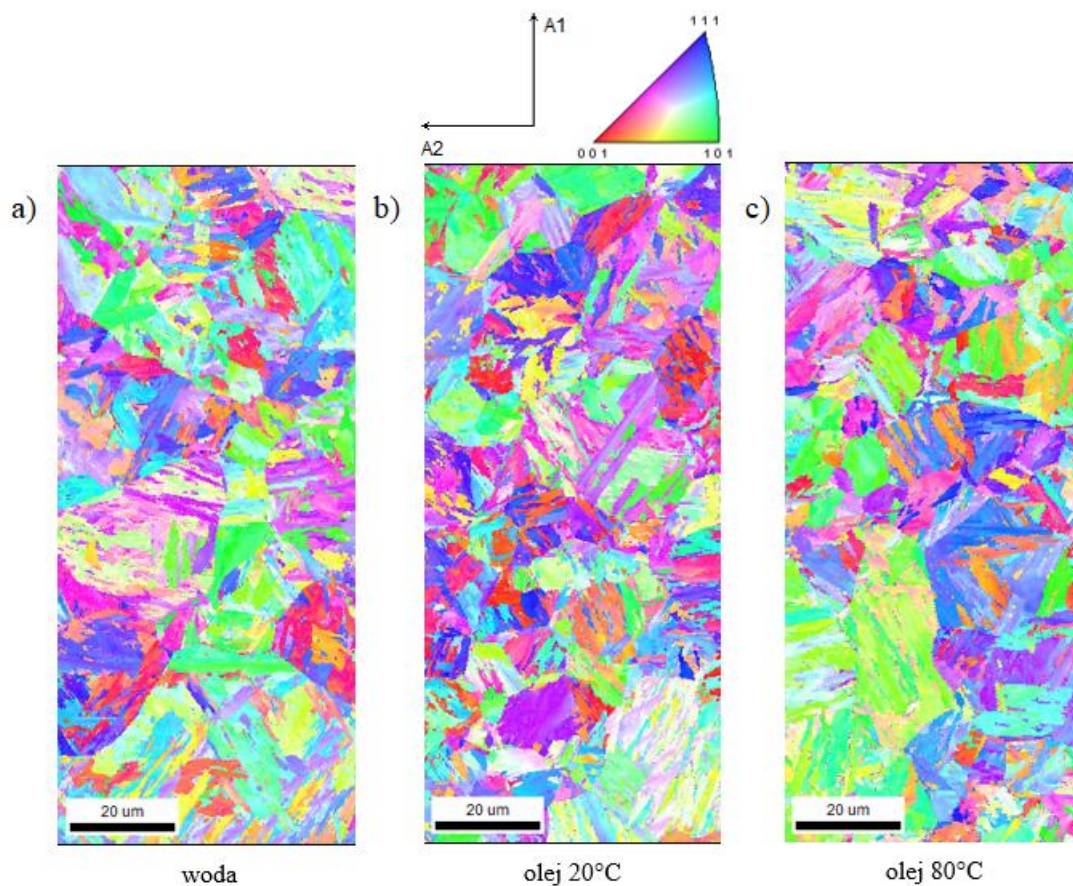
Rys. 99. Mapy odwrotnych figur biegunowych: a) w stanie wyjściowym odnosząca się do struktury martenzytycznej, b) po rekonstrukcji ziarn byłego austenitu obszaru pokazanego na rys. a)

Wyniki rozkładu średniej średnicy równoważnej ziarn przedstawiono na rysunku 100 a) i odniesiono je kolorystycznie do mapy przedstawionej na rysunku 100 b). W strukturze dominują ziarna byłego austenitu o średnicach w zakresie od 5 do 35  $\mu\text{m}$ . Wyznaczona w oparciu o wyniki badań EBSD średnia średnica równoważna ziarna byłego austenitu wynosi 17,3  $\mu\text{m}$ .



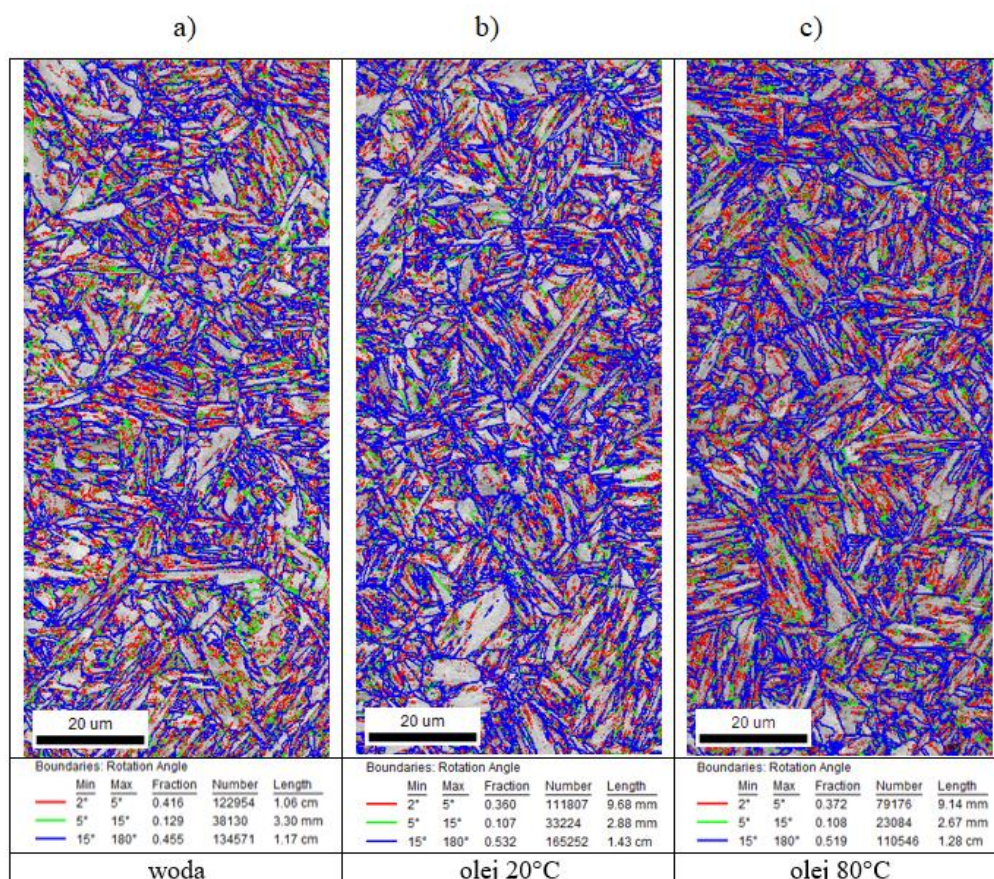
Rys. 100. Wyniki analizy wielkości ziarna byłego austenitu: a) rozkład średnicy równoważnej ziarn, b) mapa rozkładu ziarn z naniesionymi kątami dezorientacji; kolor ziarna odpowiada jego średnicy równoważnej według schematu kolorów przyjętego na rys. a)

Uzyskane mapy IPF dla próbek chłodzonych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C (według parametrów obróbki przedstawionych schematycznie na rysunku 77) nie wskazują na występowanie dominującej orientacji krystalograficznej w badanych próbkach, co przedstawiono na rysunku 101.

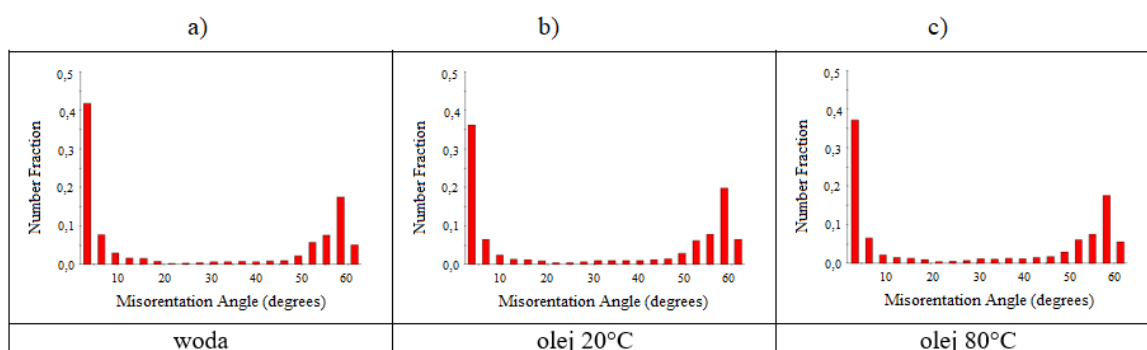


Rys. 101. Mapy IPF uzyskane dla próbek chłodzonych: a) w wodzie, b) oleju o temperaturze 20°C, c) oleju o temperaturze 80°C

Wyniki badań rozkładu kątów dezorientacji wskazują, że w próbce po chłodzeniu w wodzie dominują granice w zakresie 2-15°, podczas gdy w przypadku próbek chłodzonych w oleju uzyskano przewagę granic szerokokątowych powyżej 15°, co przedstawiono na rysunkach 102 oraz 103. Rozkłady kątów dezorientacji są we wszystkich przypadkach charakterystyczne dla struktur martenzytycznych, rysunek 103.



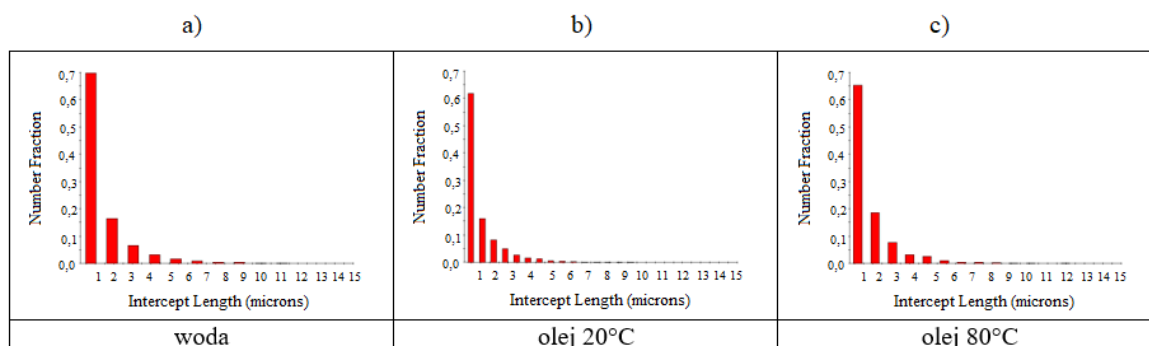
Rys. 102. Mapy IQ z naniesionymi kątami dezorientacji dla próbek chłodzonych w: a) wodzie, b) oleju o temperaturze 20°C, c) oleju o temperaturze 80°C



Rys. 103. Rozkłady kątów dezorientacji dla próbek chłodzonych w: a) wodzie, b) oleju o temperaturze 20°C, c) oleju o temperaturze 80°C

Nie stwierdzono również istotnych różnic w rozkładach wielkości listew wyznaczonych metodą siecznych (rysunek 104). Zauważalny jest jedynie nieznacznie większy udział

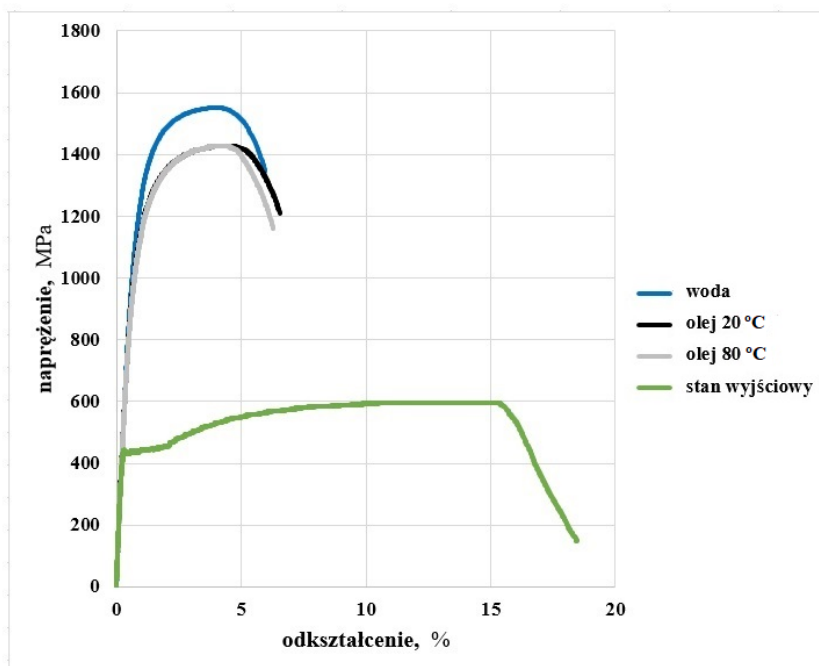
listew w klasie do 1  $\mu\text{m}$  w próbce chłodzonej w wodzie w porównaniu do próbek po chłodzeniu w oleju.



Rys. 104. Rozkłady wielkości listew w próbkach chłodzonych w: a) wodzie, b) oleju o temperaturze 20°C, c) oleju o temperaturze 80°C

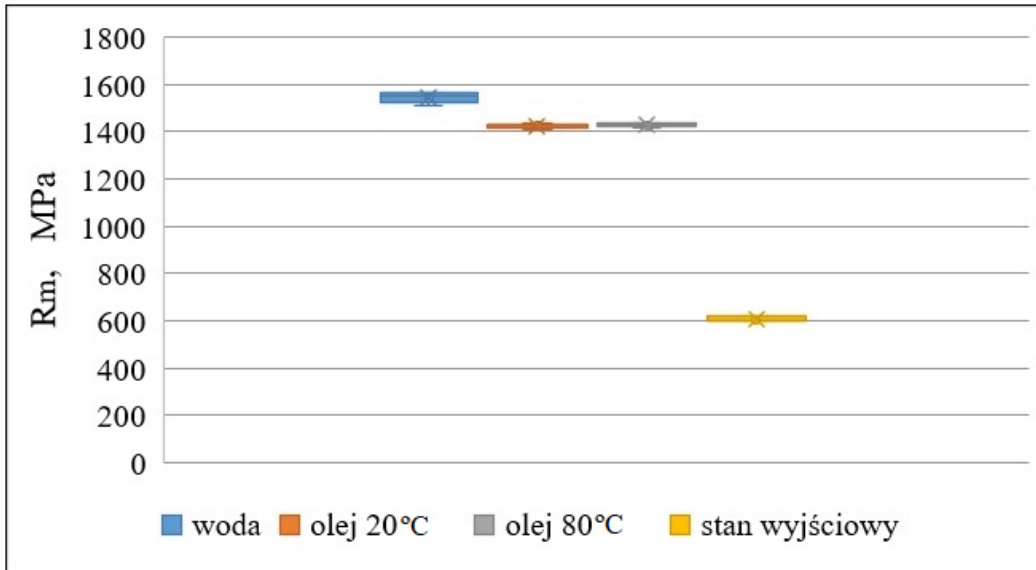
#### 4.11.4. Wyniki statycznej próby jednoosiowego rozciągania

Wykresy rozciągania w zależności naprężenie – odkształcenie dla próbki w stanie wyjściowym oraz hartowanej w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C zamieszczono na rysunku 105.

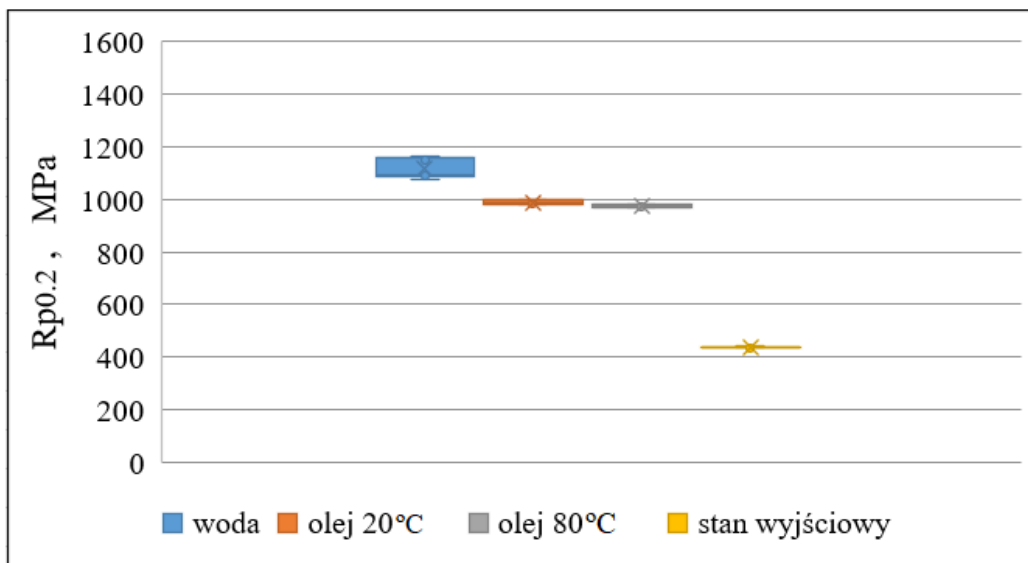


Rys. 105. Zależności naprężenie – odkształcenie uzyskane w próbie jednoosiowego rozciągania próbki hartowanej w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C oraz z materiału wyjściowego

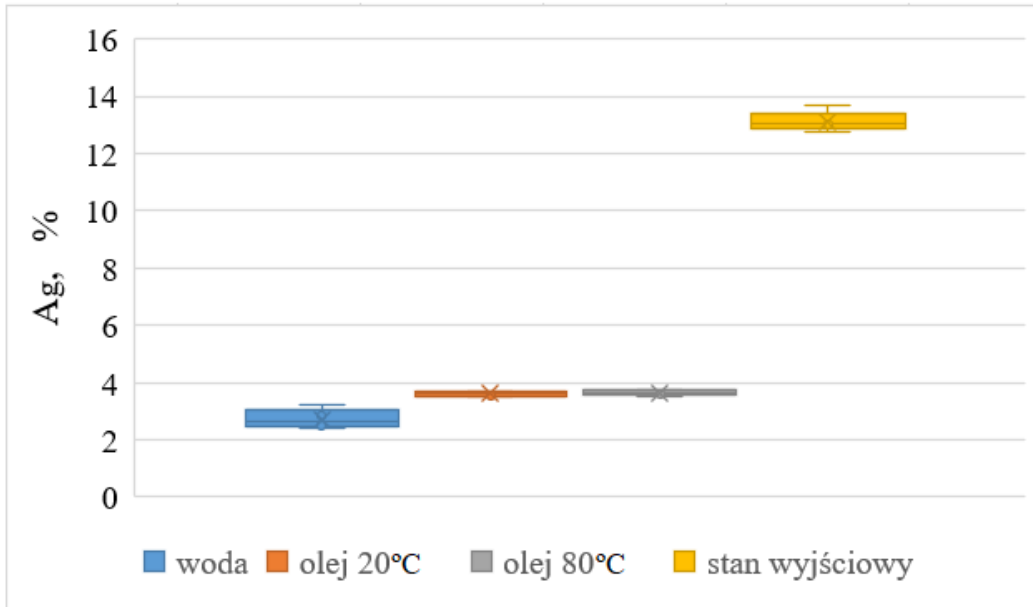
Wykresy wartości  $R_m$ ,  $R_{p0.2}$ ,  $A_g$ ,  $A_{50}$ ,  $W_{Fmax}$ ,  $W_{max}$  dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C, przedstawiono na rysunkach 106-111. Właściwości mechaniczne próbek chłodzonych w oleju o temperaturze 20°C i 80°C są porównywalne – dla tego wariantu obróbki cieplnej nie stwierdzono wyraźnych różnic wartości parametrów wytrzymałościowych. Dla wszystkich próbek obróbka cieplna spowodowała podwyższenie parametrów  $R_m$ ,  $R_{p0.2}$  oraz obniżenie  $A_g$ ,  $A_{50}$ ,  $W_{Fmax}$  i  $W_{max}$  w porównaniu do stanu wyjściowego. Najwyższą wartość energii zaabsorbowanej  $W_{Fmax}$  oraz  $W_{max}$ , spośród trzech wariantów obróbki cieplnej, posiadały próbki hartowane w oleju o temperaturze 20°C i 80°C.



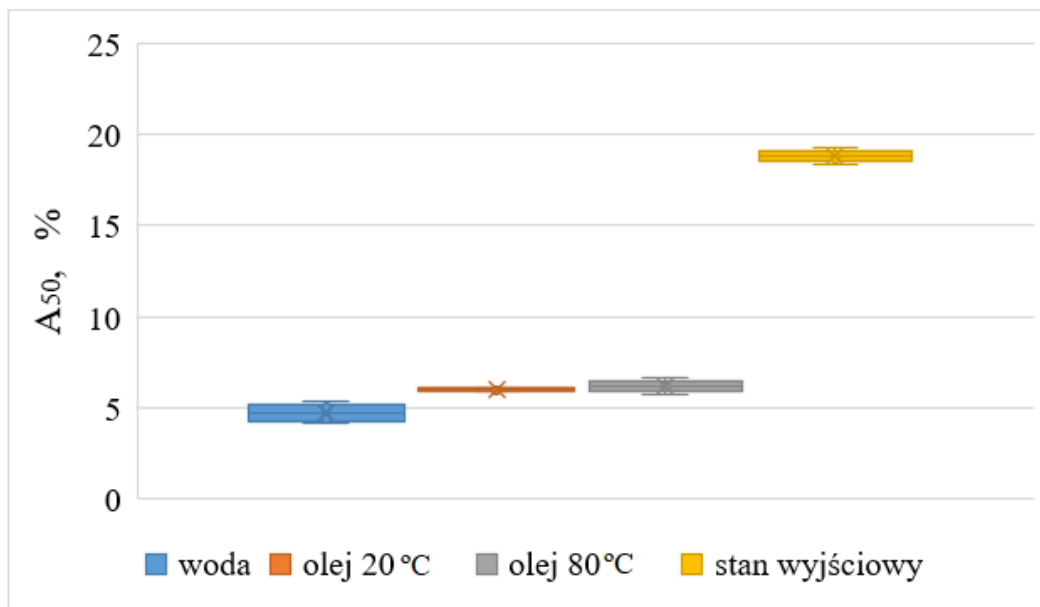
Rys. 106. Wykres wartości  $R_m$  dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C



Rys. 107. Wykres wartości  $R_{p0.2}$  dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C

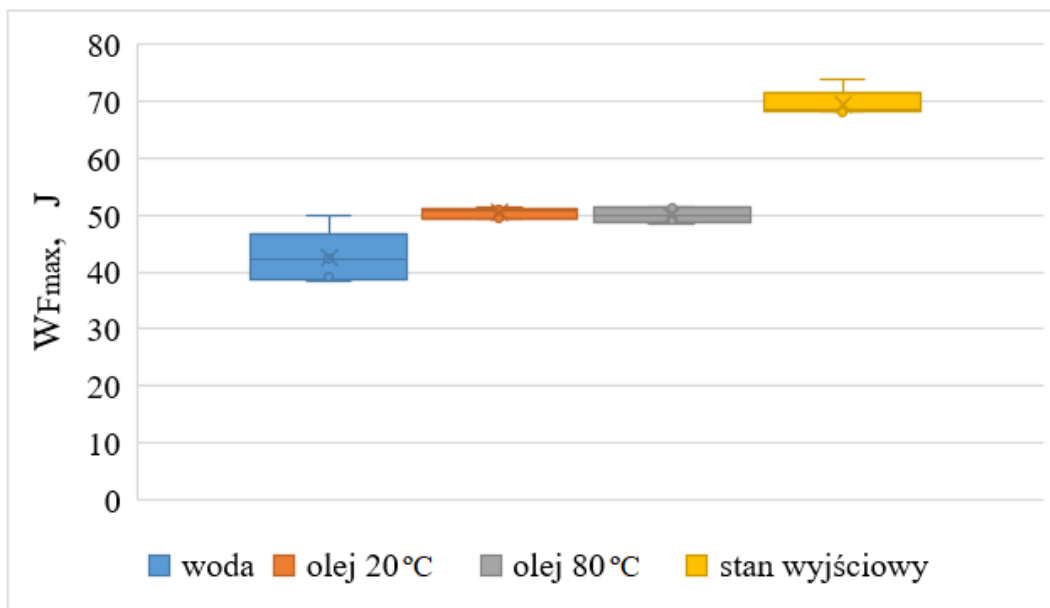


Rys. 108. Wykres wartości  $A_g$  dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C

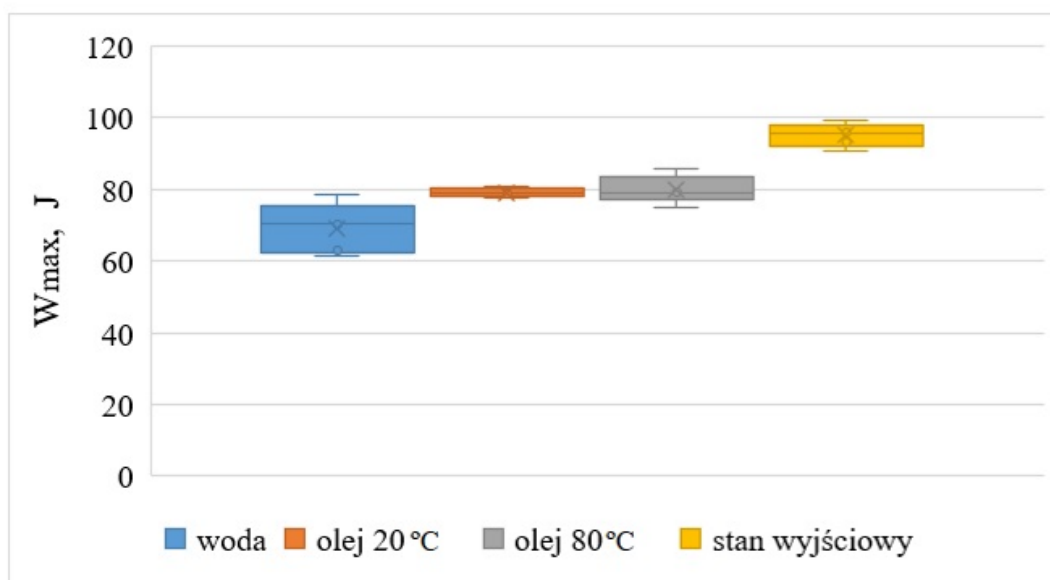


Rys. 109. Wykres wartości  $A_{50}$  dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C





Rys. 110. Wykres pracy  $W_{Fmax}$  dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C



Rys. 111. Wykres wartości pracy całkowitej  $W_{max}$  dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C

W Tabeli 10 przedstawiono zestawienie wyników prób jednoosiowego rozciągania. Z każdego wariantu obróbki cieplnej oraz materiału w stanie wyjściowym wykonano po pięć testów rozciągania.

Tabela 10. Zestawienie wyników z próby jednoosiowego rozciągania próbek hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C

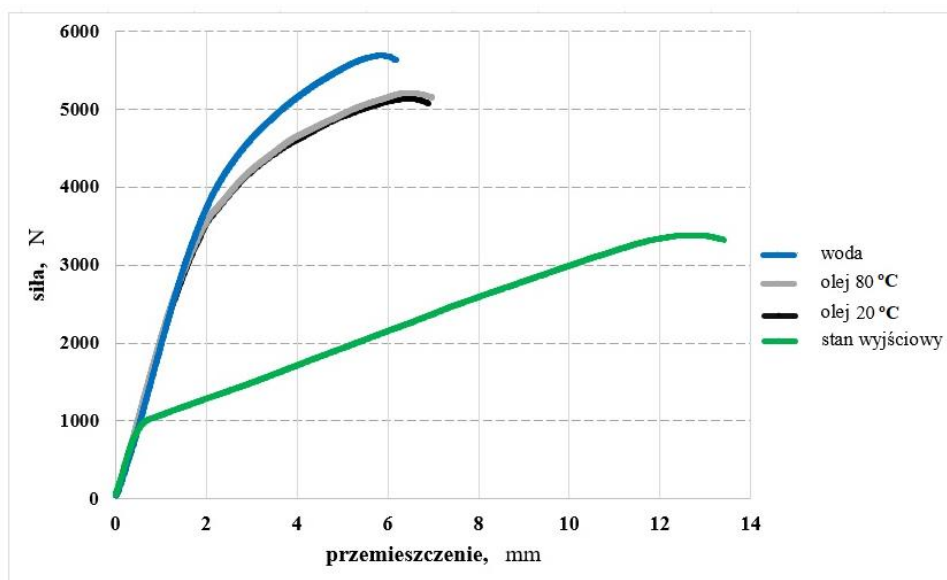
<b>R<sub>p0.2</sub></b>	<b>R<sub>m</sub></b>	<b>A<sub>g</sub></b>	<b>A<sub>50</sub></b>	<b>W<sub>Fmax</sub></b>	<b>W<sub>max</sub></b>
MPa	MPa	%	%	J	J
<b>woda</b>					
<b>1114 ± 49</b>	<b>1545 ± 26</b>	<b>2,7 ± 0,4</b>	<b>4,7 ± 0,6</b>	<b>43 ± 6</b>	<b>69 ± 9</b>
<b>olej 20°C</b>					
<b>988 ± 10</b>	<b>1425 ± 10</b>	<b>3,6 ± 0,1</b>	<b>6,0 ± 0,1</b>	<b>50 ± 1</b>	<b>79 ± 2</b>
<b>olej 80°C</b>					
<b>974 ± 6</b>	<b>1428 ± 8</b>	<b>3,7 ± 0,1</b>	<b>6,2 ± 0,4</b>	<b>50 ± 2</b>	<b>80 ± 5</b>
<b>materiał wyjściowy</b>					
<b>437 ± 3</b>	<b>608 ± 14</b>	<b>13,1 ± 0,4</b>	<b>18,8 ± 0,4</b>	<b>70 ± 3</b>	<b>95 ± 4</b>

Wyniki porównano z wymaganiami zawartymi w Tabeli 3. Analiza wyników wykazała, że:

- dla próbek chłodzonych w wodzie, granica plastyczności  $R_{p0,2}=1114$  MPa oraz wytrzymałość na rozciąganie  $R_m=1545$  MPa spełniły wymagania specyfikacji; wydłużenie całkowite  $A_{50}=4,7$  % było poniżej wymaganej granicy wynoszącej 5%,
- dla próbek chłodzonych w oleju o temperaturze 20°C,  $R_{p0,2}=988$  MPa,  $R_m=1425$  MPa oraz  $A_{50}=6,0$  % zawierały się w granicach specyfikacji,
- dla próbek chłodzonych w oleju o temperaturze 80°C,  $R_{p0,2}=974$  MPa,  $R_m=1428$  MPa oraz  $A_{50}=6,2$  % spełniły wymagania specyfikacji.

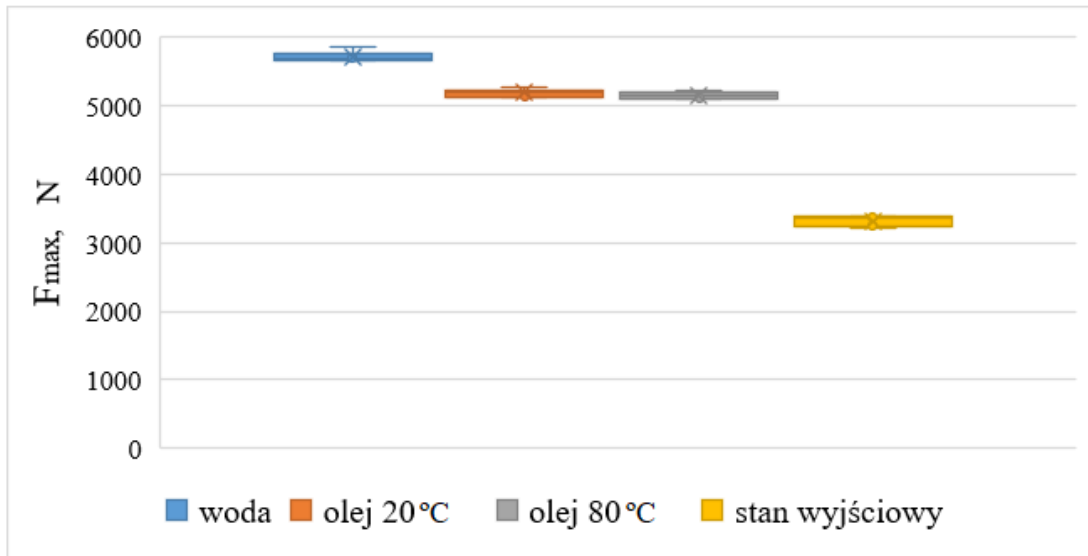
#### 4.11.5. Wyniki statycznej próby trójpunktowego gięcia

Wykresy siły gięcia w funkcji przemieszczenia stempla dla próbki w stanie wyjściowym, hartowanej w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C przedstawiono na rysunku 112.

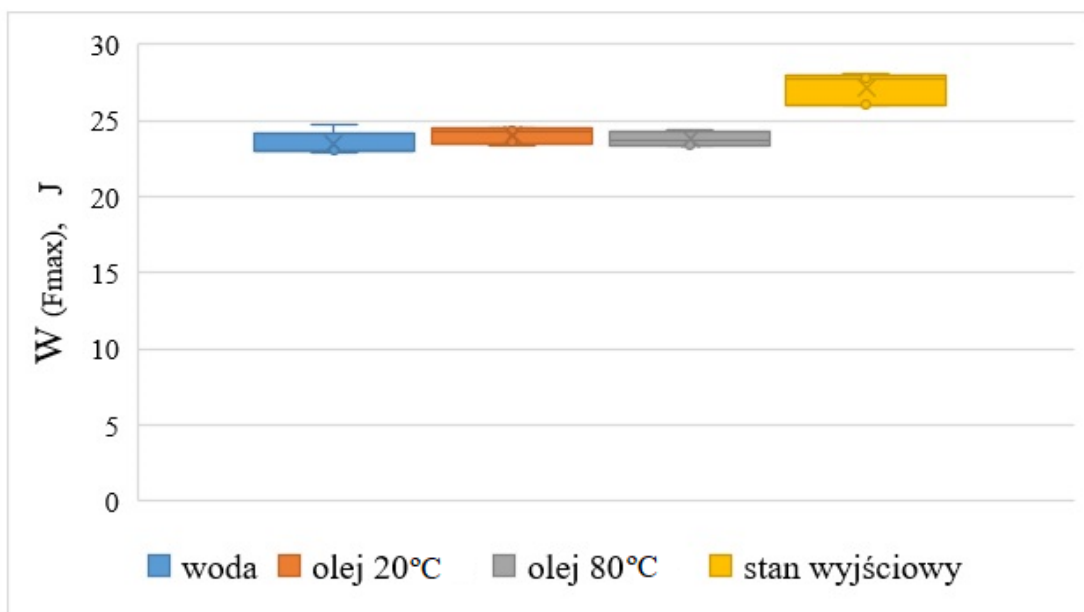


Rys. 112. Wykresy siły stempla w funkcji przemieszczenia w próbie trójpunktowego gięcia próbki z materiału wyjściowego oraz hartowanej w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C

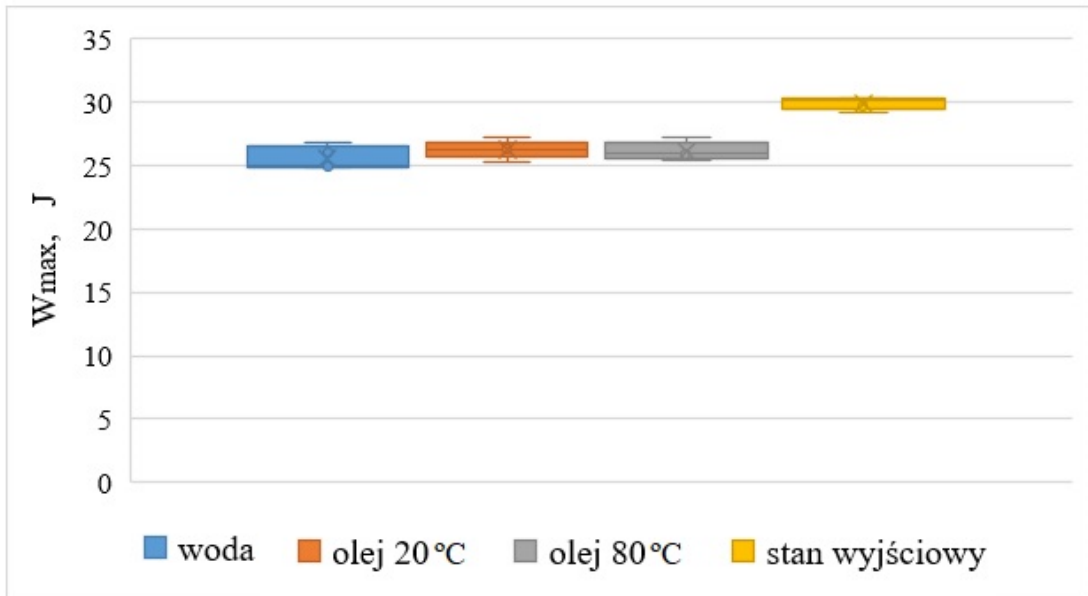
Wykresy wartości  $F_{max}$ ,  $WF_{max}$ ,  $W_{max}$  oraz  $\alpha_{F_{max}}$  dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C przedstawiono na rysunkach 113 – 116. Największą siłę gięcia  $F_{max}=5714$  N uzyskano dla próbek chłodzonych w wodzie, a dla próbek chłodzonych w oleju o temperaturze 20°C i 80°C osiągnięto odpowiednio 5185 N oraz 5149 N (rysunek 113). Kąt gięcia  $\alpha_{F_{max}}$  (charakteryzujący podatność na zginanie) dla próbek hartowanych w wodzie zmniejszył się w porównaniu do próbek hartowanych w oleju (rysunek 116). Podobnie jak dla wyników w próbie jednoosiowego rozciągania, wartości parametrów uzyskane w próbie trójpunktowego gięcia dla próbek hartowanych w oleju o temperaturze 20°C i 80°C były zbliżone do siebie.



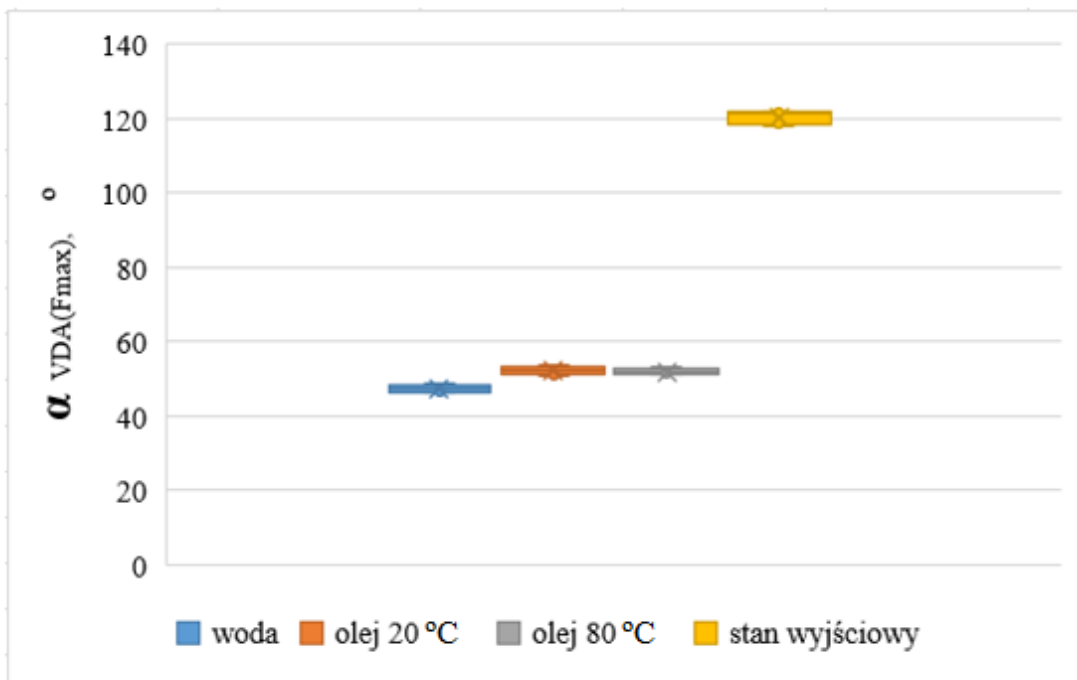
Rys. 113. Wykres wartości maksymalnej siły gięcia  $F_{max}$  dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C



Rys. 114. Wykres wartości pracy odkształcenia  $W_{F_{max}}$  przy maksymalnej sile gięcia  $F_{max}$  dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C



Rys. 115. Wykres wartości pracy odkształcenia  $W_{max}$  do momentu zatrzymania próby (switch-off) dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C



Rys. 116. Wykres wartości kąta gięcia  $\alpha_{VDA(F_{max})}$  dla próbek w stanie wyjściowym oraz hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C

W Tabeli 11 przedstawiono zestawienie wyników prób trójpunktowego gięcia.

Tabela 11. Zestawienie wyników prób trójpunktowego gięcia dla próbek obrobionych cieplnie oraz materiału w stanie wyjściowym

$F_{\max}$	$W_{(F_{\max})}$	$W_{(\text{switch-off})}$	$L_{(F_{\max})}$	$L_{(\text{switch-off})}$	$\alpha^{VDA}_{(F_{\max})}$	$\alpha^{VDA}_{(\text{switch-off})}$
N	J	J	mm	mm	°	°
<b>woda</b>						
5714 ± 94	24 ± 1	26 ± 1	5,8 ± 0,2	6,2 ± 0,2	47 ± 1,6	51 ± 1
<b>olej 20°C</b>						
5185 ± 70	24 ± 1	26 ± 1	6,3 ± 0,1	6,8 ± 0,2	52 ± 1,6	56 ± 1
<b>olej 80°C</b>						
5149 ± 57	24 ± 1	26 ± 1	6,3 ± 0,1	6,8 ± 0,2	52 ± 1	56 ± 1
<b>materiał wyjściowy</b>						
3316 ± 97	27 ± 1	30 ± 1	12,6 ± 0,2	13,5 ± 0,1	120 ± 2	130 ± 1

Wyniki porównano z wymaganiem dla kąta gięcia  $\alpha^{VDA}_{(F_{\max})}$  zawartym w Tabeli 3. W analizie wyników stwierdzono, że:

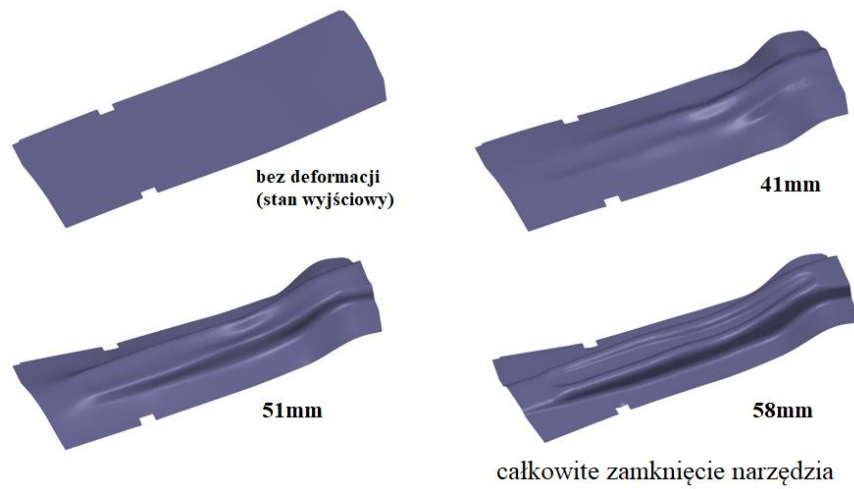
- dla próbek chłodzonych w wodzie, kąt gięcia  $\alpha^{VDA}_{(F_{\max})} = 47^\circ$  nie osiągnął wartości wyższej niż  $50^\circ$ , a więc nie zostało spełnione wymaganie zawarte w specyfikacji,
- dla próbek chłodzonych w oleju o temperaturze  $20^\circ\text{C}$  i  $80^\circ\text{C}$ , kąt gięcia  $\alpha^{VDA}_{(F_{\max})}$  osiągnął taką samą wartość równą  $52^\circ$ , a więc wymaganie (minimum  $50^\circ$ ) zostało spełnione.

#### **4.11.6. Wyniki modelowania numerycznego MES dla operacji formowania wytłoczki**

Dla wytłoczki eksperymentalnej wykonano modelowanie MES i uzyskano wyniki w postaci mapy odkształceń głównych (FLD), rozkładu pocienień oraz wielkości sprężynowania powrotnego.

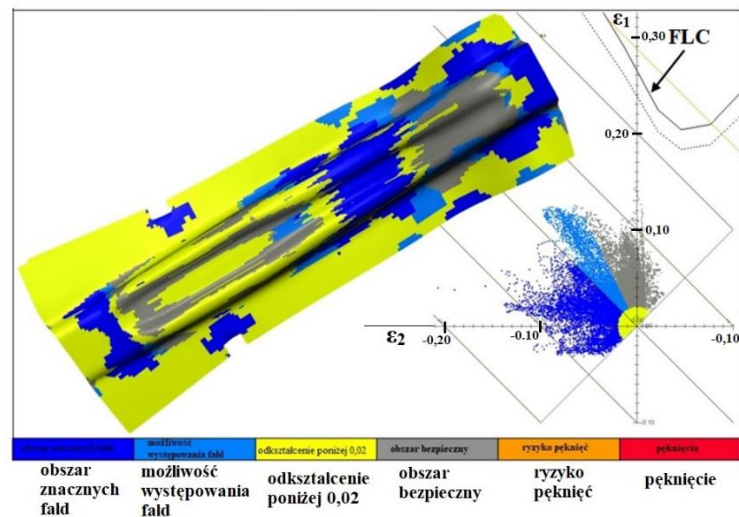
Przebieg formowania materiału podczas ruchu stempla na głębokość 41 mm, 51 mm oraz 58 mm przedstawiono na rysunku 117.

Na podstawie symulacji nie stwierdzono występowania fałd.



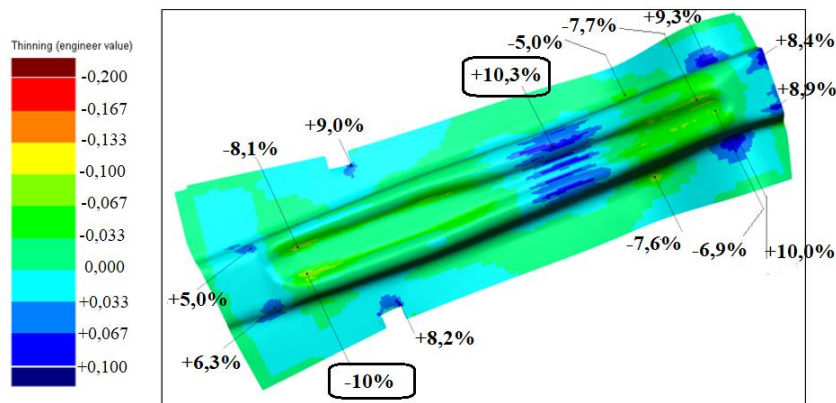
Rys. 117. Przebieg formowania materiału podczas ruchu stempla na głębokość 41 mm, 51 mm oraz 58 mm

Rozkład odkształceń głównych  $\epsilon_1$ - $\epsilon_2$  (FLD) dla wytłoczki eksperymentalnej, na tle granicznej krzywej FLC, przedstawiono na rysunku 118. Obliczone odkształcenia znajdują się w bezpiecznym obszarze formowania.



Rys. 118. Rozkład odkształceń głównych  $\epsilon_1$ - $\epsilon_2$  dla wytłoczki eksperymentalnej na tle granicznej krzywej FLC

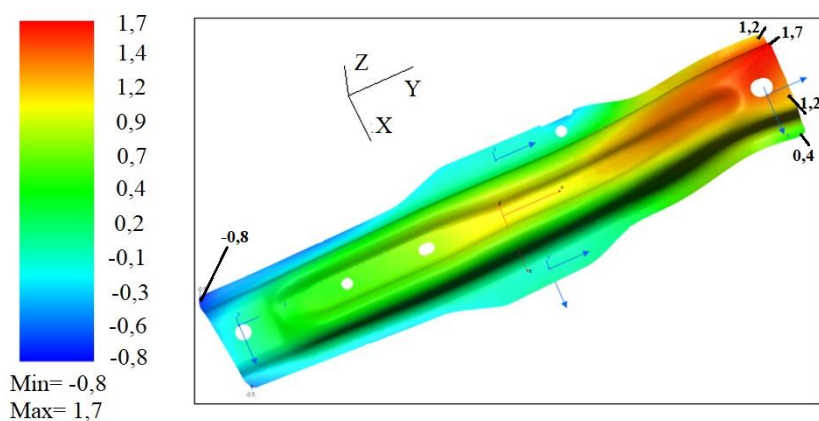
Zmiany grubości wytłoczki wyrażone w procentach przyrostu lub ubytku grubości nominalnej 1,5 mm, przedstawiono na rysunku 119. Znak ujemny oznacza pocienienie, natomiast znak dodatni pogrubienie materiału. Największe obliczone pocienienie materiału wyniosło 10% oraz maksymalne pogrubienie 10,3%. Uzyskane pocienienie grubości nie przekraczało dopuszczalnej wartości 20%.



Rys. 119. Mapa zmian grubości wytłoczki eksperymentalnej

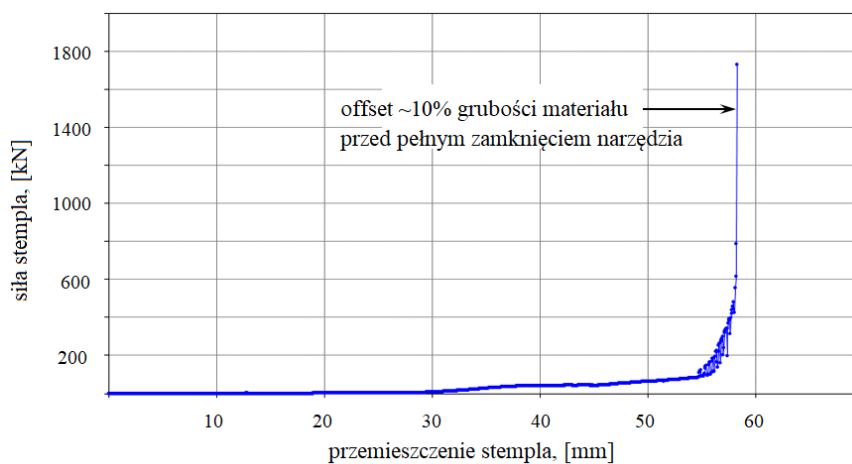
Powrotne odkształcenia sprężyste (ang. springback) materiału po otwarciu tłoczni były kolejnym kryterium oceny jakości wyrobu. Rozkład wielkości tych odkształceń dla wytłoczki eksperymentalnej przedstawiono na rysunku 120. Odchyłki powierzchni wytłoczki, spowodowane efektem sprężynowania, w kilku miejscach przekroczyły dopuszczalną wartość  $\pm 0,5$  mm. W konstrukcji narzędzia prototypowego nie realizowano kompensacji sprężynowania dla kształtu elementów formujących, gdyż celem procesu tłoczenia na zimno w niniejszej pracy było uzyskanie stabilnej geometrii wytłoczki o małym rozrzucie (rozstępie) wyników oraz wskaźnika potencjalnej zdolności  $C_p > 1,67$ . Wskaźnik rzeczywistej zdolności procesu  $C_{pk}$  został obliczony, jednak wycelowanie procesu nie było przedmiotem badań oraz korekty geometrii narzędzia.





Rys. 120. Mapa rozkładu odkształceń sprężystych dla wytłoczki eksperymentalnej

Wykres siły stempla w funkcji przemieszczenia dla operacji formowania (op.20) przedstawiono na rysunku 121. Siła stempla potrzebna do formowania kształtu części wyniosła około 1800kN (~180 ton).



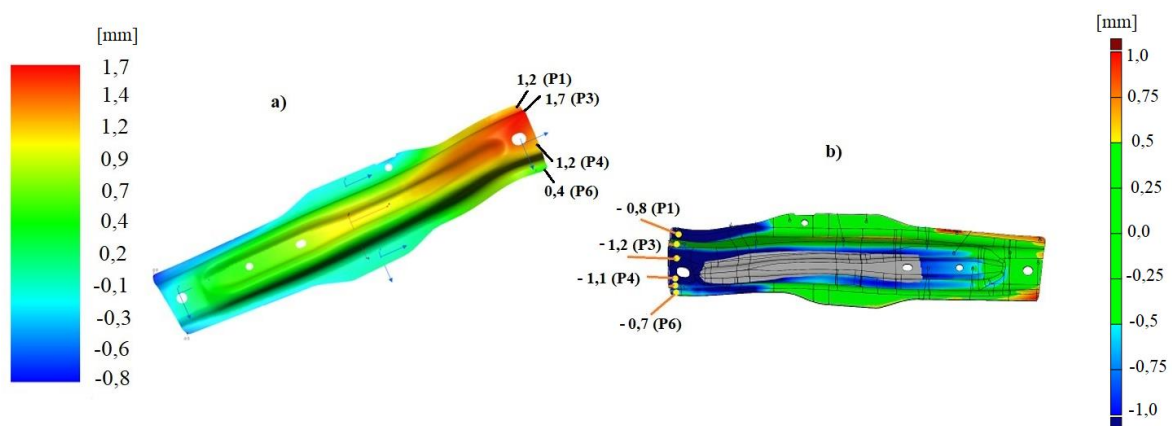
Rys. 121. Wykres siły stempla w funkcji przemieszczenia dla operacji formowania (op.20)

Koncepcja formowania została potwierdzona wynikami obliczeń MES. Zaprezentowane analizy potwierdziły, że wyprodukowanie wytłoczki eksperymentalnej jest możliwe na jednej stacji formującej zgodnie z założonym planem operacyjnym.

Wykonano próby technologiczne tłoczenia na zimno oraz wyprodukowano partię 35 wytłoczek eksperymentalnych, które w kolejnym etapie badań obrobiono cieplnie. Uzyskano zgodność wyników obliczeń MES z wynikami prób technologicznych,

nie zaobserwowano fałd na powierzchni detalu oraz nadmiernych zmian jego grubości. Największe zmierzone pocienienie, jak i pogrubienie wytłoczki wyniosło odpowiednio 8% oraz 10%.

Porównanie wartości odchyłek spowodowanych sprężynowaniem materiału w symulacji MES oraz średnich wartości rzeczywistych odchyłek powierzchni dla wyprodukowanych 35 wytłoczek przedstawiono na rysunku 122. Wartość sprężynowania według obliczeń MES dla punktów charakterystycznych P1, P3, P4 oraz P6 wyniosła: 1,2 mm, 1,7 mm, 1,2 mm, 0,4 mm, a średnia wartość odchyłek powierzchni dla wyprodukowanych wytłoczek wynosiła odpowiednio: - 0,8 mm ; - 1,2 mm ; - 1,1 mm ; - 0,7 mm (znak minus oznacza zmianę orientacji wytłoczki o 180° podczas pomiarów w stosunku do modelu MES).

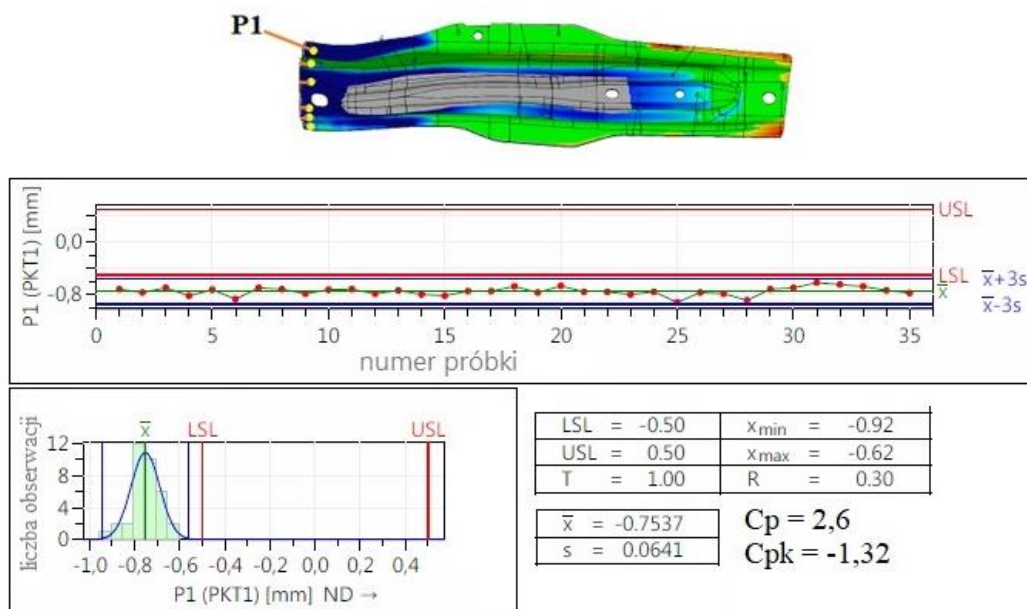


Rys. 122. Porównanie sprężynowania materiału: a) symulacja MES, b) średnie wartości rzeczywistych odchyłek powierzchni dla partii 35 wyprodukowanych wytłoczek

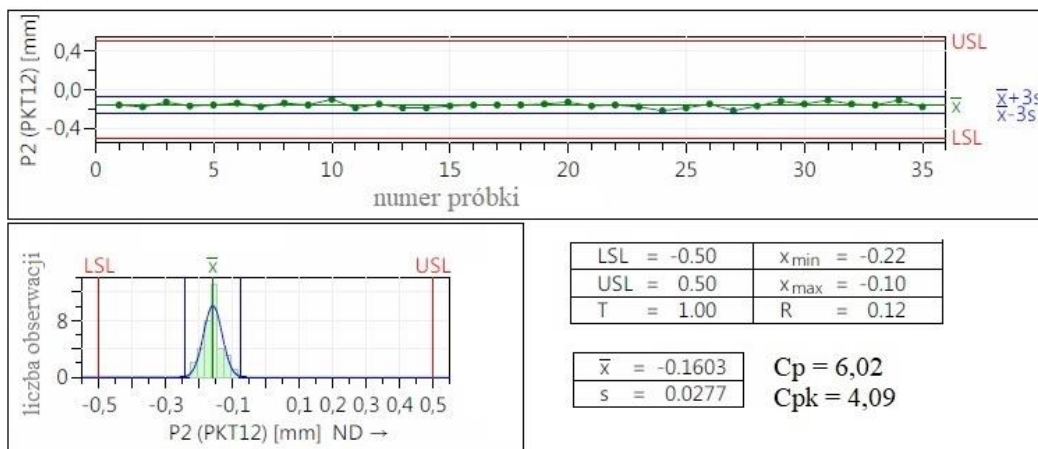
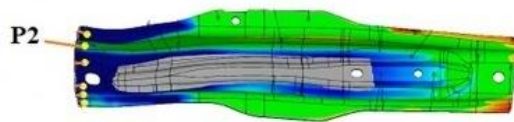
Na narzędziu prototypowym nie prowadzono działań optymalizacyjnych, a nieduże różnice wartości sprężynowania w MES i zmierzone podczas pierwszych prób tłoczenia detali można było uznać za zadowalające.

#### 4.11.7. Wyniki analizy wskaźników $C_p$ , $C_{pk}$ dla wytłoczek kształtowanych na zimno

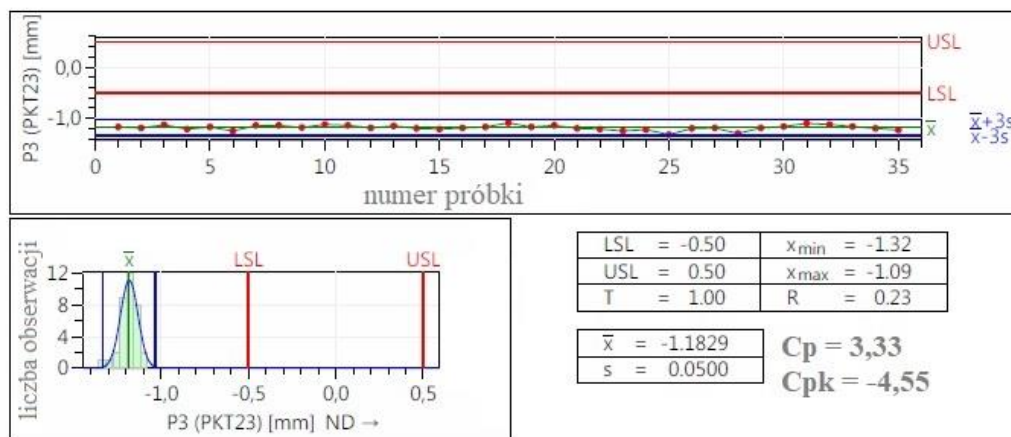
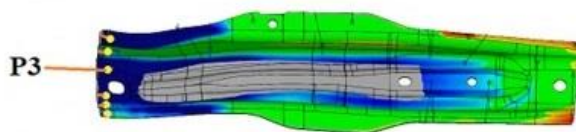
Podczas prób technologicznych tłoczniaka prototypowego wyprodukowano partię 35 wytłoczek eksperymentalnych. Wszystkie wytłoczki zostały zmierzone przy pomocy skanera 3D oraz dla każdej wytłoczki sporządzono indywidualny raport pomiarowy, na podstawie którego obliczono najważniejsze parametry statystyczne (rozstęp R, średnia arytmetyczna, odchylenie standardowe s) dla charakterystycznych punktów pomiarowych P1 ÷ P11. Na podstawie wyników sporządzono karty kontrolne, histogram oraz podano wyniki obliczeń wskaźników zdolności  $C_p$  oraz  $C_{pk}$  (rysunki 123 - 133).



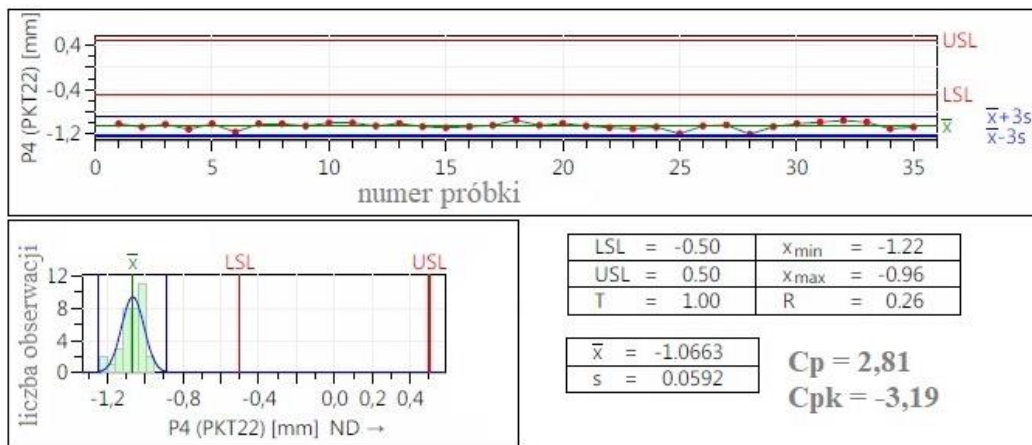
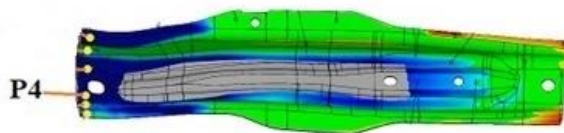
Rys. 123. Karta kontrolna, histogram oraz parametry statystyczne dla punktu pomiarowego P1



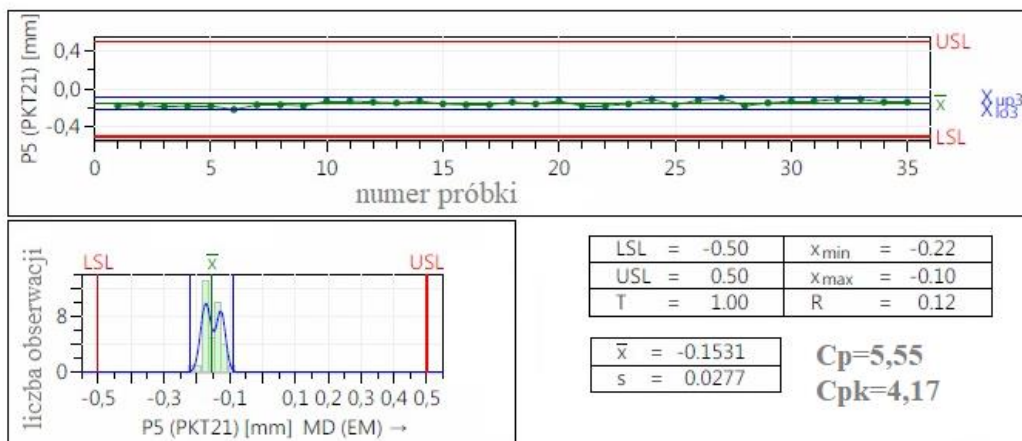
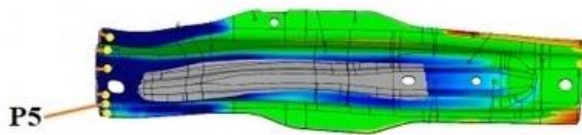
Rys. 124. Karta kontrolna, histogram oraz parametry statystyczne dla punktu pomiarowego P2



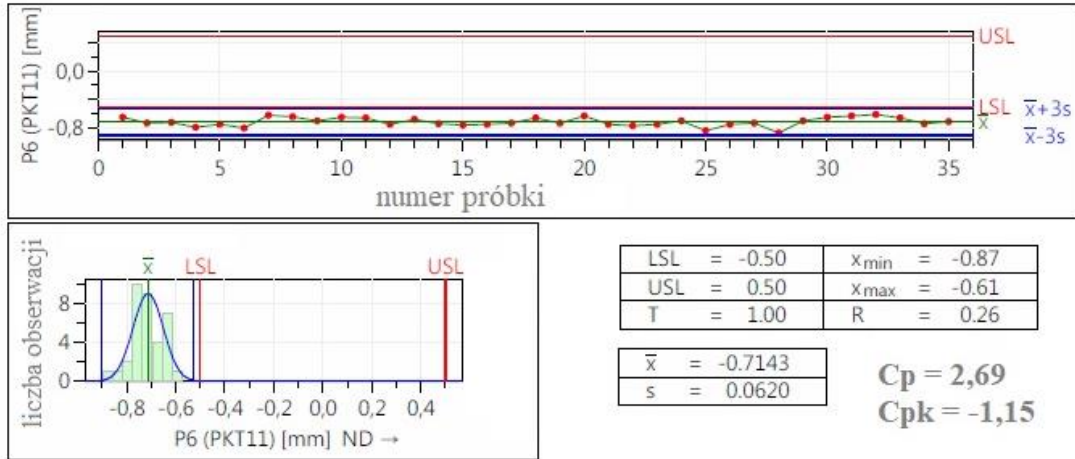
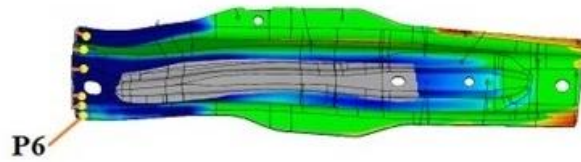
Rys. 125. Karta kontrolna, histogram oraz parametry statystyczne dla punktu pomiarowego P3



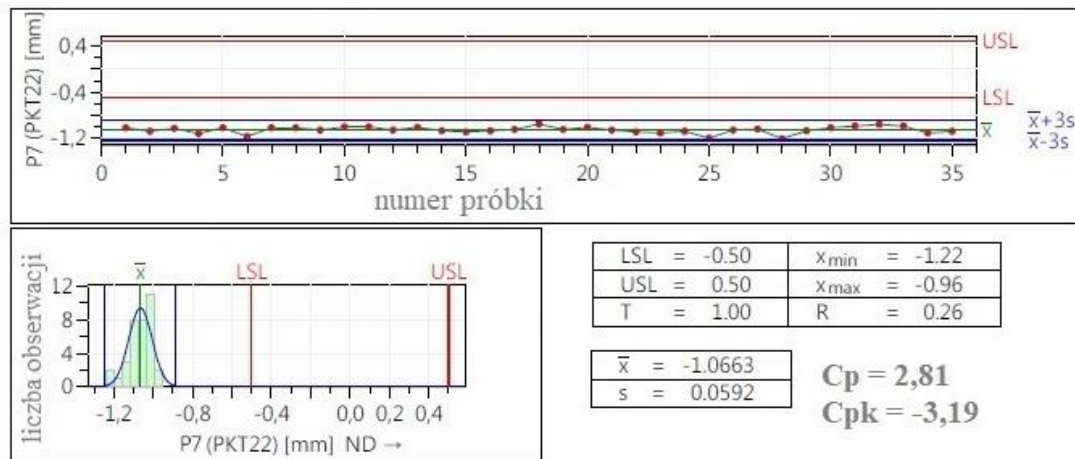
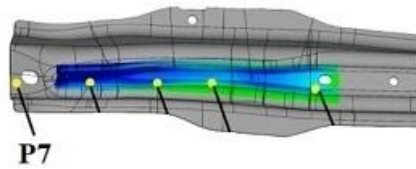
Rys. 126. Karta kontrolna, histogram oraz parametry statystyczne dla punktu pomiarowego P4



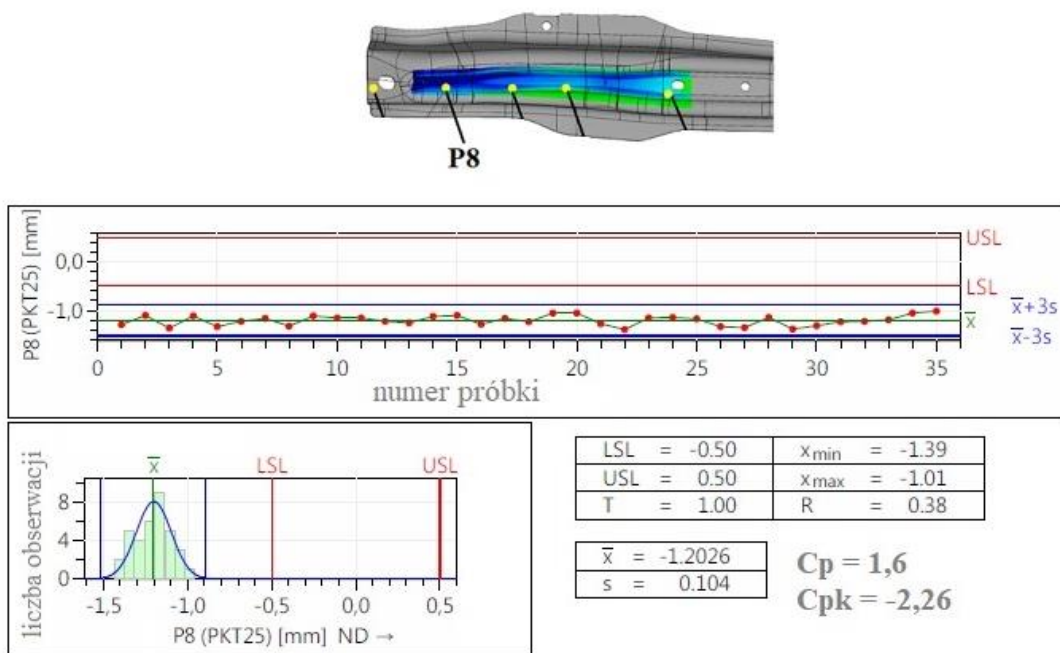
Rys. 127. Karta kontrolna, histogram oraz parametry statystyczne dla punktu pomiarowego P5



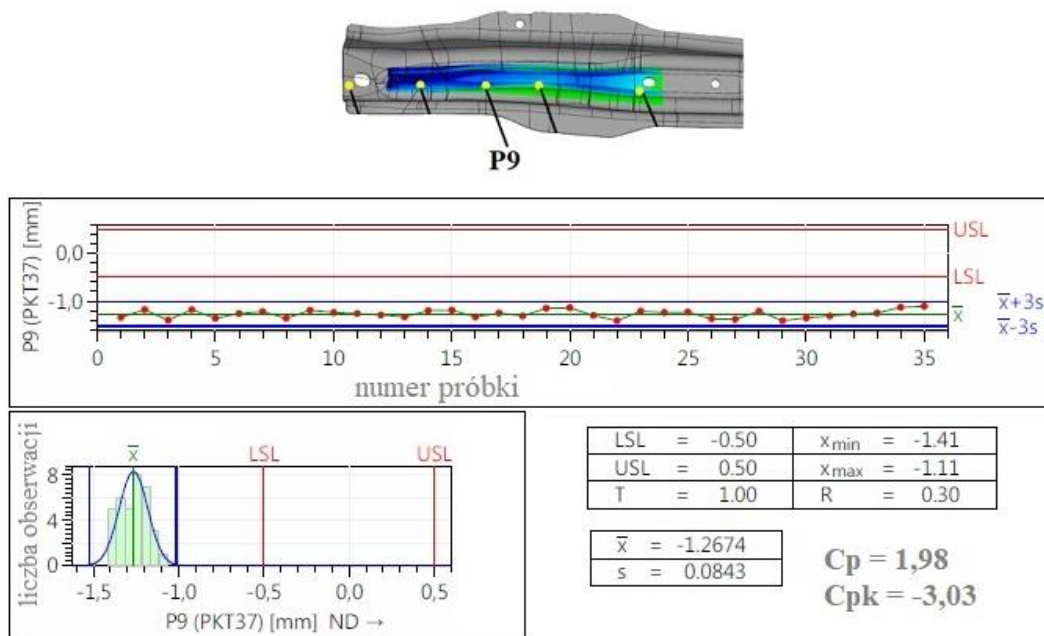
Rys. 128. Karta kontrolna, histogram oraz parametry statystyczne dla punktu pomiarowego P6



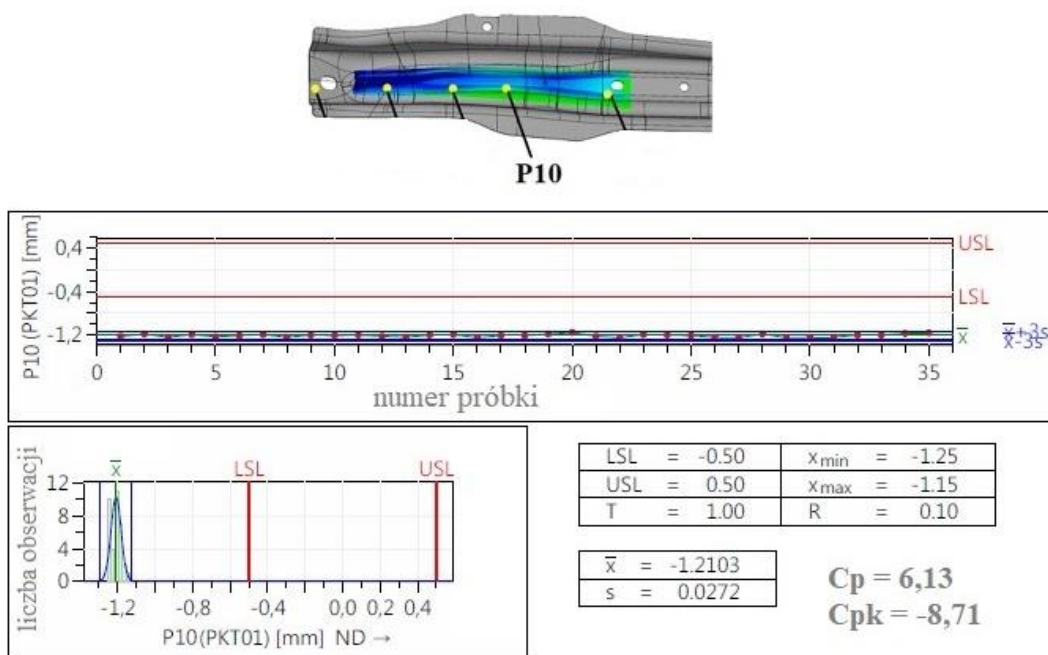
Rys. 129. Karta kontrolna, histogram oraz parametry statystyczne dla punktu pomiarowego P7



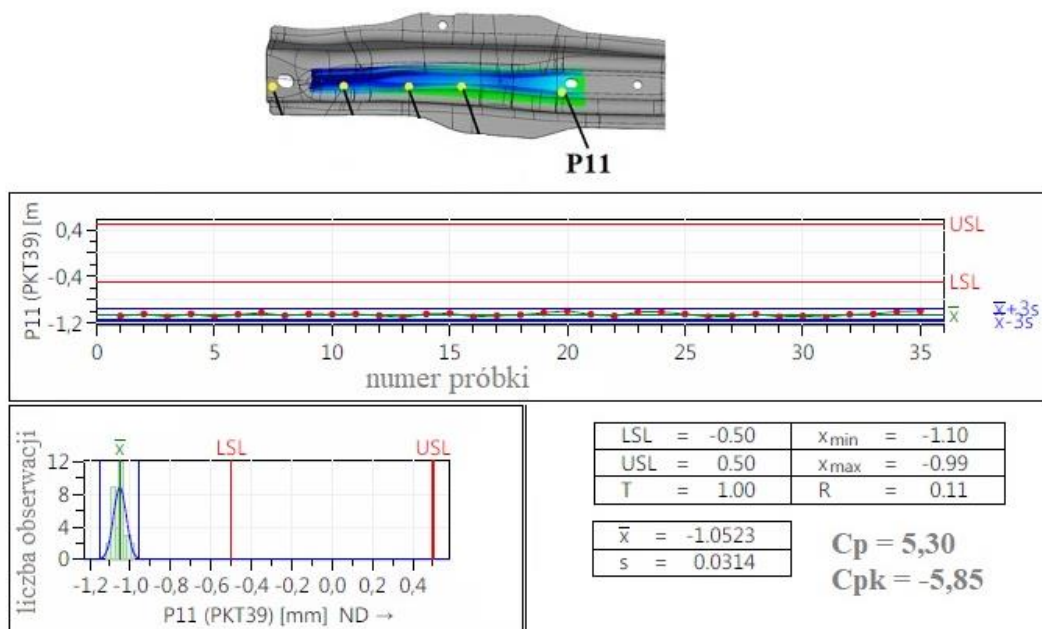
Rys. 130. Karta kontrolna, histogram oraz parametry statystyczne dla punktu pomiarowego P8



Rys. 131 Karta kontrolna, histogram oraz parametry statystyczne dla punktu pomiarowego P9



Rys. 132. Karta kontrolna, histogram oraz parametry statystyczne dla punktu pomiarowego P10

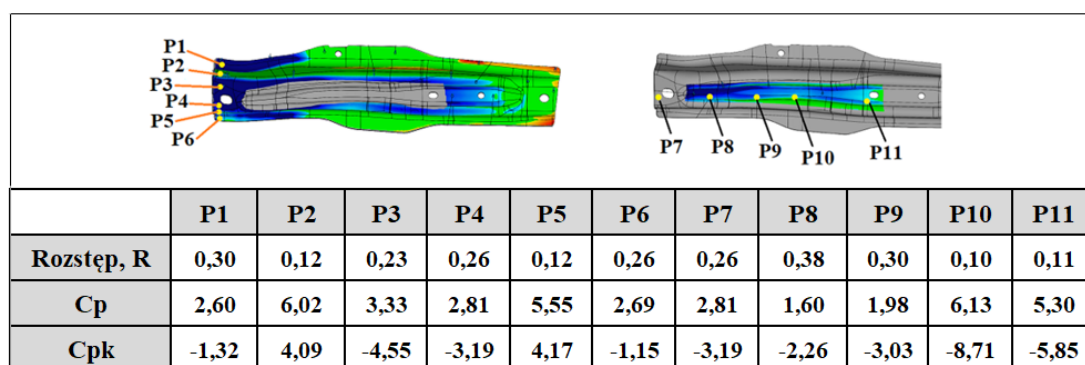


Rys. 133. Karta kontrolna, histogram oraz parametry statystyczne dla punktu pomiarowego P11



Rozstęp wyników R oraz zestawienie obliczonych wskaźników zdolności procesu  $C_p$ ,  $C_{pk}$ , dla wytłoczki kształtowanej na zimno, w charakterystycznych punktach pomiarowych P1 ÷ P11, przedstawiono w Tabeli 12.

Tabela 12. Rozstęp wyników R oraz wskaźniki zdolności procesu  $C_p$ ,  $C_{pk}$  dla wytłoczki eksperymentalnej kształtowanej na zimno



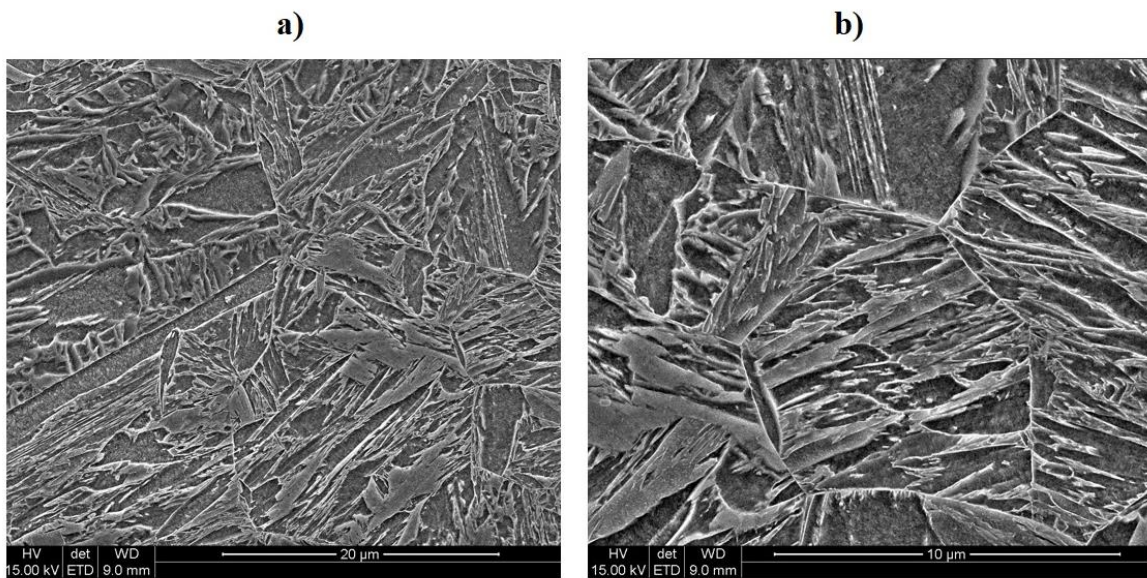
Analiza wyników wykazała:

- mały rozstęp wyników, proces statystycznie ustabilizowany (sterowalny),
- wysokie wartości wskaźników  $C_p$  powyżej 1,67 świadczące o małym rozrzucie wyników oraz wysokiej zdolności procesu; jedynie dla punktu P8 uzyskano nieco niższy wskaźnik  $C_p=1,60$ , który jest nadal zadowalający. Jego wartość można zwiększyć poprzez tzw. proces dopasowania (stykowania) elementów narzędzia do powierzchni wytłoczki (ang. die spotting process) [180, 181] – proces ten jest niezbędnym, czasochłonnym i kosztownym etapem prób każdego narzędzia. Przed sprawdzeniem zgodności wymiarowej części tłoczzonej, należy zagwarantować, że minimalny obszar kontaktu matrycy i stempla z powierzchnią wytłoczki wyniósł 80% lub więcej [182].
- proces niewycentrowany; proces przesunięty w kierunku dolnej tolerancji (dla  $C_{pk} < 0$ ), geometria wytłoczki poza dolną granicą tolerancji -0,5 mm; wskaźnik rzeczywistej zdolności procesu  $C_{pk}$  został obliczony i przedstawiony w niniejszej pracy, jednak wycentrowanie procesu (poprawa geometrii wytłoczki) nie było przedmiotem badań oraz korekty geometrii narzędzia.

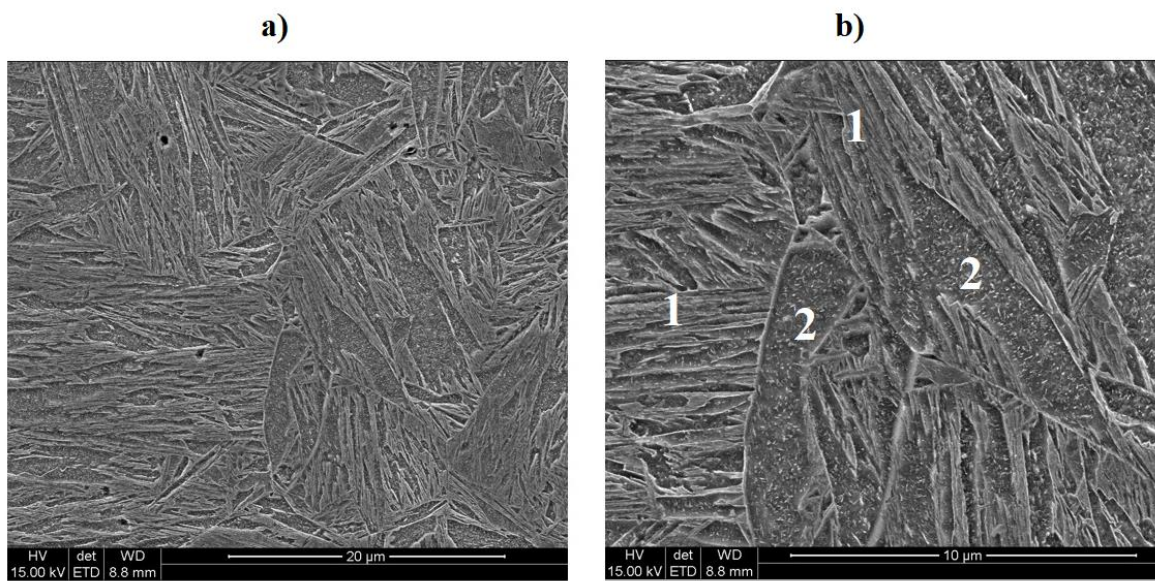
#### 4.11.8. Wyniki badań mikrostruktury wytłoczek po obróbce cieplnej

Badania mikrostruktury przeprowadzono dla wytłoczek obrobionych cieplnie z hartowaniem zanurzeniowym w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C.

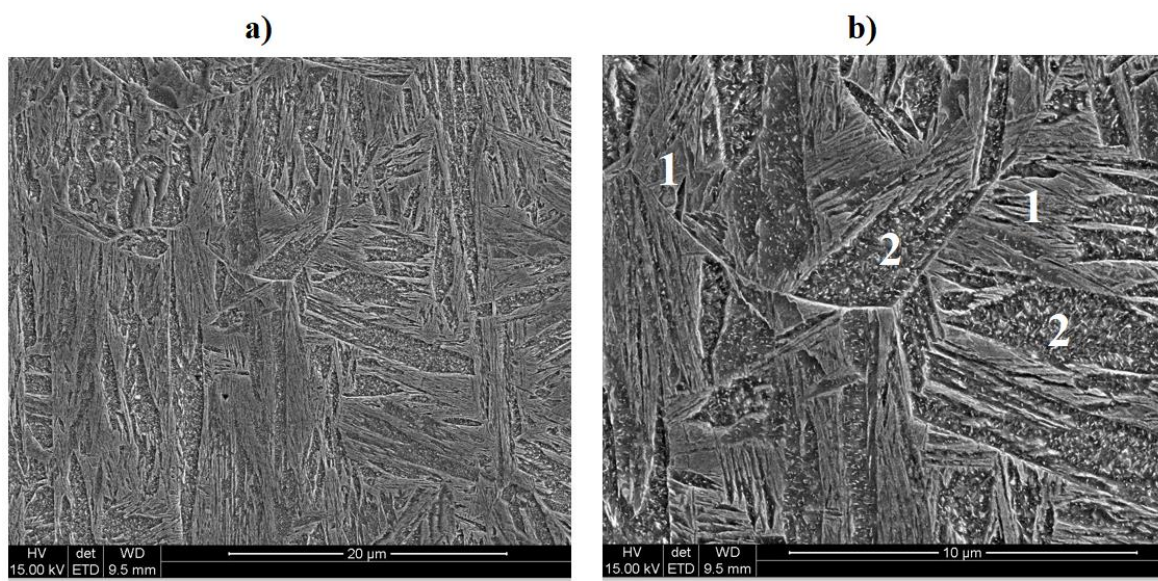
Próbka po chłodzeniu w wodzie posiadała strukturę martenzytyczną (rysunek 134). Chłodzenie w oleju o temperaturze 20°C spowodowało uzyskanie struktury złożonej z martenzytu odpuszczonego z drobnodispersyjnymi wydzieleniami cementytu (rysunek 135). Podobną mikrostrukturę uzyskano dla próbki chłodzonej w oleju o temperaturze 80°C (rysunek 136). Ilość wydzielań cementytu wzrosła w mikrostrukturze wytłoczek po hartowaniu w oleju o temperaturze 80°C, co stwierdzono w oparciu o obserwacje mikrostruktury.



Rys. 134. Martenzytyczna mikrostruktura wytłoczki po hartowaniu w wodzie:  
a) powiększenie 2000x, b) 5000x



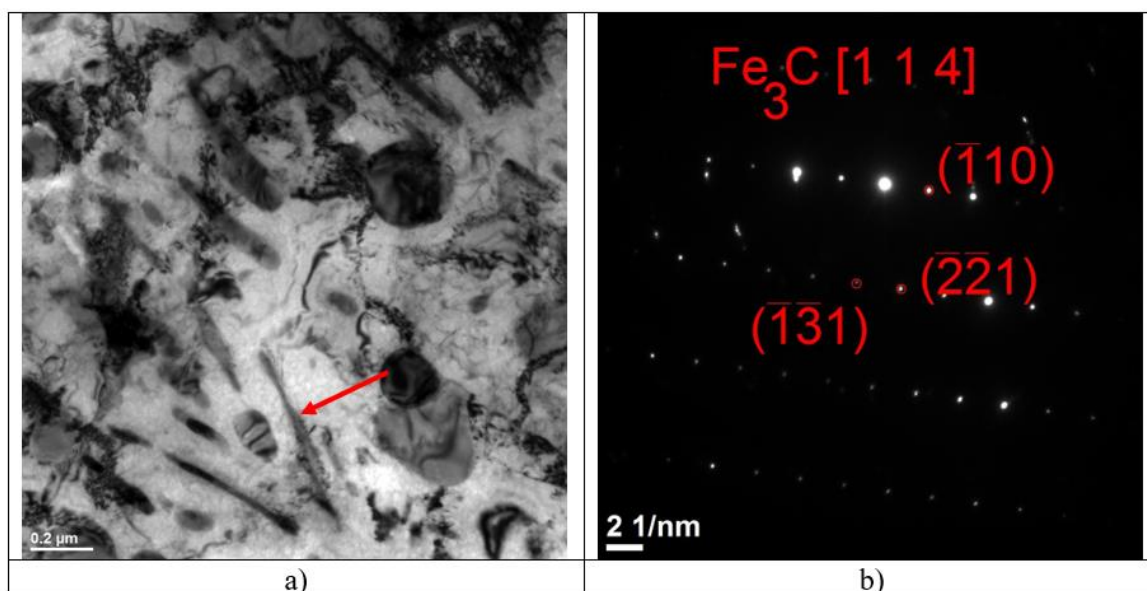
Rys. 135. Mikrostruktura wylóczki po hartowaniu w oleju o temperaturze 20°C, 1-martenzyt, 2-martenzyt odpuszczony z drobnodispersyjnymi wydzieleniami cementytu:  
a) powiększenie 2000x, b) 5000x



Rys. 136. Mikrostruktura wylóczki po hartowaniu w oleju o temperaturze 80°C, 1-martenzyt, 2-martenzyt odpuszczony z drobnodispersyjnymi wydzieleniami cementytu:  
a) powiększenie 2000x, b) 5000x

Przedstawione mikrostruktury materiałów hartowanych w oleju o temperaturze 20°C i 80°C posiadały obszary drobnodispersyjnych wydzielań, które są charakterystyczne dla martenzytu powstałego w procesie samoodpuszczania (ang. auto-tempering) [122-124]. Przeprowadzone wstępne badania metodą transmisyjnej elektronowej mikroskopii (TEM),

dla próbki pobranej z wylóczki hartowanej w oleju o temperaturze 20°C, ujawniły występowanie w strukturze wydzielen w postaci wydłużonych listew. Rozwiązując uzyskaną dyfrakcję elektronową stwierdzono, że jest to cementyt, co przedstawiono na rysunku 137.



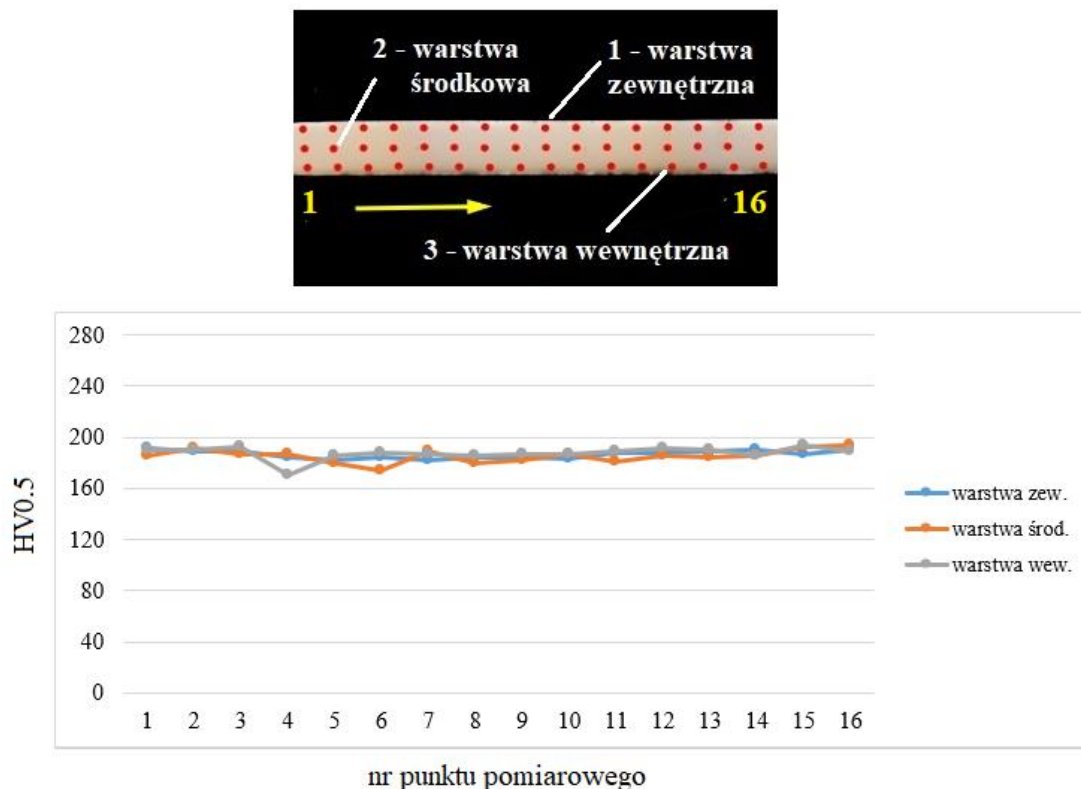
Rys. 137. Wyniki badań TEM próbki pobranej z wylóczki hartowanej w oleju o temperaturze 20°C: a) ujawnione wydzielenia cementytu w strukturze, pole jasne, b) rozwiązanie dyfrakcji elektronów z cementytu zaznaczonego na rys. a)

#### 4.11.9. Wyniki pomiarów twardości HV dla wylóczek po obróbce cieplnej

Pomiary twardości wykonano dla materiału w stanie wyjściowym, dla wylóczek po przeróbce plastycznej na zimno oraz dla wylóczek obrobionych cieplnie z hartowaniem zanurzeniowym w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C. Wszystkie pomiary wykonano na zglądach nietrawionych w przekroju wylóczki w warstwie wewnętrznej, środkowej oraz zewnętrznej.

Wyniki pomiarów twardości dla materiału w stanie wyjściowym (próbka płaska bez odkształcenia) przedstawiono na rysunku 138. Średnia twardość materiału dla warstwy

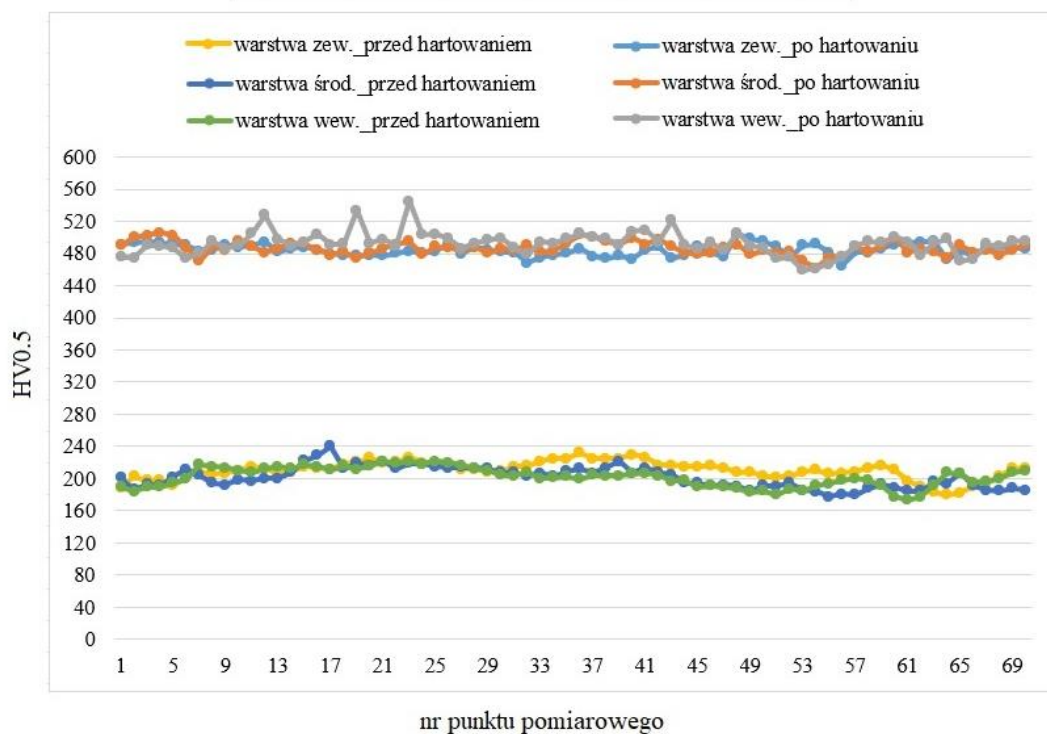
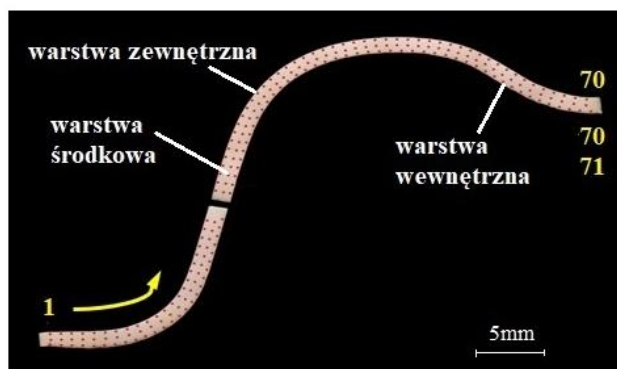
wewnętrznej, środkowej oraz zewnętrznej wyniosła odpowiednio 188 HV0,5; 185 HV0,5; 187 HV0,5.



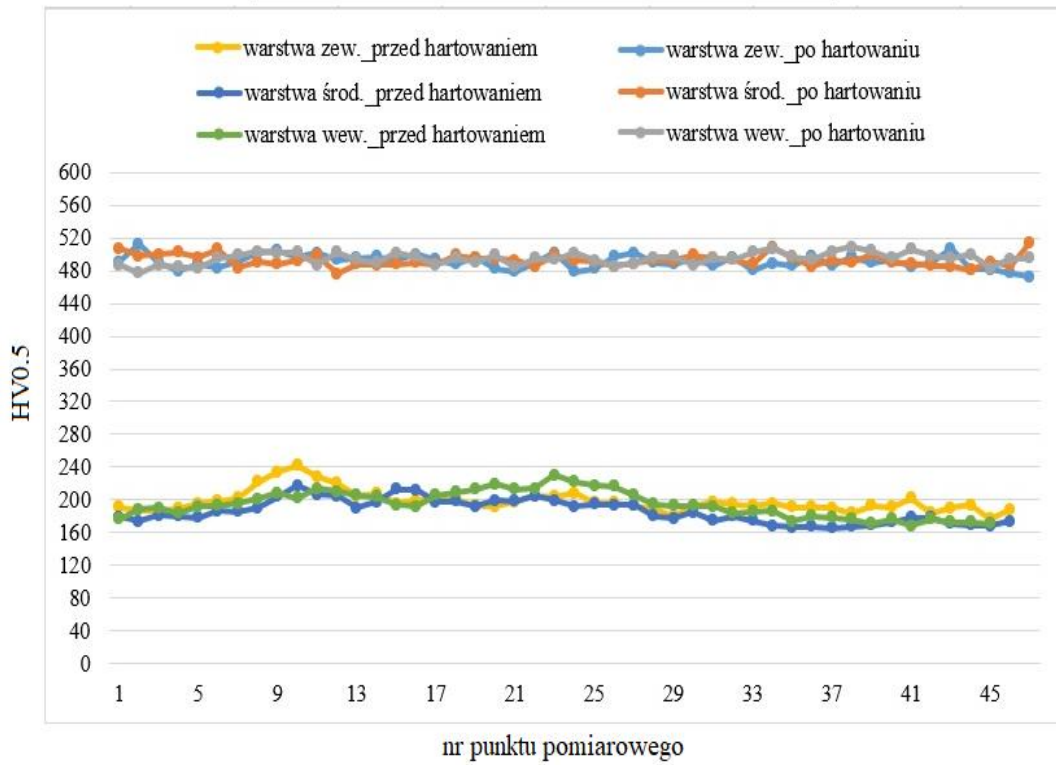
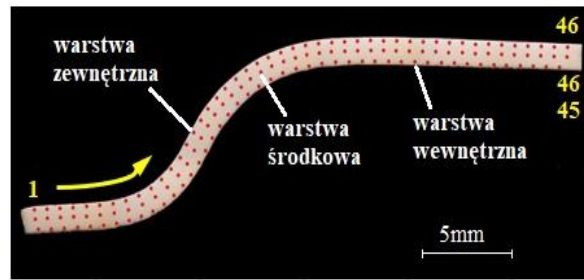
Rys. 138. Wyniki rozkładu twardości blachy w stanie wyjściowym

Wyniki pomiarów twardości w przekroju I-I oraz II-II wyłoczek przed hartowaniem oraz po hartowaniu w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C przedstawiono na rysunkach 139 – 144.

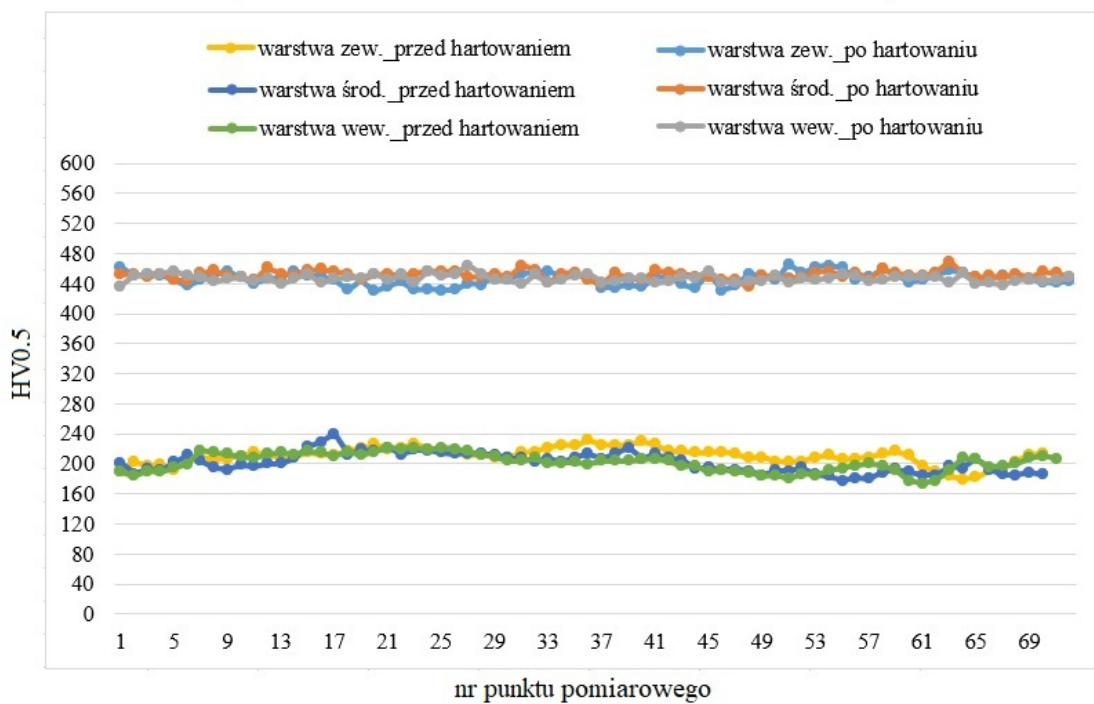
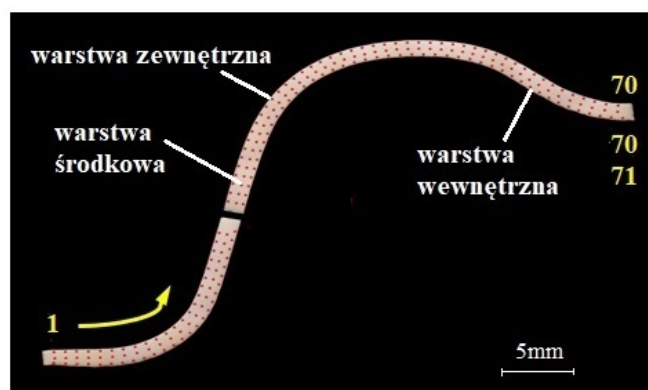
Przebieg profili twardości dla wyłoczek przed hartowaniem (po przeróbce plastycznej na zimno) wykazał nieznaczny lokalny wzrost twardości o około 15 HV0,5 spowodowany umocnieniem się materiału podczas przeróbki plastycznej.



Rys. 139. Wyniki rozkładu twardości na przekroju I-I wytłoczki przed hartowaniem oraz po hartowaniu w wodzie

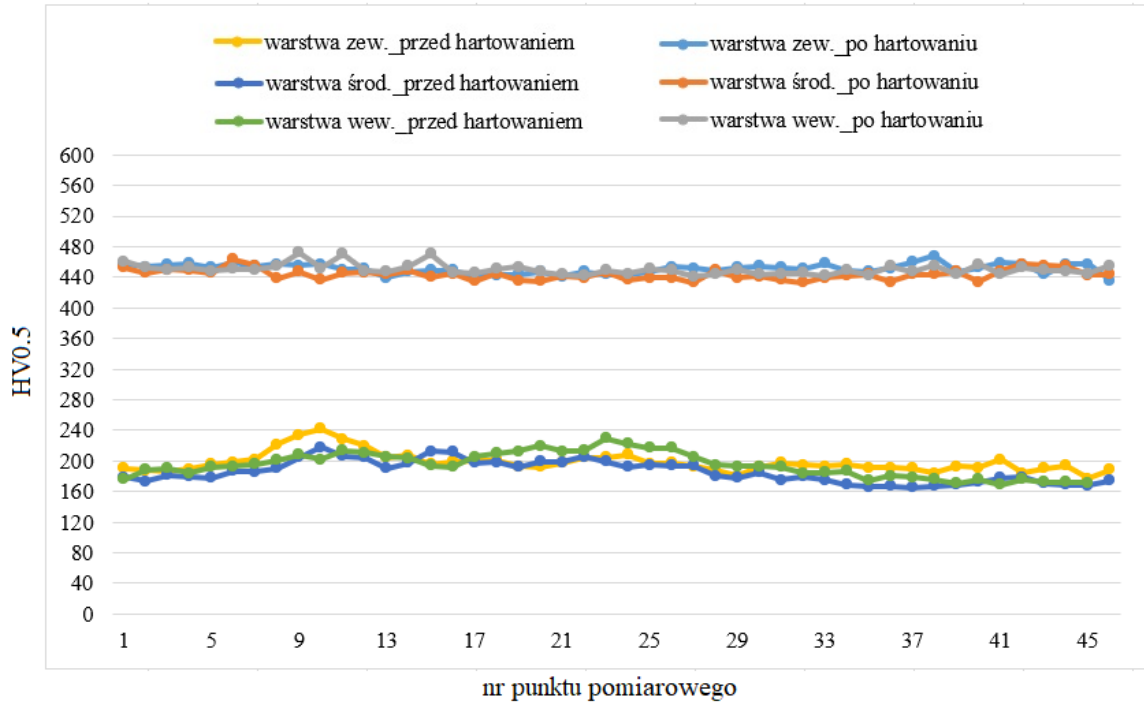
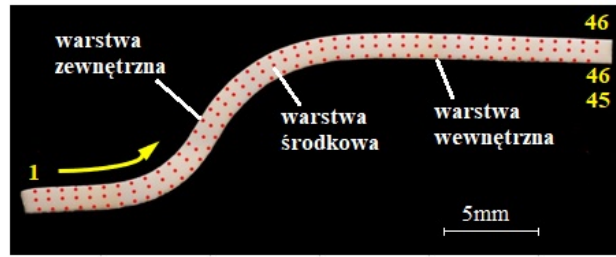


Rys. 140. Wyniki rozkładu twardości na przekroju II-II wylóczki przed hartowaniem oraz po hartowaniu w wodzie

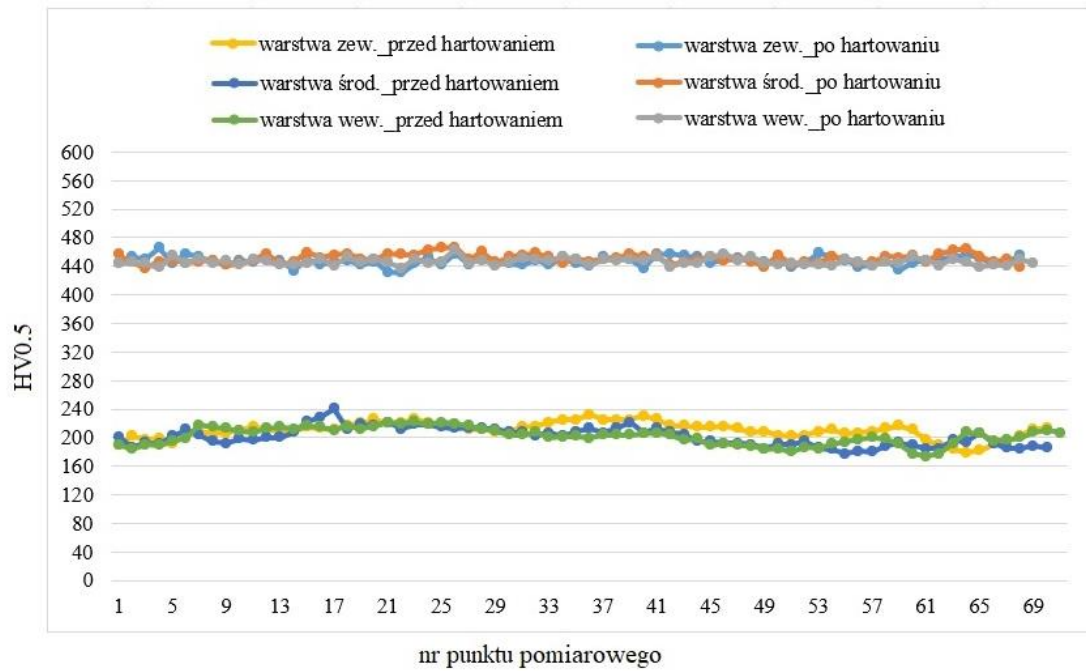
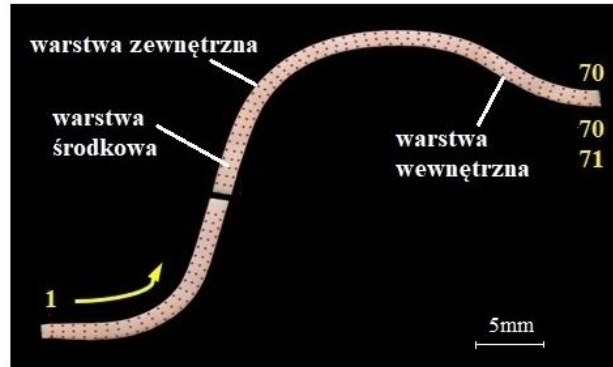


Rys. 141. Wyniki rozkładu twardości na przekroju I-I wytłoczki przed hartowaniem oraz po hartowaniu w oleju o temperaturze 20°C

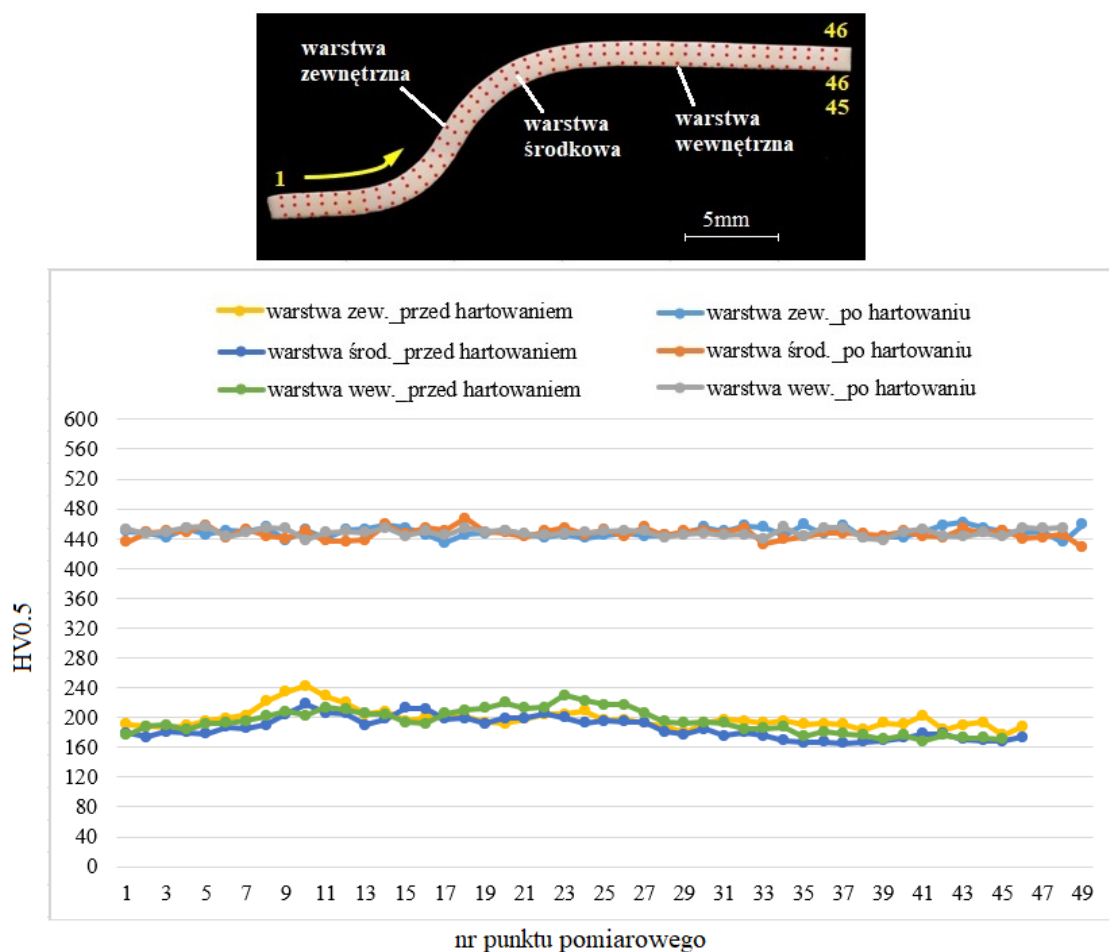




Rys. 142. Wyniki rozkładu twardości na przekroju II-II wytłoczki przed hartowaniem oraz po hartowaniu w oleju o temperaturze 20°C



Rys. 143. Wyniki rozkładu twardości na przekroju I-I wytłoczki przed hartowaniem oraz po hartowaniu w oleju o temperaturze 80°C



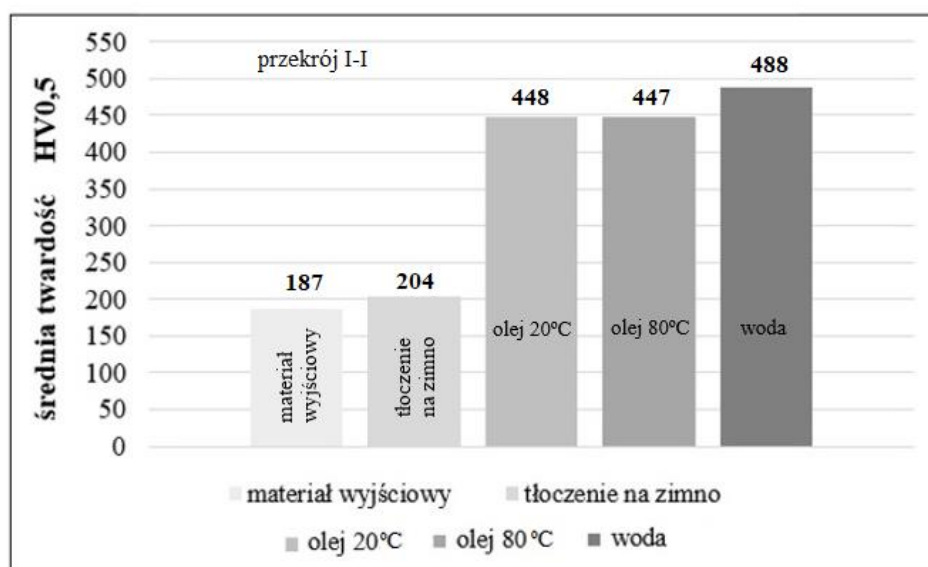
Rys. 144. Wyniki rozkładu twardości na przekroju II-II wylóczki przed hartowaniem oraz po hartowaniu w oleju o temperaturze 80°C

Średnie wartości twardości materiału po tłoczeniu na zimno, po hartowaniu w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C dla wylóczki na przekroju I-I oraz II-II w warstwie wewnętrznej, środkowej oraz zewnętrznej zamieszczono w Tabeli 13. Wykresy reprezentujące średnią wszystkich pomiarów twardości na przekroju I-I oraz II-II dla danego wariantu obróbki cieplnej przedstawiono na rysunkach 145 oraz 146.

Tabela 13. Średnie wartości twardości materiału po tłoczeniu na zimno, po hartowaniu w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C dla wytłoczek na przekroju I-I oraz II-II w warstwie wewnętrznej, środkowej oraz zewnętrznej

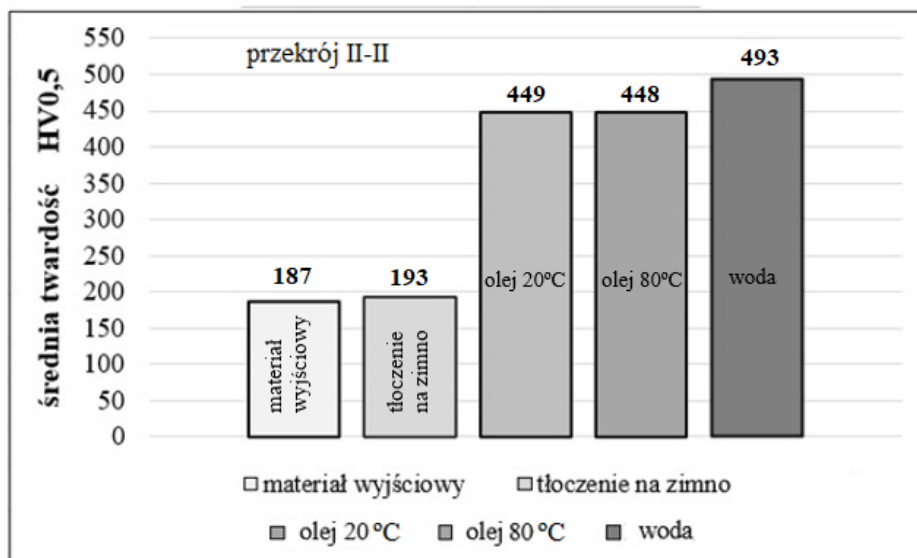
	wytłoczek: przekrój I-I					wytłoczek: przekrój II-II			
	stan wyjściowy	przed hartowaniem	woda	olej 20°C	olej 80°C	przed hartowaniem	woda	olej 20°C	olej 80°C
	twardość, HV0,5								
warstwa wewnętrzna (średnia twardość)	188	202	492	447	447	195	495	450	448
warstwa środkowa (średnia twardość)	185	201	487	451	449	186	493	445	447
warstwa zewnętrzna (średnia twardość)	187	210	484	446	446	198	491	451	449

Najwyższą średnią wartość twardości na przekroju I-I wynoszącą 488 HV0,5 uzyskano dla wytłoczki hartowanej w wodzie. Dla wytłoczki hartowanej w oleju o temperaturze 20°C i 80°C, średnia wartość twardości była zbliżona i wyniosła odpowiednio 448 HV0,5 oraz 447 HV0,5.



Rys. 145. Zmiany twardości materiału 22MnB5 po tłoczeniu na zimno, po hartowaniu w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C dla wytłoczki w przekroju I-I

Najwyższą średnią wartość twardości w przekroju II-II wynoszącą 493 HV<sub>0,5</sub> uzyskano dla wytłoczki hartowanej w wodzie. Dla wytłoczki hartowanej w oleju o temperaturze 20°C i 80°C, średnia twardość wyniosła odpowiednio 449 HV<sub>0,5</sub> oraz 448 HV<sub>0,5</sub>.



Rys. 146. Zmiany twardości materiału po tłoczeniu na zimno, po hartowaniu w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C dla wytłoczki w przekroju II-II

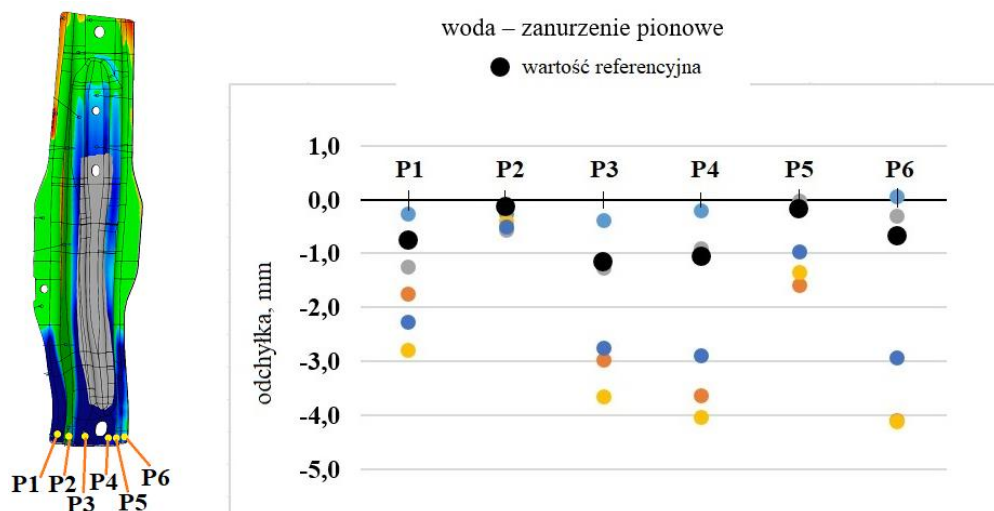
Na podstawie analizy wyników stwierdzono, że:

- średnie wartości wyników dla twardości wytłoczek w przekroju I-I oraz II-II po obróbce cieplnej według trzech wariantów chłodzenia (woda, olej 20°C, olej 80°C) mieściły się w granicach specyfikacji (400 - 520 HV<sub>10</sub>),
- małe różnice wartości twardości pomiędzy warstwami na przekroju I-I wynoszące 8 HV<sub>0,5</sub>; 8 HV<sub>0,5</sub>; 3 HV<sub>0,5</sub> odpowiednio dla chłodzenia w wodzie, oleju 20°C i 80°C świadczyły o jednorodności struktury po hartowaniu; małe różnice twardości uzyskano również dla przekroju II-II i wynosiły one: 4 HV<sub>0,5</sub>; 6 HV<sub>0,5</sub>; 2 HV<sub>0,5</sub>.

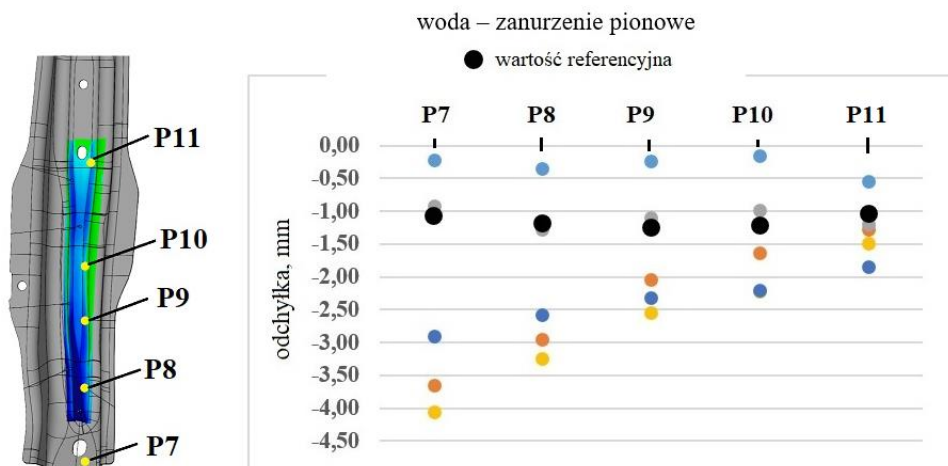
#### 4.11.10. Analizy porównawcze odchyłek kształtu wytłoczek przed i po obróbce cieplnej

Średnia arytmetyczna odchyłek powierzchni w charakterystycznych punktach pomiarowych P1÷P6 oraz P7÷P11 dla partii 35 części tłoczonych na zimno (przed hartowaniem) stanowiła wartość referencyjną dla określenia odchyłek hartowniczych. Założenie takie było możliwe ze względu na stabilny proces tłoczenia na zimno (mały rozrzut wyników w oparciu o rozstęp R) oraz wysoką zdolność procesu wyrażoną współczynnikiem  $C_p$ .

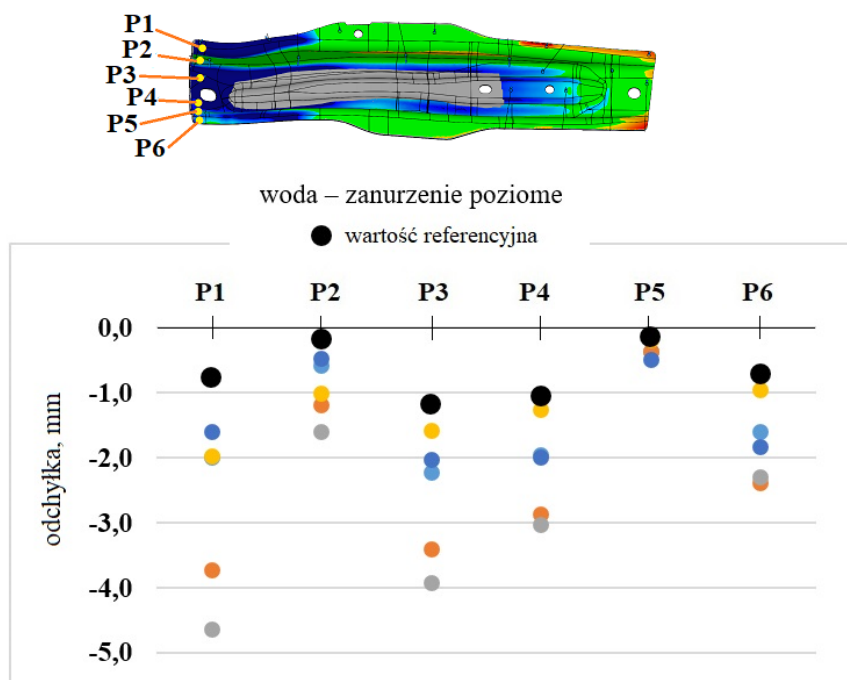
Odchyłki powierzchni (odkształcenia hartownicze) w punktach pomiarowych P1÷P6 oraz P7÷P11 dla wytłoczek hartowanych w wodzie, oleju o temperaturze 20°C i 80°C w pozycji zanurzeniowej pionowej oraz poziomej zostały przedstawione na rysunkach 147 - 158. Dla każdego wariantu hartowania zmierzono 5 części. Na podstawie przyjętej w badaniach metodyki (pomiar geometrii detali przed i po hartowaniu) uzyskano odchyłki powierzchni wytłoczek po procesie obróbki cieplnej.



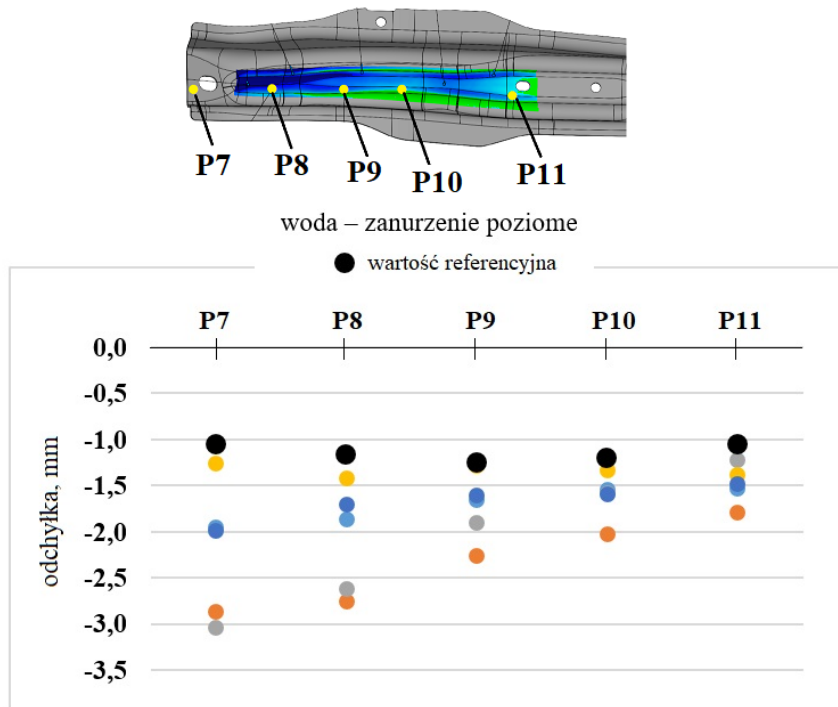
Rys. 147. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P1÷P6 dla pięciu wytłoczek hartowanych w wodzie (zanurzenie pionowe)



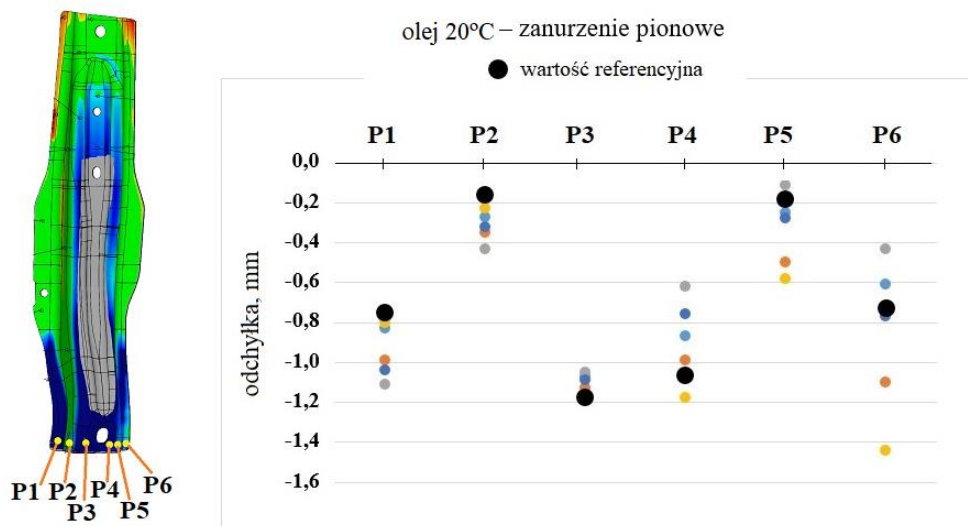
Rys. 148. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P7 ÷ P11 dla pięciu wytłoczek hartowanych w wodzie (zanurzenie pionowe)



Rys. 149. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P1 ÷ P6 dla pięciu wytłoczek hartowanych w wodzie (zanurzenie poziome)

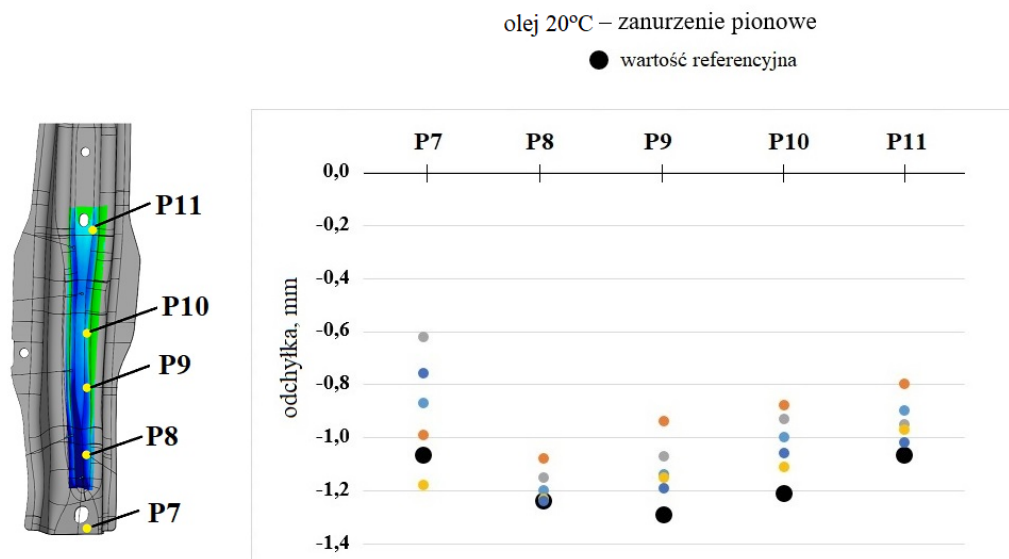


Rys. 150. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P7÷P11 dla pięciu wytłoczek hartowanych w wodzie (zanurzenie poziome)

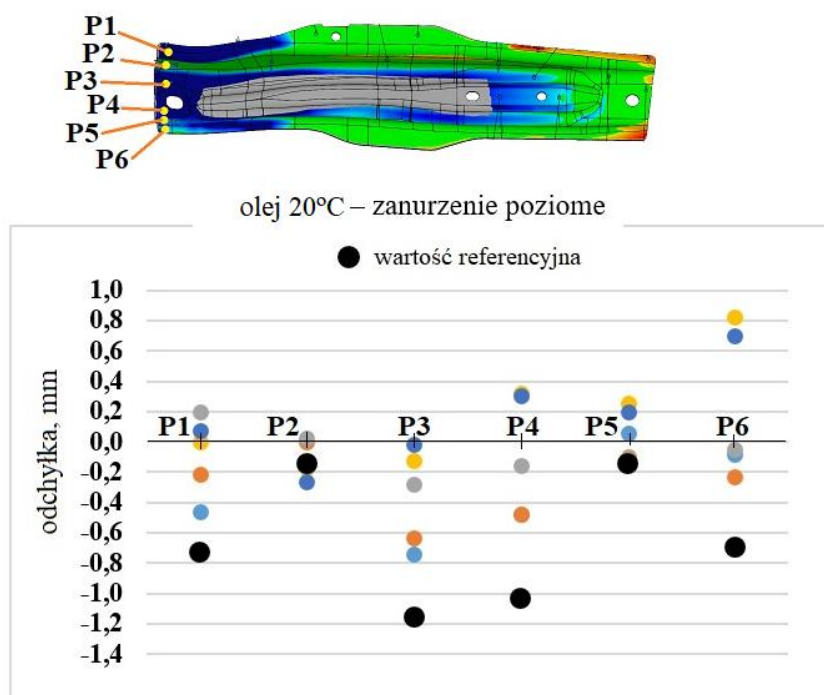


Rys. 151. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P1÷P6 dla pięciu wytłoczek hartowanych w oleju o temperaturze 20°C (zanurzenie pionowe)

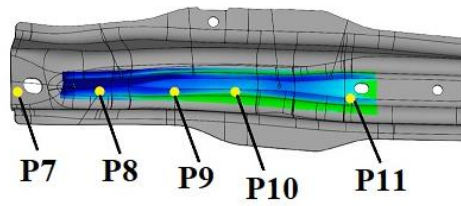




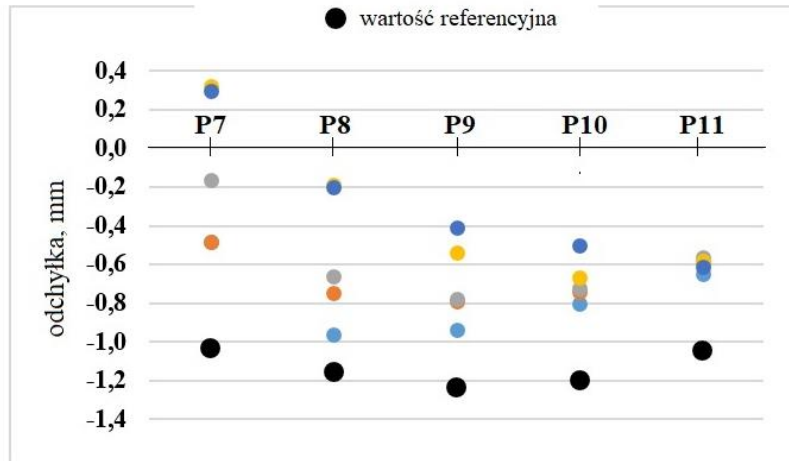
Rys. 152. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P7÷P11 dla pięciu wylóczonek hartowanych w oleju o temperaturze 20°C (zanurzenie pionowe)



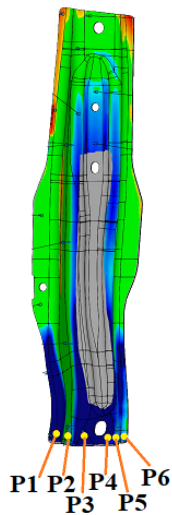
Rys. 153. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P1÷P6 dla pięciu wylóczonek hartowanych w oleju o temperaturze 20°C (zanurzenie poziome)



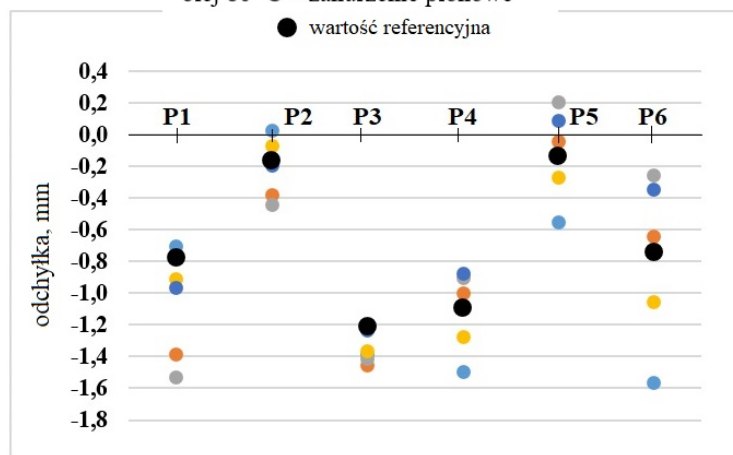
olej 20°C – zanurzenie poziome



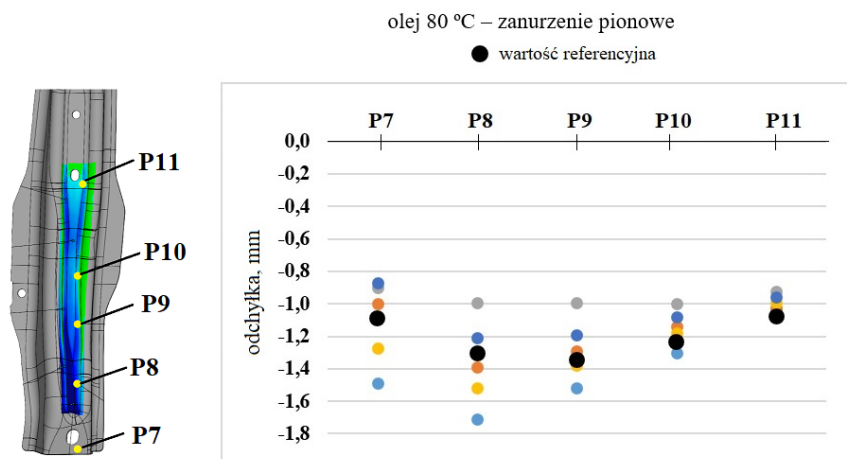
Rys. 154. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P7 ÷ P11 dla pięciu wytłoczek hartowanych w oleju o temperaturze 20°C (zanurzenie poziome)



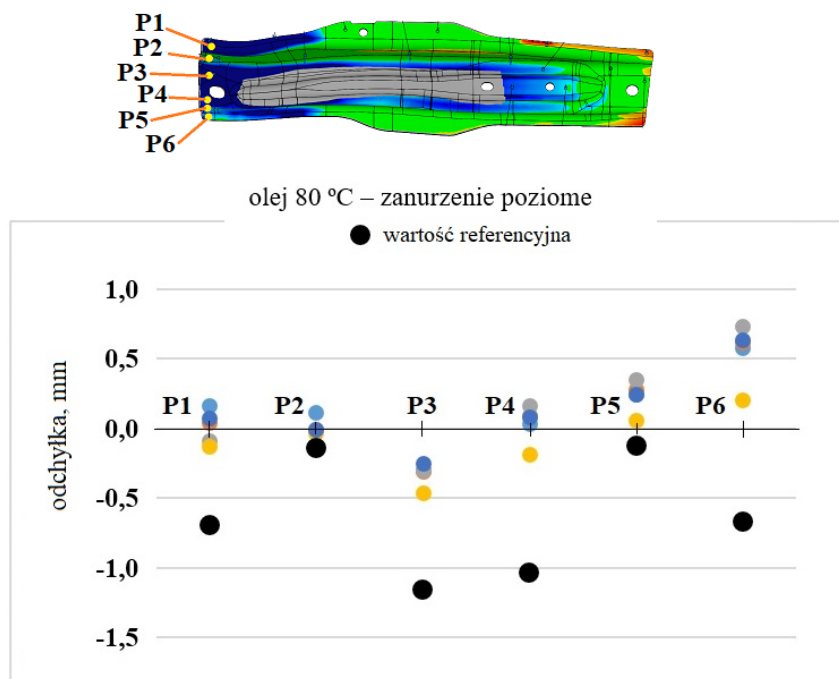
olej 80 °C – zanurzenie pionowe



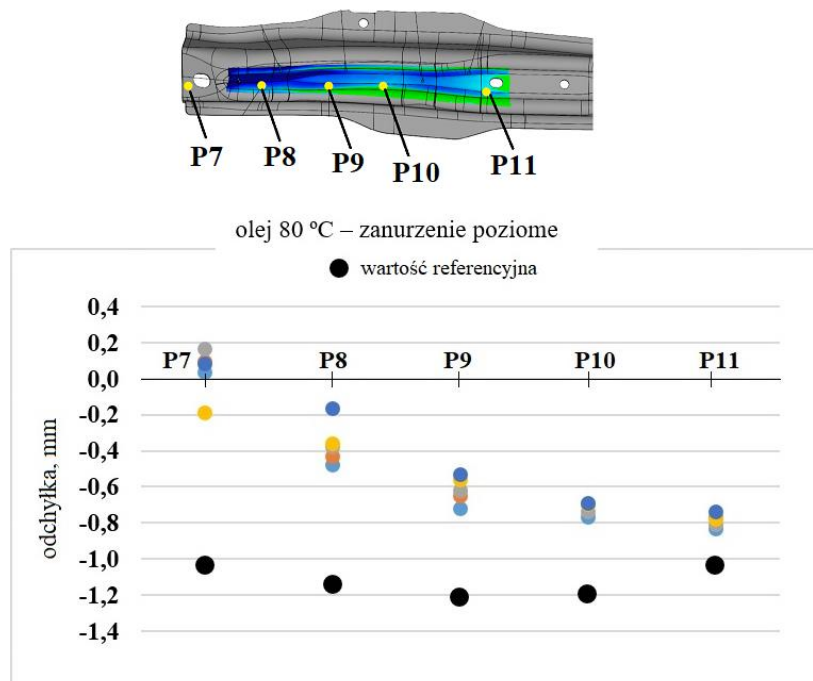
Rys. 155. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P1 ÷ P6 dla pięciu wytłoczek hartowanych w oleju o temperaturze 80°C (zanurzenie pionowe)



Rys. 156. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P7÷P11 dla pięciu wytłoczek hartowanych w oleju o temperaturze 80°C (zanurzenie pionowe)

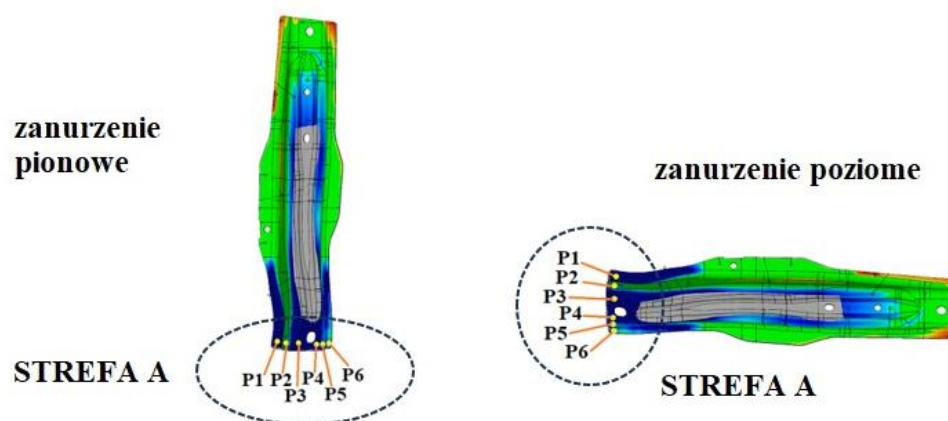


Rys.157. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P1÷P6 dla pięciu wytłoczek hartowanych w oleju o temperaturze 80°C (zanurzenie poziome)



Rys. 158. Wykres odchyłek w punktach pomiarowych P7÷P11 dla pięciu wytłoczek hartowanych w oleju o temperaturze 80°C (zanurzenie poziome)

Spośród wszystkich pomiarów w **strefie A** wytłoczki eksperymentalnej (rysunek 159), największe rozrzuty wyników uzyskano po hartowaniu w wodzie w punktach pomiarowych P1 oraz P6 (Tabela 14).



Rys. 159. Strefa A wytłoczki wraz z charakterystycznymi punktami pomiarowymi P1÷P6

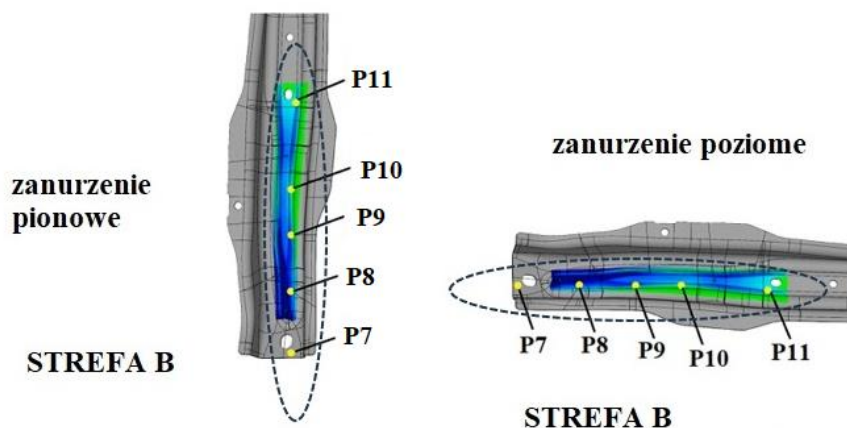
Tabela 14. Największe rozrzuty wyników w charakterystycznych punktach P1 oraz P6 badanych wytłoczek w **strefie A** dla wariantu zanurzenia pionowego oraz poziomego

<b>STREFA A</b>			
ZANURZENIE PIONOWE	Rozstęp	ZANURZENIE POZIOME	Rozstęp
<b>hartowanie w wodzie (P6)</b> (przed hartowaniem)	<b>4,19</b> (0,18)	<b>hartowanie w wodzie (P1)</b> (przed hartowaniem)	<b>3,04</b> (0,10)
<b>hartowanie w oleju 20°C (P6)</b> (przed hartowaniem)	<b>1,01</b> (0,14)	<b>hartowanie w oleju 20°C (P6)</b> (przed hartowaniem)	<b>1,05</b> (0,12)
<b>hartowanie w oleju 80°C (P6)</b> (przed hartowaniem)	<b>1,31</b> (0,22)	<b>hartowanie w oleju 80°C (P6)</b> (przed hartowaniem)	<b>0,53</b> (0,13)

Na podstawie uzyskanych wyników stwierdzono, że:

- dla hartowania wytłoczki w wodzie z zanurzeniem pionowym i poziomym największy rozstęp wyników 4,19 oraz 3,04 uzyskano odpowiednio dla punktu P6 oraz P1; obróbka cieplna wytłoczki z chłodzeniem w wodzie była procesem statystycznie niestabilizowanym (niesterowalnym, niestabilnym) ze względu na duże rozproszenie wyników, co wyklucza ten rodzaj obróbki z praktycznego zastosowania dla części eksperymentalnej (brak możliwości utrzymania powierzchni detalu w polu tolerancji +/- 0,7 mm),
- dla hartowania wytłoczki z zanurzeniem pionowym i poziomym w oleju o temperaturze 20°C największy rozstęp wyników 1,01 oraz 1,05 uzyskano odpowiednio dla punktu pomiarowego P6 – rozrzut zawierał się w polu tolerancji +/-0,7 mm,
- dla hartowania wytłoczki z zanurzeniem pionowym w oleju o temperaturze 80°C największy rozstęp wyników 1,31 uzyskano dla punktu pomiarowego P6 - rozrzut wyników blisko granicy pola tolerancji +/-0,7 mm,
- dla hartowania wytłoczki z zanurzeniem poziomym w oleju o temperaturze 80°C największy rozstęp wyników 0,53 wykazano dla punktu pomiarowego P6 – rozrzut w polu tolerancji +/-0,7 mm – dla tego wariantu obróbki cieplnej uzyskano najmniejsze odchyłki hartownicze.

Spośród wszystkich wyników największe rozrzuty w **strefie B** wykazał punkt pomiarowy P7 dla wytłoczki hartowanej w wodzie (rysunek 160), co przedstawiono w Tabeli 15.



Rys. 160. Strefa B wytłoczki wraz z charakterystycznymi punktami pomiarowymi P7÷P11

Tabela 15. Największe uzyskane rozrzuty wyników w punkcie pomiarowym P7 w **strefie B** wytłoczki

<b>STREFA B</b>			
ZANURZENIE PIONOWE	Rozstęp	ZANURZENIE POZIOME	Rozstęp
<b>hartowanie w wodzie (P7)</b> (przed hartowaniem)	<b>3,84</b> (0,21)	<b>hartowanie w wodzie (P7)</b> (przed hartowaniem)	<b>1,78</b> (0,15)
<b>hartowanie w oleju 20°C (P7)</b> (przed hartowaniem)	<b>0,56</b> (0,26)	<b>hartowanie w oleju 20°C (P7)</b> (przed hartowaniem)	<b>0,80</b> (0,23)
<b>hartowanie w oleju 80°C (P7)</b> (przed hartowaniem)	<b>0,62</b> (0,24)	<b>hartowanie w oleju 80°C (P7)</b> (przed hartowaniem)	<b>0,35</b> (0,22)

W analizie wyników stwierdzono, że:

- dla hartowania w wodzie z zanurzeniem pionowym i poziomym uzyskano duży rozstęp wyników dla punktów pomiarowych P7 (3,84; 1,78); obróbka cieplna wytłoczki z chłodzeniem w wodzie była procesem statystycznie nieustabilizowanym

(niekontrolowalnym) ze względu na duże rozproszenie wyników, co wyklucza ten sposób hartowania z praktycznego zastosowania dla wytłoczki eksperymentalnej - brak możliwości utrzymania powierzchni w granicach tolerancji  $\pm 0,7$  mm,

- w przypadku hartowania wytłoczki z zanurzeniem pionowym i poziomym w oleju o temperaturze  $20^{\circ}\text{C}$  uzyskano nieduży rozstęp wyników dla punktów pomiarowych P7 (0,56; 0,8); stwierdzono ponadto, że wymaganie tolerancji powierzchni wytłoczki jest możliwe do spełnienia w granicach tolerancji  $\pm 0,7$  mm,

- dla hartowania wytłoczki z zanurzeniem pionowym i poziomym w oleju o temperaturze  $80^{\circ}\text{C}$  uzyskano nieduży rozstęp wyników dla punktów pomiarowych P7 (0,62; 0,35). Mniejszy rozrzut wyników przy hartowaniu wytłoczki z zanurzeniem poziomym (0,35) w porównaniu do zanurzenia pionowego (0,62) mógł być spowodowany zastosowaniem windy z rusztem hartowniczym o stałej prędkości przesuwu w kierunku kąpieli hartowniczej. Takie rozwiązanie zapewniło powtarzalność zanurzania wytłoczki, co mogło wpłynąć na mniejszy rozrzut wyników. Stwierdzono, że możliwe jest spełnienie wymagania tolerancji powierzchni w granicach  $\pm 0,7$  mm.

Na podstawie analizy rozrzutu wyników w charakterystycznych punktach pomiarowych P1÷P6 w strefie A oraz punktach P7÷P11 w strefie B wytłoczek można było stwierdzić, że tylko obróbka cieplna elementów z hartowaniem w oleju o temperaturze  $20$  i  $80^{\circ}\text{C}$  może spełnić wymaganie tolerancji powierzchni w granicach  $\pm 0,7$  mm. Najmniejszy rozrzut wyników uzyskano dla hartowania w oleju o temperaturze  $80^{\circ}\text{C}$  z poziomą orientacją detalu podczas zanurzania.

## 5. Podsumowanie i wnioski

Rentowność, wydajność procesu produkcyjnego oraz jakość wytwarzanych produktów to główne cechy każdego przedsięwzięcia podejmowanego w przemyśle. Jakość wyrobu po obróbce cieplnej, w szczególności właściwości mechaniczne oraz dokładność kształtu, zależy od wielu czynników, do których można zaliczyć czynniki materiałowe, procesowe i technologiczne.

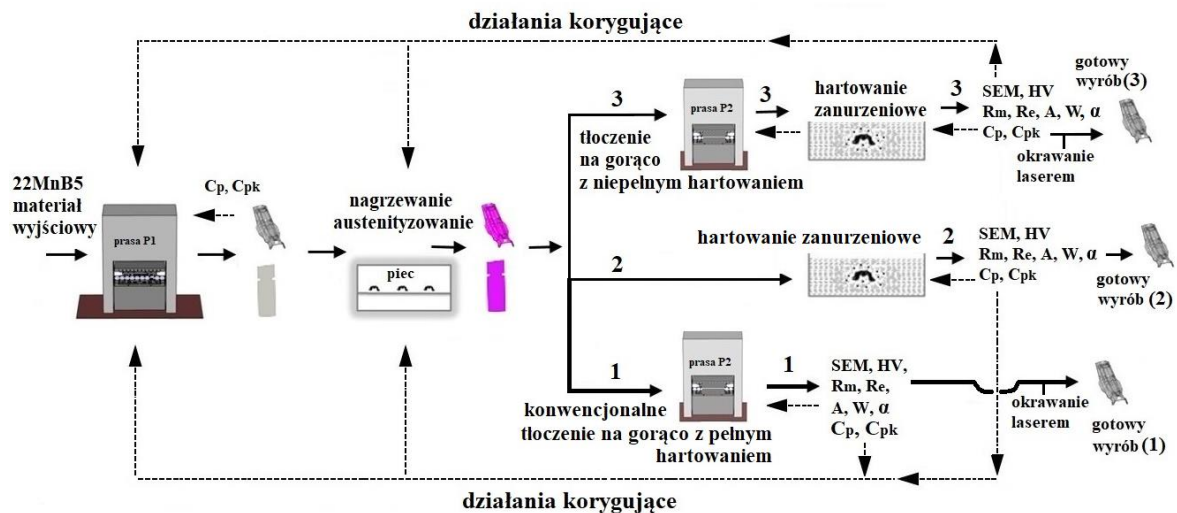
W oparciu o powyższe aspekty, w niniejszej pracy dokonano przeglądu literatury a w ramach badań własnych wykonano szereg eksperymentów, prób wytrzymałościowych, technologicznych i analiz związanych z obróbką cieplną stali 22MnB5 obejmującą hartowanie zanurzeniowe w wodzie oraz oleju o temperaturze 20°C i 80°C. Ocenę przydatności hartowania zanurzeniowego dokonano w oparciu o wyniki właściwości mechanicznych z prób jednoosiowego rozciągania, prób trójpunktowego gięcia, pomiarów twardości HV oraz analizy dokładności kształtu dla wytłoczki eksperymentalnej. Udowodniono, że hartowanie w oleju o temperaturze 20°C i 80°C umożliwiło uzyskanie struktury martenzytycznej oraz wymaganych parametrów wytrzymałościowych. Dla wytłoczek hartowanych w oleju osiągnięto rozrzut wyników w zakresie tolerancji powierzchni wytłoczki. Próbkę po hartowaniu w wodzie nie osiągnęły dwóch wymaganych parametrów, tj. wydłużenia całkowitego  $A_{50}$  oraz kąta gięcia  $\alpha_{Fmax}$ . Chłodzenie w wodzie nie spełniło również wymagań stabilności i dokładności kształtu dla wytłoczki eksperymentalnej. W związku z powyższym, hartowanie w wodzie nie zagwarantowało oczekiwanego poziomu jakości wyrobu.

Badania przedstawione w niniejszej pracy wskazują na możliwości obróbki cieplnej wytłoczek ze stali 22MnB5 z hartowaniem w wodzie oraz oleju o temperaturze 20°C i 80°C. Badania te były również ważne dla wskazania problemów związanych z hartowaniem zanurzeniowym i określenia zaleceń do dalszych badań przyczyniając się, zdaniem autora, do poszerzenia wiedzy oraz rozwoju zaawansowanych procesów obróbki cieplnej stali manganowo – borowej 22MnB5.

Na podstawie uzyskanych wyników można zaproponować obróbkę cieplną części tłoczonych na zimno z wykorzystaniem hartowania zanurzeniowego na końcowym etapie procesu technologicznego. Schemat linii produkcyjnej z zastosowanym systemem hartowania zanurzeniowego, w zestawieniu z konwencjonalnym procesem tłoczenia na



gorąco i hartowaniem w tłoczniku, przedstawia rysunek 161. Na schemacie pokazano również relacje pomiędzy kontrolą jakości, parametrami procesu oraz operacjami (zabiegami) technologicznymi.



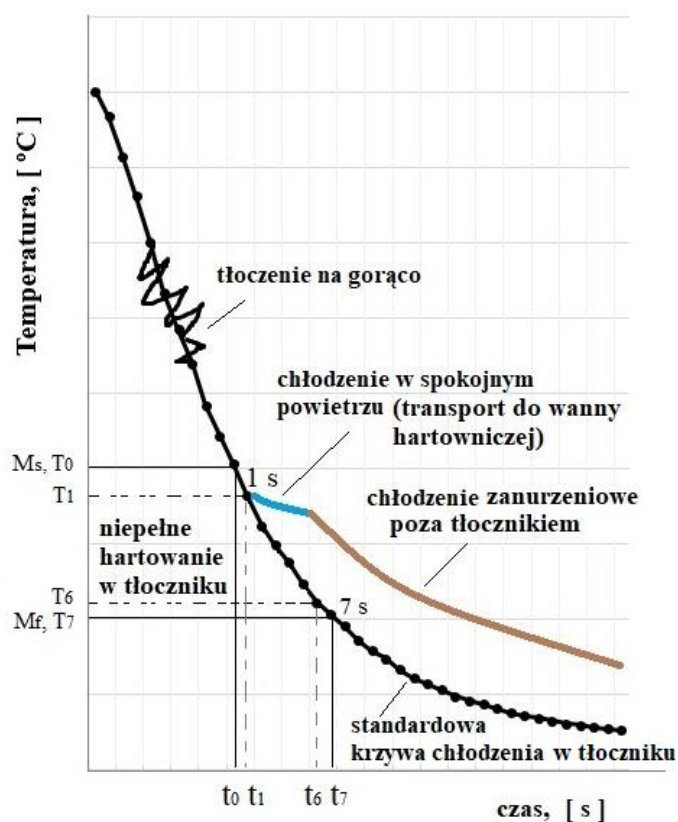
Rys. 161. Schemat obróbki cieplnej materiału 22MnB5 z hartowaniem zanurzeniowym poza narzędziem tłoczącym

Na rysunku uwzględniono trzy warianty procesu:

- **wariant nr 1:** obecnie najczęściej stosowany rodzaj obróbki cieplnej stali 22MnB5 obejmujący tłoczenie na gorąco oraz pełne hartowanie w tłoczniku; stosując standardowe procedury sterowania parametrami procesu można uzyskać wymagane właściwości wytrzymałościowe w granicach specyfikacji wyrobu oraz zapewnić wymaganą dokładność kształtu gotowego wyrobu poprzez wytrzymanie w zamkniętym narzędziu do momentu zakończenia przemiany martenzytycznej; szczegóły tego procesu przedstawiono w części teoretycznej niniejszej pracy,
- **wariant nr 2** (zastosowany w badaniach i proponowany dla wybranego w pracy elementu), kolejność procesu: tłoczenie na zimno gotowej geometrii wytłoczki, następnie nagrzewanie detalu w czasie 240 s oraz wygrzewanie (austenitizowanie) w piecu w ciągu 240 s, transport detalu do wanny hartowniczej (3-6 s) i hartowanie zanurzeniowe w ośrodku ciekłym; dla wybranej i badanej w pracy wytłoczki uzyskano dokładność kształtu w zakresie dopuszczalnych tolerancji powierzchni  $\pm 0,7$  mm po hartowaniu

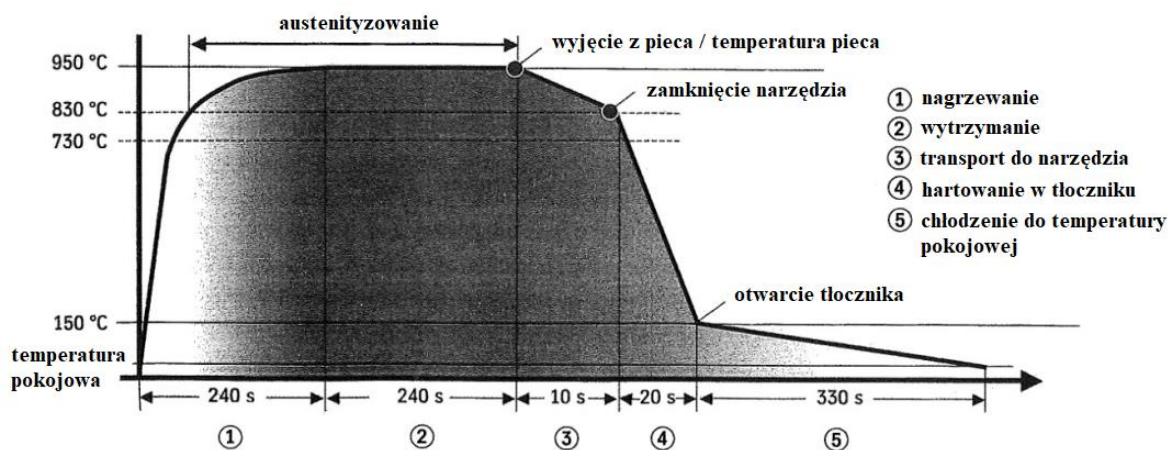
w oleju o temperaturze 20°C i 80°C, a parametry procesu umożliwiły osiągnięcie wymaganych właściwości wytrzymałościowych materiału,

- **wariant nr 3**: kolejność procesu: wykrawanie płaskiego półfabrykatu lub tłoczenie części na zimno, nagrzewanie oraz austenityzowanie półfabrykatu w piecu, tłoczenie (dotłaczanie, kalibrowanie) na gorąco wraz z niepełnym hartowaniem w zakresie temperatury  $M_s$ - $M_f$ , następnie hartowanie zanurzeniowe w ośrodku ciekłym poza narzędziem tłoczącym; ta koncepcja eliminuje ryzyko różnego rodzaju odkształceń geometrii wyrobu związanych z tłoczeniem półfabrykatu na zimno, nagrzewaniem, austenityzowaniem i transportem półfabrykatu z pieca do narzędzia tłoczącego w prasie; możliwe jest zwiększenie produktywności (w porównaniu z wariantem nr 1) poprzez zastosowanie krótszego czasu wytrzymania wytłoczki w przyrządzie tłoczącym, przykładowo poniżej 7 s dla materiału o grubości 1,5 mm. Schemat zaproponowanej koncepcji niepełnego hartowania z krzywą chłodzenia detalu w tłoczniku oraz poza tłocznikiem podczas chłodzenia zanurzeniowego, przedstawiono na rysunku 162.



Rys. 162. Schemat koncepcji niepełnego hartowania z krzywą chłodzenia wytłoczki w tłoczniku oraz poza tłocznikiem podczas hartowania zanurzeniowego

W konwencjonalnym procesie tłoczenia na gorąco i hartowania w tłoczniku (wariant nr 1), wydajność procesu definiują składowe czasy cyklu produkcyjnego przedstawione na rysunku 163. Ważnym parametrem mającym wpływ na cykl produkcyjny jest czas hartowania, który w tym wariantcie obróbki cieplnej może wynosić nawet 20 s [128, 183]. Czas hartowania w tłoczniku jest zależny od wielu czynników i można go optymalizować m. in. poprzez różne strategie chłodzenia oraz poprawę wymiany ciepła pomiędzy wytłoczką a elementami narzędzia [129, 184]. Skrócenie czasu produkcji bezpośrednio wpływa na produktywność. Średnia efektywność producentów części tłoczonych na gorąco i hartowanych w tłoczniku wynosi 2,63, dla najbardziej efektywnego dostawcy 3,78, zgodnie z rysunkiem 26 (rozdział 2.5.1).



Rys. 163. Konwencjonalny cykl obróbki cieplnej w procesie tłoczenia na gorąco i hartowania w tłoczniku [185]

W obróbce cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym (wariant nr 2) można osiągnąć wyższą wydajność procesu (w porównaniu z wariantem 1 oraz 3) ze względu na brak konieczności wytrzymania detalu w zamkniętym narzędziu. Hartowanie zanurzeniowe ma duży potencjał związany z redukcją kosztów, między innymi ze względu na brak w procesie drogiego i skomplikowanego narzędzia do tłoczenia na gorąco i hartowania oraz wyeliminowanie operacji okrawania laserem części po obróbce cieplnej. Zastosowany proces przeróbki plastycznej i okrawania części na zimno pozwala na osiągnięcie wydajności procesu tłoczenia nawet 16 części na minutę dla badanej wytłoczki

eksperymentalnej. Osiągnięcie wysokiej produktywności obróbki cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym jest również związane z wydajnością systemu transportu wytłoczek i efektywnością pieca grzewczego, dlatego w celu dokładnego ustalenia cyklu produkcyjnego konieczne są dalsze badania i szczegółowe obliczenia uwzględniające powyższe czynniki. W przypadku materiału 22MnB5 z pokryciem AlSi, parametry procesowe takie jak szybkość nagrzewania i czas wytrzymania detalu w piecu mają wpływ na wydłużenie cyklu produkcyjnego [186], dlatego zaleca się stosowanie materiału bez pokrycia w procesie obróbki cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym. Zastosowanie pokrycia AlSi w procesie tłoczenia na zimno powinno zostać poprzedzone badaniami mającymi na celu zabezpieczenie powłoki przed uszkodzeniem podczas procesu formowania.

W przypadku obróbki cieplnej z tłoczeniem na gorąco, niepełnym hartowaniem w tłoczniku oraz hartowaniem zanurzeniowym poza narzędziem (wariant nr 3), skrócenie i określenie czasu hartowania wymaga zbadania wpływu interakcji między różnymi parametrami chłodzenia, spełniając w każdym przypadku wymagania klienta w zakresie właściwości mechanicznych i dokładności kształtowej gotowego wyrobu. Wyzwania z tym związane będą przedmiotem zaproponowanych dalszych badań przedstawionych w rozdziale 6.

Na podstawie przeprowadzonych badań sformułowano następujące wnioski:

1. Badania dylatometryczne pozwoliły zaprojektować oraz ocenić obróbkę cieplną stali na podstawie zarejestrowanego, na stanowisku doświadczalnym, eksperymentalnego cyklu cieplnego odtwarzającego przemysłowe warunki nagrzewania w ciągu 240 s oraz wytrzymania w czasie 240 s w temperaturze 940°C, następnie chłodzenia z trzynastoma różnymi szybkościami, schładzania według krzywych chłodzenia w wodzie, oleju o temperaturze 20°C (warunki zbliżone do hartowania w tłoczniku) oraz w spokojnym powietrzu. Próbki dylatometryczne, chłodzone z szybkością powyżej 45°C/s, uzyskały strukturę martenzytyczną o średniej twardości w zakresie 440 – 460 HV10.
2. Wolniejsze hartowanie wytłoczek w oleju w zakresie temperatury przemiany martenzytycznej w porównaniu do wody spowodowało wystąpienie zjawiska samoodpuszczania powstałego martenzytu i wydzielenia drobnodispersyjnych cząstek cementytu. Ilość wydzieleni cementytu wzrosła w mikrostrukturze

wytłoczek po hartowaniu w oleju o temperaturze 80°C, co stwierdzono w oparciu o obserwacje mikrostruktury. Wraz ze spadkiem szybkości chłodzenia poniżej temperatury  $M_s$  zwiększył się efekt procesu samoodpuszczania i udział martenzytu odpuszczonego w strukturze materiału.

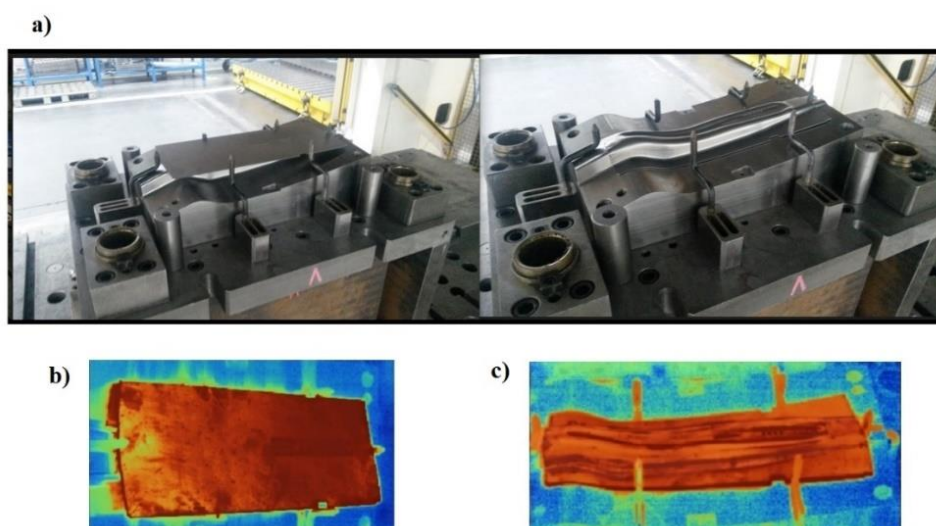
3. Na podstawie prób rozciągania stwierdzono, że dla próbek chłodzonych w oleju nastąpił wzrost wydłużenia  $A_{50}$  oraz spadek granicy plastyczności  $R_{p0,2}$  i wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  w porównaniu z chłodzeniem w wodzie, jednak nadal uzyskane wartości znajdowały się w granicach specyfikacji. Próbki chłodzone w wodzie wykazały wartości wydłużenia  $A_{50}$  poniżej dopuszczalnej wartości, natomiast granica plastyczności  $R_{p0,2}$  oraz wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  znajdowały się w granicach specyfikacji. Za przyczynę polepszenia właściwości plastycznych materiału uważa się zjawisko samoodpuszczania martenzytu wywołane mniejszymi szybkościami chłodzenia w oleju niż w wodzie poniżej temperatury  $M_s$ .
4. Wyniki prób trójpunktowego zginania wykazały, że dla próbek chłodzonych w oleju uzyskano wzrost kąta gięcia  $\alpha_{F_{max}}$  w porównaniu do próbek chłodzonych w wodzie. Kąt gięcia dla próbek chłodzonych w wodzie wynosił poniżej 50°, a więc znajdował się poza granicą specyfikacji. Podobnie jak w próbie rozciągania, za przyczynę wzrostu plastyczności materiału i zwiększenia kąta gięcia dla próbek chłodzonych w oleju, uznano zjawisko samoodpuszczania martenzytu.
5. Wytłoczki eksperymentalne hartowane w oleju uzyskały niższe wartości twardości w porównaniu z hartowaniem w wodzie. Badana stal posiadała nadal dobrą hartowność w oleju o temperaturze 80°C, osiągając średnią twardość 447 HV<sub>0,5</sub> na przekroju wytłoczki, spełniającą wymagania specyfikacji.
6. Stwierdzono brak wpływu odkształcenia wytłoczki eksperymentalnej po przeróbce plastycznej na zimno na profil zmian twardości HV na przekroju wytłoczki po hartowaniu w wodzie i oleju.
7. Wyniki badań wytrzymałościowych dla próbek płaskich wykazały zbliżone wartości parametrów  $R_{p0,2}$ ,  $R_m$ ,  $A_{50}$  oraz  $\alpha_{F_{max}}$  po hartowaniu w oleju o temperaturze 20°C i 80°C. Wytłoczki eksperymentalne chłodzone w oleju o temperaturze 20°C oraz 80°C miały zbliżoną twardość. Wykazano zatem, że hartowanie w oleju o temperaturach 20°C i 80°C nie powodowało istotnych różnic we właściwościach wytrzymałościowych materiału, co wskazuje na szerokie okno technologiczne procesu.

8. Proces tłoczenia na zimno wytłoczki eksperymentalnej cechuje się wysokim wskaźnikiem potencjalnej zdolności ( $C_p$ ) na podstawie analizy przeprowadzonej dla 35 wytłoczek. Uzyskanie wysokiego wskaźnika  $C_p$  skutkuje przenoszeniem (dziedziczeniem) małych odchyłek kształtu detalu powstających podczas tłoczenia na kolejny etap procesu technologicznego jakim jest obróbka cieplna z hartowaniem zanurzeniowym.
9. Hartowanie w wodzie doprowadziło do dużych odchyłek kształtu wytłoczek eksperymentalnych w wyniku powstałych odkształceń hartowniczych. Rozrzut wyników wykraczał poza dopuszczalne granice tolerancji powierzchni wytłoczki  $\pm 0,7$  mm, co zdyskwalifikowało wodę jako medium chłodzące do zastosowań w praktyce przemysłowej.
10. Uzyskany rozrzut wyników pomiaru powierzchni wytłoczek eksperymentalnych po hartowaniu w oleju mieścił się w zakresie dopuszczalnych granic tolerancji  $\pm 0,7$  mm. Hartowanie w oleju zakwalifikowano do stosowania w obróbce cieplnej wytłoczek eksperymentalnych i do prowadzenia dalszych badań nad stabilnością procesu dla większej partii produkcyjnej.
11. Wykonane badania potwierdziły przyjętą tezę. Hartowanie zanurzeniowe wytłoczek (uprzednio kształtowanych na zimno) w oleju o temperaturze  $20^\circ\text{C}$  oraz  $80^\circ\text{C}$ , pozwala na uzyskanie dokładności kształtu oraz właściwości mechanicznych osiągniętych konwencjonalną metodą wytwarzania z zastosowaniem tłoczenia na gorąco i hartowania w tłoczniku. Tezę udowodniono dla określonej geometrycznie wytłoczki eksperymentalnej o gabarytach  $375 \times 95 \times 45$  mm i dla niej opracowano technologię. W przypadku skomplikowanych geometrycznie wyrobów należy dokonać wyboru technologii umożliwiającej zminimalizowanie odkształceń hartowniczych oraz spełnienie wymagań dokładności kształtu wyrobu poprzez zastosowanie tłoczenia na gorąco z pełnym hartowaniem w tłoczniku lub zaproponowanej koncepcji z niepełnym hartowaniem i końcowym chłodzeniem poza narzędziem tłoczącym.
12. Na podstawie przeprowadzonych badań opracowano technologię obróbki cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym wytłoczek poza narzędziem tłoczącym. Z wstępnej analizy kosztowej wynika, że główne korzyści jakie wynikają z wdrożenia hartowania zanurzeniowego, w porównaniu do konwencjonalnego procesu z tłoczeniem na gorąco i hartowaniem w tłoczniku, to zmniejszenie kosztów

wykonania narzędzia tłoczącego i kosztów napraw o około 20% oraz kosztów wytwarzania części, przede wszystkim dzięki skróceniu cyklu produkcyjnego.

## 6. Proponowany kierunek dalszych badań

Niniejsza praca nie wyczerpuje całości zagadnienia jakim jest obróbka cieplna części tłoczonych z zastosowaniem chłodzenia poza tłoczniem. Uzyskane wyniki z przeprowadzonych badań i prób technologicznych są podstawą do prowadzenia badań nad dalszym rozwojem technologii tłoczenia na zimno i na gorąco materiału 22MnB5 i następnie chłodzenia zanurzeniowego poza narzędziem tłoczącym. Przedstawione badania dowodzą, że istnieje możliwość zastosowania łączonej technologii tłoczenia na gorąco, niepełnego hartowania w tłoczniku i chłodzenia poza tłoczniem. W tym kierunku poczyniono już wstępne prace, a mianowicie zbudowano narzędzie prototypowe oraz przeprowadzono pierwsze próby technologiczne dla wytłoczki eksperymentalnej, co przedstawiono na rysunku 164.



Rys. 164. Widok narzędzia prototypowego do formowania na gorąco z niepełnym hartowaniem a), obraz rozkładu temperatury materiału przed zamknięciem narzędzia b), obraz rozkładu temperatury po otwarciu narzędzia c)

W najbliższej perspektywie czasu, zostaną wyprodukowane wytłoczki eksperymentalne według schematu hartowania przedstawionego na rysunku 162. Obróbka cieplna będzie obejmować:

- nagrzewanie materiału w czasie 240 s oraz wytrzymanie 240 s w temperaturze austenizacji wynoszącej 940°C,
- tłoczenie na gorąco z niepełnym hartowaniem w krokach czasowych 1 s, w zakresie temperatur  $M_s$ - $M_f$ ,
- otwarcie narzędzia i transport detalu poza narzędzie (3-6 s) i następnie chłodzenie zanurzeniowe w wodzie oraz oleju.

Zakłada się, że w wyniku niepełnego hartowania w tłoczniku zostaną zmniejszone odchyłki kształtu wytłoczki (w porównaniu z wariantem nr 2, rysunek 161) spowodowane naprężeniami cieplnymi i strukturalnymi występującymi podczas przemiany martenzytycznej. Celem jest uzyskanie stabilnego procesu o wskaźniku zdolności potencjalnej większym niż 1,67. Pojawiające się w różnym stopniu (w zależności od czasu wytrzymania detalu w tłoczniku) odkształcenia hartownicze detalu podczas chłodzenia zanurzeniowego, będzie można skorygować na narzędziu tłoczącym. Skrócenie czasu wytrzymania wytłoczki w zakresie  $M_s$ - $M_f$  w porównaniu do obecnie stosowanej konwencjonalnej metody pełnego hartowania w narzędziu, spowoduje zredukowanie cyklu wytworzenia gotowego wyrobu, co z pewnością przyczyni się do wzrostu produktywności i obniżenia kosztów produkcji, a w konsekwencji również do zmniejszenia śladu węglowego w wyniku redukcji emisji CO<sub>2</sub>.



## BIBLIOGRAFIA

- [1] S. L. Semiatin, E. Marquard, H. Lampman, C. Karcher, B. Musgrove, *Asm Handbook: Metal Working: Sheet Forming*, 2006
- [2] T. Altan, E. Tekkaya, *Sheet Metal Forming: Fundamentals*, 2012
- [3] T. Altan, E. Tekkaya, *Sheet Metal Forming: Processes and Applications*, 2012
- [4] M.A. Omar, *The Automotive Body Manufacturing Systems and Processes*, 2011
- [5] J. Bian: *Progress in press hardening technology and innovative alloying design*, 2014
- [6] R. Kolleck, R. Veit, *Current and future trends in the field of hot stamping of car body parts*, 3rd International Conference on Steels in Cars and Trucks - Salzburg, Austria, 2011
- [7] G. Georgiadis, A.E. Tekkaya, P. Weigert, J. Weiher, H. Kurz, *Investigations on the Manufacturability of Thin Press Hardened Steel Components. Procedia CIRP*. 18. 74–79, 2014
- [8] H. Karbasian, A.E. Tekkaya, *A review on hot stamping*, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 210, Issue 15, Pages 2103-2118, 2010
- [9] K.-I. Mori, P. Bariani, B-A. Behrens, A. Brosius, S. Bruschi, T. Maeno, M. Merklein, J. Yanagimoto, *Hot stamping of ultra-high strength steel parts*, *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 2017
- [10] D. R. Askeland: *The science and Engineering of Materials*, third S.I Edition, 1996
- [11] D. R. Askeland, Padeep P. Fulay, Wendelin J. Wright: *The science and Engineering of Materials*, sixth Edition, 2011
- [12] S. R. Kalidindi, *Hierarchical Materials Informatics: Novel Analytics for Materials Data*, 2015
- [13] HD. Wilde, M. Schromm, *INTELLIGENT LIGHTWEIGHT BODY*. *ATZextra Worldw* 15, 166–177, 2010
- [14] B. Macek: *Developing a deep drawn hot stamped fuel tank guard*, *Bentler Automotive, Great designs in steel seminar*, 2007
- [15] H. E. Friedrich, *Leichtbau in der Fahrzeugtechnik*, 2017

- [16] W. Siebenpfeiffer, Leichtbau-Technologien im Automobilbau, Werkstoffe-Fertigung - Konzepte, 2014
- [17] P.K. Mallic, Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles, 2010
- [18] D.Davies, Materials for Automobile Bodies, Second Edition, 2012
- [19] D. Vangi : Vehicle Collision Dynamics, Analysis and Reconstructions, 2020
- [20] Ch. Erdmann, V. Flaxa, J. Guettler, M. Rieth, J. Schoettler, Reliably processable steel for chassis components with high structural durability, 2011
- [21] German patent: DE854157, Kraftfahrzeug, insbesondere zur Befoerderung von Personen, ausgegeben am 30.10.1952
- [22] <https://mercedesblog.com/mercedes-benz-w-111-fintail-das-zeitgeist/>
- [23] M.Huang, Vehicle Crash Mechanics, 2002
- [24] B. Engl, L.Kessler, F.-J. Lenze, T.W. Schaumann, Recent Experience with the Application of TRIP and Other Advanced Multiphase Steels, proceedings of International Body Engineering Conference, Volume 2, Body Material, 1998
- [25] B.C.De Cooman, Y. Estrin, S.K. Kim, Twinning-induced plasticity (TWIP) steels, Acta Materialia, Volume 142, 2018
- [26] B.C. De Cooman, O..Kwon, K. Chin, State-of-the-knowledge on TWIP steel. Materials Science and Technology. 28. 513-527, 2012
- [27] M.S Lee, C.K. Jin, J.Suh, T.Lee, O.D. Lim, Investigation of Collision Toughness and Energy Distribution for Hot Press Forming Center Pillar Applied with Combination Techniques of Patchwork and Partial Softening Using Side Crash Simulation. Metals, 2022
- [28] K. Mori, Y. Suzuki, D. Yokoo, M. Nishikata, Y. Abe : Steel sheets partnered with quenchable sheet in hot stamping of tailor-welded blanks and its application to separation prevention of fractured components, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology,111:725-734, 2020
- [29] European patent: EP 1 195 208 A2, Verfahren zum Herstellen lokal verstaerkter Blechumformteile, date of publication: 10.04.2002
- [30] R. Erhardt, J. Boeke, Industrial application of hot forming press simulation, In:

1st International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, Kassel, Germany, pp. 83-88, 2008

- [31] M. Merklein, M. Wieland, M. Lechner, S. Bruschi, A. Ghiotti, Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review, *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 228, Pages 11-24, 2016
- [32] J. DeCicco, *Steel and Iron Technologies for Automotive Lightweighting*, 2005
- [33] J. Galán, L. Samek, P. Verleysen, K. Verbeken, Y. Houbaert, *Advanced high strength steels for automotive industry*, 2012
- [34] K. Radwański, A. Wrożyna, R. Kuziak, Role of the advanced microstructures characterization in modeling of mechanical properties of AHSS steels, *Material Science and Engineering A*, 567-574, 2015
- [35] R. Kuziak, R. Kawalla, S. Waengler, *Advanced high strength steels for automotive industry*, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, Volume 8, Issue 2, Pages 103-117, 2008
- [36] E. Billur, S. Karabulut, İ. Ö. Yılmaz, S. Erzincanoğlu, H. Çelik, E. Altınok, T. Başer, *Mechanical Properties of Trip Aided Bainitic Ferrite (TBF) Steels in Production and Service Conditions*, *Hittite Journal of Science and Engineering*, 2018
- [37] C.D. Horvath, M. Cannon : *Future Material Opportunities and Direction for Lightweighting Automotive Body Structures*, *Advanced High-Strength Steels for Automotive Lightweighting*, Southfield, Michigan, 2012
- [38] S. Keeler, M. Kimchi, P.J. Mooney, *Advanced High-Strength Steels Application Guidelines V6* ; WorldAutoSteel: Brussels, Belgium, 2017
- [39] D. Raabe, B. Sun, A. Kwiatkowski Da Silva, et al. *Current Challenges and Opportunities in Microstructure-Related Properties of Advanced High-Strength Steels*. *Metall Mater Trans A* 51, 5517–5586, 2020
- [40] D. Bhattacharya, *Microalloyed steels for automotive industry*, *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, São Paulo, v. 11, n. 4, p.371-383, 2014
- [41] A. Kozłowska, P. Stawarczyk, A. Grajcar, K. Radwański, K. Matus, L. Samek, *Microstructure evolution and strain hardening behavior of thermomechanically*

- processed low-C high-manganese steels: an effect of deformation temperature.  
Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2023
- [42] A. Grajcar, A. Kilarski, A. Kozłowska, K. Radwański, Microstructure Evolution and Mechanical Stability of Retained Austenite in Thermomechanically Processed Medium-Mn Steel. *Materials*, 2019
- [43] G. E. Totten, *Steel Heat Treatment, Metallurgy and Technologies*, second edition, 2006
- [44] T.V. Rajan, C.P. Sharma, Ashok Sharma, *Heat Treatment, Principles and Techniques*, second edition, 2011
- [45] US Patent: 1509624, date of publication: 1924
- [46] D.I. Brown, Boron steels – a new era in alloy metallurgy, *The Iron Age*, 1951
- [47] D.T. Llewellyn, W.T. Cook, Metallurgy of boron-treated low-alloy steels, *Metals technology*, December 1974
- [48] K. Yamanaka, Y. Ohmori, Effect of Boron on Transformation of Low-carbon Low-alloy Steels, *Transactions ISIJ*, Vol. 17, 1977
- [49] K.A. Taylor, S.S. Hansen, The Boron Hardenability Effect in Thermomechanically Processed, Direct-Quenched 0,2 Pct C Steel, *Metallurgical Transactions*, Volume 21A, June 1990
- [50] R. A. Higgins : *Engineering Metallurgy, Part I, Applied Physical Metallurgy*, sixth edition, 1993
- [51] B.M. Kapadia, R.M. Brown, W.J. Murphy, The influence of nitrogen, titanium, and zirconium on the boron hardenability effect in constructional alloy steels, *Trans. Met. Soc. AIME*, 242: 1689-94, Aug. 1968
- [52] S.S. Hansen, Effect of the Ti/N Ratio on the hardenability and Mechanical Properties of a Quenched- and -Tempered C-Mn-B Steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.28, No. 10, pp 2027-2035, 1997
- [53] S. Watanabe, H. Ohtani, Precipitation Behavior of Boron in High Strength Steel, originally published in *Tetsu-to-Hagane*, in Japanese, 1976, English version: 1981

- [54] K. Yamanaka, Y. Ohmori, Effect of Boron on Transformation of Low-carbon Low-alloy Steels, originally published in Tetsu-to-Hagane, 1976, in Japanese. English version: 1976
- [55] D.H. Herring, Boron in steel, 2007
- [56] A. Brown, J.D. Garnish, R.W.K. Honeycombe, The Distribution of Boron in Pure Iron, 1974
- [57] H. Ohtani, M. Hasebe, K. Ishida, T. Nishizawa, Calculation of Fe-C-B Ternary Phase Diagram, 1988
- [58] A. Lucci, G. Della Gatta, G. Venturello, On the Solubility of Boron in High-Purity Alpha-Iron, 1967
- [59] Y.J. Li, D. Ponge, P. Choi, D. Raabe, Segregation of boron at prior austenite grain boundaries in a quenched martensitic steel studied by atom probe tomography
- [60] R.C. Sharma, G.R. Purdy, Nucleation limitation and hardenability. Metall Trans 5, 939–947, 1974
- [61] J.E. Morral, T.B. Cameron, A model for Ferrite Nucleation Applied to Boron Hardenability, Metallurgical Transactions, Volume 8A, November 1977
- [62] V.V. Levitin, The Physics of Metals and Metallography, vol. 10, 1960
- [63] R.W. Balluffi, Interfacial Segregation, ASM, 1979
- [64] Ph. Maitrepierre, D. Thivellier, R. Tricot, Influence of Boron on the Decomposition of Austenite in Low Carbon Alloyed Steels, Metallurgical Transactions, Volume 6A, February 1975
- [65] Ph. Maitrepierre, D. Thivellier, J. Rofes-Vernis, D. Rousseau, R. Tricot, Hardenability Concepts with Applications to Steel, AIME, 1978
- [66] JE Morral, TB Cameron, Boron hardenability mechanisms. In: Boron in steel: proceedings of the International Symposium on Boron Steels; 1979 Sep 18; Milwaukee, WI, USA
- [67] JH Devletian, RW Heine, Effect of Boron Content on Carbon Steel Welds, Welding Research Supplement, 1975
- [68] L. Canale, L. Mazzucco, G.E. Totten, L. Meekisho, Hardenability of Steel,

- Comprehensive Materials Processing. 12. 39-97, 2014
- [69] G. Melloy, P. Slimmon, P. Podgursky, Optimizing the Boron Effect, Metallurgical Transactions 4, 2279-2289, 1973
- [70] H.R. Lin, G.H. Cheng, Hardenability effect of boron on carbon steels, Materials Science and Technology 3, 855-859, 1987
- [71] S. N. Ghali, H. S. El-Faramawy, M. M. Eissa, Influence of Boron Additions on Mechanical Properties of Carbon Steel, Journal of Minerals and Materials Characterization and Engineering 11, 995-999, 2012
- [72] W.C. Leslie, The physical Metallurgy of Steels, McGraw-Hill, Tokyo, Japan, 1981
- [73] B. Kapadia, Prediction of the boron hardenability effect in steel- A comprehensive review, Hardenability concepts with applications to steel, Con. Proc. Chicago, 448-482, 24-26 Oct. 1977
- [74] G. D. Rahrer, C.D. Armstrong, The effect of carbon content on the hardenability of boron steels, Transactions of American Society for Metals 1948: Vol. XL, 1948
- [75] C. Simcoe, A. Elsea, G. Manning, Study of the Effect of Boron on The Decomposition of Austenite, Journal of Metals, 193-200, 1955
- [76] D. J. Mun, E.J. Shin, K. C. Cho, J.S. Lee, Y.M. Koo, Cooling Rate Dependence of Boron Distribution in Low Carbon Steel, Metallurgical and Materials Transactions A 43A, 1639-1648, 2012
- [77] C. A Nowill, J.G. Speer, E. De Moor, D. Matlock, Effect of austenitizing conditions on hardenability of boron-added microalloyed steel. International Symposium on the Recent Developments in Plate Steels, 273-283, 2011
- [78] K.-E. Thelning : Steel and its heat treatment, second edition, 1984
- [79] M. Naderi, Hot Stamping of ultra high strength steels, doctoral theses, RWTH Aachen, 2007
- [80] J.N. Rasera, K.J. Daun, C.J. Shi, M. D'Souza, Direct contact heating for hot forming die quenching, Applied Thermal Engineering, Volume 98, Pages 1165-1173, 2016
- [81] M. Merklein, J. Lechler, Investigation of the thermo-mechanical properties of hot

- stamping steels, *Journal of Materials Processing Technology*, vol 177, pp. 452-455, 2006
- [82] ArcelorMittal, *Hot Stamping with USIBOR 1500P*, 2010
- [83] J. Lin, D. Balint, M. Pietrzyk, *Microstructure evolution in metal forming processes*, 2012
- [84] P. Drillet, R. Grigorieva, G. Leuillier, T. Vietoris: Study of cracks Propagation inside the steel on press hardened steel zinc based coatings, in proceedings of Galvated, 8<sup>th</sup> International Conference on Zinc and Zinc Alloy Coated Steel Sheet, Genua, Italien, p. 304-311, 2011
- [85] GB patent: 1490535, Norrbottens Järnverk, A. B., Manufacturing a hardened steel article, 1977
- [86] K. Steinhoff, *Proceedings of the International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel, CHS2, 2008-2022*
- [87] I. Wróbel, A. Skowronek, A. Grajcar, A Review on Hot Stamping of Advanced High-Strength Steels: Technological-Metallurgical Aspects and Numerical Simulation, *Symmetry*, 14, 969, 2022
- [88] T. Kurz, H. Schwinghammer, G. Luckeneder G, et al., Zinc coated press-hardening steel – challenges and solutions. 5th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel, CHS2, Toronto; p. 345–354, 2015
- [89] H. Engels, O. Schalmin, C. Mueller-Bollenhagen : Controlling and Monitoring of the Hot-Stamping Process of Boron-Alloyed Heat-Treated Steels, *The International Conference “New Development in Sheet Metal Forming Technology”*, pp. 135-150, Stuttgart/Germany, 2006
- [90] US patent: US 2018/0361455 A1, Apparatus and method for piercing and trimming hot stamped parts, date of publication: 20.12.2018
- [91] German patent: DE 10 2006 026 805 A1, Vorrichtung und Verfahren zum Warmumformen eines Halbzeugs, date of publication: 03.01.2008
- [92] German patent: DE 10 2004 062777 B4, Verfahren zur Herstellung eines gehärteten Karosseriebauteils, date of publication: 09.11.2006

- [93] P. Hippchen, M. Fleischer, M. Merklein, A. Lipp : Simulation des PHS-Prozesses, 11. LS-Dyna Forum, 09-10 October 2012
- [94] P. Danielczyk, I. Wróbel, Analysis of Hot Stamping Tool Cooling System —A Case Study. *Materials*, 2021
- [95] European patent: EP 1 715 066 A1, Vorrichtung zum Umformen und Presshaerten von Metallblechen, mit integrierten Heizelementen, date of publication: 25.10.2006
- [96] L. Woo-Seung, Ch. Hong-Seok, A. Seokyoung, K. Byung-Min, Cooling channel design of hot stamping tools for uniform high-strength components in hot stamping process, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2014
- [97] R. Vollmer, C. Palm, Improving the Quality of Hot Stamping Parts with Innovative Press Technology and Inline Process Control, *J.Phys., Conf. Ser.* 896 012050, 2017
- [98] H. Y. Yu, L. Bao, Y.Z. Deng, W. Cao, Influences of variable friction coefficient on the hot formability of ultra high strength steel sheet. *Advanced Materials Research*, vol. 154-155, pp. 1450-1455, 2011
- [99] P. Thom, From first draft to serial production: increase ROI with turnkey hot stamping solutions, Presented at Grundig-Akademie 4th PHS Suppliers Forum, 2016
- [100] P. Belanger, The Future for Press Hardening in the Automotive Industry. Presented at AP&T Press Hardening, Next Step Seminar, Novi, MI, 2011
- [101] Ch. Loebbe, O. Hering, L. Hiegemann, A. Erman Tekkaya, Setting Mechanical Properties of High Strength Steels for Rapid Hot Forming Processes, 2016
- [102] V. Kucera, M. Cabibbo, F. Průša, J. Fojt, J. Petr-Soini, T. Pilvousek, M. Kolaříková, D. Vojtech, Phase Composition of Al-Si Coating from the Initial State to the Hot-Stamped Condition. *Materials*, 14, 1125, 2021
- [103] European patent: EP 0971044 B1, Clad hot-rolled and cold-rolled steel sheet, presenting a very high resistance after thermal treatment, date of publication: 12.01.2000
- [104] European patent: EP2240622, Method for producing a component from a steel product provided with an AL-SI coating and intermediate product of such a method, publication date: 17.08.2011



- [105] US Patent: US 2010/0294400A1, Nov.25, 2010, Method for producing a steel component by hot forming and steel component produced by hot forming, publication date: 25.11.2010
- [106] European patent: EP2242863, Process for manufacturing stamped products, and stamped products prepared from the same, publication date: 08.01.2014
- [107] D. W. Fan, B. C. De Cooman, State-of-the-Knowledge on Coating Systems for Hot Stamping Parts, 2012
- [108] ArcelorMittal, Steels for Hot Stamping – Usibor, ArcelorMittal, 2014
- [109] K. R. Jo, L. Cho, D. H. Sulistiyo, E. J. Seo, S. W. Kim, B. C. De Cooman, Effects of Al-Si coating and Zn coating on the hydrogen uptake and embrittlement of ultra-high strength press-hardened steel, Surface and Coatings Technology, Volume 374, Pages 1108-1119, 2019
- [110] C. Georges, T. Sturel, P. Drillet, J.-M. Maigne, Absorption/Desorption of Diffusible Hydrogen in Aluminized Boron Steel, ISIJ International, Vol. 53, No. 8, pp. 1295–1304, 2013
- [111] L. Cho, D. H. Sulistiyo, E. J. Seo, K. R. Jo, S. W. Kim, J. K. Oh, Y. R. Cho, B. C. De Cooman, Hydrogen absorption and embrittlement of ultra-high strength aluminized press hardening steel, Materials Science and Engineering: A, Volume 734, Pages 416-426, 2018
- [112] S.-J. Lee, J. A. Ronevich, G. Krauss, D. K. Matlock, Hydrogen Embrittlement of Hardened Low-carbon Sheet Steel, Isij International (The Iron and Steel Institute of Japan)-Vol. 50, Iss: 2, pp 294-301, 15 Feb 2010
- [113] J. Lechler, Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärzbaren Bor-Manganstählen, doctoral thesis, Fertigungstechnik-Erlangen, Germany, 2008
- [114] Z. Jing, W. Baoyu, H. Ming-dong, C. Dong, Effect of hot stamping parameters on the mechanical properties and microstructure of cold-rolled 22MnB5 steel strips. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials. 21. 544-555, 2014
- [115] A. Zeichner, Entwicklung einer Ofenrollenbeschichtung fuer das Presshaerten,

- Aachen, 2013
- [116] T. Taylor, G. Fourlaris, P. Evans, et al., New generation ultrahigh strength boron steel for automotive hot stamping technologies, *Master Sci Technol.*;30(7): 818-826, 2014
- [117] N Ma, P Hu, GZ Shen, Modeling, testing and numerical simulation on hot forming. In: AIP conference proceedings, 2010
- [118] N Ma, P Hu, W Guo et al , Feasible methods applied to the design and manufacturing process of hot forming. In: IDDRG2009 conference, Golden, CO USA, 2009
- [119] M. Triebus, J. Gierse, T. Marten, T. Tröster, A new Device for Determination of Forming-Limit-Curves under Hot-Forming Conditions, IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, Volume 1157, International Deep-Drawing Research Group Conference (IDDRG 2021) 21st June – Stuttgart, Germany, 2nd July 2021
- [120] G. Georgiadis, A. E. Tekkaya, P. Weigert, S. Horneber, P. Aliaga Kuhnle, Formability analysis of thin press hardening steel sheets under isothermal and non-isothermal conditions, *International Journal of Material Forming*, 2017
- [121] M. Merklein, J. Lechler, T. Stoeher : Investigations on the Thermal Behavior of Ultra High Strength Boron Manganese Steels within Hot Stamping, *Int. J. Mater Form.*, Vol. 2, pp259-262, 2009
- [122] S. Ramesh Babu, T.P. Davis, T. Haas, A. Jarvenpää, J. Kömi, D. Porter, Image Processing Tool Quantifying Auto-Tempered Carbides in As-Quenched Low Carbon Martensitic Steels, *Metals* 2020
- [123] W.M. Souza, A. Itman, R.V. Silva, J.B Martins, L. Lima, The effects of auto-tempering martensite on mechanical strength of a microalloyed steel containing boron and titanium, 2020
- [124] G. Sahoo, K.K Singh, V. Kumar, Quenched and Tempered High Strength Steel- A Review.,*Journal of Metals, Materials and Minerals*, Vol. 30, 2020
- [125] K. Mori, Hot Stamping of Ultra-High Strength Steel Parts, *Numiform* 2001,

ICTP 2014

- [126] E. Ota, Y. Yogo, T. Iwata, N. Iwata, K. Ishida, K. Takeda, Formability Improvement Technique for Heated Sheet Metal Forming by Partial Cooling, *Key Engineering Materials* Vols. 622-623, pp 279-283, 2014
- [127] Y. Suzuki, K. Mori, T. Maeno, K. Sakakibara, Y. Abe, Improvement of formability using partial cooling during transfer in hot stamping of ultra-high strength steel parts, 17th International Conference on Metal forming, *Metal Forming 2018*, Toyohashi, Japan, 16-19 September 2018
- [128] M. Ganapathy, N.Li, J.Lin, M.Abspoel, D. Bhattacharjee, experimental Investigation of a new low-temperature hot stamping process for boron steels, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2019
- [129] M. Ganapathy, N.Li, J. Lin, D. Bhattacharjee, Investigation of a new hot stamping process with improved formability and productivity, International Conference on the Technology of Plasticity, ICTP 2017, Cambridge, United Kingdom, 17-22 September 2017
- [130] Q. Wang, X. Q. Zhang, B. Zhu, Y. L. Wang, Y. S. Zhang, Research and Application of Hot Stamping Process for High Strength Steel Zinc-Based Coated Sheet, 2023
- [131] Ch. W. Lee, W. S. Choi, L. Cho, Y. R. Cho, B.Ch. De Cooman, Liquid-Metal-Induced Embrittlement Related Microcrack Propagation on Zn-coated Press Hardening Steel, *ISIJ International*, Vol. 55, No.1, pp. 264-271, 2015
- [132] T Kurz, P Larour, J Lackner, T Steck, G Jesner, Press-hardening of zinc coated steel – characterization of a new material for a new process, IDDRG2016 conference on Challenges in Forming High—Strength sheets, 2016
- [133] K.M. Radlmayr, R. Kelsch, A. Sommer, T. Kurz, J. Faderl, Warmumformung verzinkter Stähle. In: Piskun, A. (eds) *Karosseriebautage, Proceedings*, Hamburg 2017
- [134] US patent: 2006/0011274 A1, Method for producing steel with retained austenite, date of publication: 19.01.2006

- [135] J.G. Speer, E. De Moor, K.O. Findley, D.K. Matlock, B.C DE Cooman, Analysis of Microstructure Evolution in Quenching and Partitioning Automotive Sheet Steel. Metall Mater Trans A 42, 3591–3601, 2011
- [136] E. J. Seo, L. Cho, B. Ch. De Cooman, Application of Quenching and Partitioning (Q&P) Processing to Press Hardening Steel, Metallurgical and Materials Transactions A- August 2014
- [137] W. Luty, Chłodziwa hartownicze, Wydawnictwo Naukowo- Techniczne, Warszawa 1986
- [138] Y. Nakagawa, K. Mori, S. Yashima, T. Kaido, Springback behaviour and quenchability in hot stamping of thick sheets, 17th International Conference on Metal Forming, Metal Forming 2018, Toyohashi, Japan, 16-19 September 2018
- [139] G.E. Totten, C.E. Bates, N.A. Clinton, Handbook of Quenchants and Quenching Technology, ASM, 1993
- [140] X. Luo, G.E. Totten, Evolution from Cooling Modeling to Cooling Engineering of the Steel Quenching Process: A Technology Overview, Materials Performance and Characterization, 2018
- [141] V. Laepple, Waermebehandlung des Stahls, Grundlagen, Verfahren und Werkstoffe, 2003
- [142] Lauralice C.F. Canale, Michiharu Narazaki : Quenching and Cooling, Residual Stress and Distortion Control, Journal of ASTM International Selected Technical Papers STP1523, 2010
- [143] ASM Handbook, Volume 4: Heat Treating, 1991
- [144] G. Totten, M. Howes, T. Inoue, Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, 2001
- [145] Y. Nakagawa, K. Mori, T. Maeno, Springback-free mechanism in hot stamping of ultra-high-strength steel parts and deformation behavior and quenchability for thin sheet, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2017
- [146] D. Mackenzie, D. Lambert, Effect of Quenching Variables on Distortion

and Residual Stresses, 2003

- [147] A. Samuel, K.N. Prabhu, Residual Stress and Distortion during Quench Hardening of Steels: A Review. *J. of Materi Eng and Perform* 31, 2022
- [148] N. Ma, D. Deng, N. Osawa, S. Rashed, H. Murakawa, Y. Ueda, *Welding Deformation and Residual Stress Prevention*
- [149] K. Kusumi, S. Yamamoto, K. Ushioda, Mechanism for Excellent Shape Fixability in Hot Stamping Process. *Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity*. 60. 45-50. 2019
- [150] Li, X.; Yan, X.; Zhang, Z. Springback Prediction of a Hot Stamping Component Based on the Area Fractions of Phases. *Metals*, 2019
- [151] ThyssenKrupp, Product information for manganese-boron steels for hot forming, product catalogue, 2023,
- [152] ThyssenKrupp, material services, materials processing Europe, delivery program, catalogue, 2023
- [153] ArcelorMittal, Steels for hot stamping, extract from the product catalogue - European edition, 2012
- [154] ArcelorMittal, Steels for hot stamping, data sheet, 2023
- [155] Voestalpine, phs-ultraform®, Galvanized hot forming steels for the production of press-hardened components using the indirect process, data sheet, 2023
- [156] Salzgitter Flachstahl, 22MnB5 boron alloyed quenched and tempered steel, product catalogue, 2022
- [157] SSAB, Docol PHS 1500, product catalogue, 2022
- [158] J. Zhou, B. Wang, M.D. Huang, D. Cui, Effect of hot stamping parameters on the mechanical properties and microstructure of cold-rolled 22MnB5 steel strips, *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2014
- [159] D.Fan, R. Park, Y. Cho, B. De Cooman, Influence of Isothermal Deformation Conditions on The Mechanical Properties of 22MnB5 HPF Steel. *steel research international*, 2010

- [160] M. Naderi, V. Uthaisangasuk, U. Prahl, W. Bleck, A Numerical and Experimental Investigation into Hot Stamping of Boron Alloyed Heat Treated Steels. steel research international, 2008
- [161] A. Goeschel, A. Kunke, A. Rautenstrauch, Design of Process Chain for Hot Forming of High Strength Steels - State of the Art and Future Challenges. Proceeding of COMA, 2010
- [162] ISO 9950:1995(en), Industrial quenching oils — Determination of cooling characteristics — Nickel-alloy probe test method
- [163] ASTM D6200-01(2012): Standard Test Method for Determination of Cooling Characteristics of Quench Oils by Cooling Curve Analysis, Annual Book of ASTM Standards, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2012
- [164] Böhler-Uddeholm, Plastic Mould Steels – Heat Treatable Steels and Precipitation Hardening Steels, material data sheet, M200/1.2312
- [165] S. Sjöström, The Calculation of Quench Stresses in Steel, Linköping University, 1982
- [166] A. Shapiro, Using LS-Dyna for Hot Stamping, 7th European LS-DYNA Conference, Salzburg, Austria, 2009
- [167] katalogi produktów firmy Fuchs dla olejów serii Thermisol QH dostępne online, <https://www.fuchs.com/pl/pl/produkt/product/145354-THERMISOL-QH-25/>
- [168] K. Radwański, Zastosowanie mikroskopii skaningowej i dyfrakcji elektronów wstecznie rozproszonych w badaniach struktury blach ze stali wielofazowych na różnych etapach procesu ciągłego wyżarzania, Prace Instytutu Metalurgii Żelaza, Monografia Nr 8, 2016
- [169] PN-EN ISO 6892-1:2020-05, Metale -- Próba rozciągania -- Część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej
- [170] DIN 50125, Testing of metallic materials - Tensile test pieces, August 2022
- [171] VDA 238-100, Plate bending test for metallic materials, July 2020
- [172] VDA 238-100, Plate bending test for metallic materials, December 2010,

Appendix A, Determination of the bending angle from the punch stroke

- [173] PN-EN ISO 6507-1:2024-04, Metale -- Pomiar twardości sposobem Vickersa –  
Część 1: Metoda badania
- [174] L.P. Sullivan, 1984. Targeting variability—a new approach to quality.  
Quality Progress 17 (7), 15–21, 1984
- [175] V.E. Kane, Process capability indices, Journal of Quality Technology,  
18 (1):41–52, 1986
- [176] S. Kotz, N. L. Johnson, Process Capability Indices, first edition, 1993
- [177] J.M. Juran, Quality control handbook. 5th edition, 1998
- [178] S. Kotz, C.R Lovelace, Process Capability Indices in Theory and Practice, 1998
- [179] N.W. Polhemus, Process Capability Analysis: Estimating Quality, 2017
- [180] R. Tehel, T. Päßler, R. Kurth, M. Nagel, W. Reichert, S. Ihlenfeldt, Virtual Tryout:  
Case Study on Simulation-Based Design and Die Spotting of Forming Tools, 2022
- [181] P. Essig, M. Liewald, Ch. Bolay, Contact Area Evaluation of Digitalized Spotting  
Images as a Criterion for Die Tryout. Procedia Manufacturing. 47. 855-860, 2020
- [182] A. Zabala, I. Llavori, E. Sáenz de Argandoña, J. Mendiguren,  
Towards the automation of the die spotting process: Contact blue pattern  
decryption. Journal of Manufacturing Processes. 58. 1285–1296, 2020
- [183] M. Muro, G. Artola, A. Gorriño, C. Angulo, Effect of the Martensitic  
Transformation on the Stamping Force and Cycle Time of Hot Stamping Parts.  
Metals 2018
- [184] R. Muvunzi, D.M. Dimitrov, S. Matope, T.M. Harms, Development of a Model  
for Predicting Cycle Time in Hot Stamping, Procedia Manufacturing,  
Volume 21, Pages 84-91, 2018
- [185] J. Maas, Tailored Blanks in der Warmumformung, ThyssenKrupp techforum,  
Vol. 1, S. 29-32, 2008
- [186] S. Wu, A. Bardelcik, C. Chiriac, C. Shi, A Comprehensive Assessment of Al-Si  
Coating Growth at Various Heating Rates, Soaking Temperatures, and Times.  
Coatings 2024, 14, 399

## STRESZCZENIE

Wytwarzanie wysokowytrzymałych elementów konstrukcyjnych karoserii samochodowych poprzez obróbkę cieplną z hartowaniem w procesie tłoczenia na gorąco jest energochłonnym i stosunkowo czasochłonnym procesem w porównaniu do tłoczenia na zimno. Aby skrócić cykl wytwarzania rozważa się alternatywne strategie hartowania, polegające na przykład na chłodzeniu detalu na zewnątrz tłoczni. Jedną z takich strategii przedstawiono w niniejszej pracy doktorskiej. Głównym celem rozprawy było opracowanie sposobu i parametrów obróbki cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym poza narzędziem tłoczącym, pozwalających na uzyskanie wymaganych właściwości mechanicznych oraz dokładności kształtu wyrobów końcowych w postaci wytłoczek przeznaczonych dla przemysłu motoryzacyjnego.

W oparciu o istniejący stan wiedzy sformułowano następującą tezę naukową: hartowanie zanurzeniowe wytłoczek, uprzednio kształtowanych na zimno ze stali manganowo - borowej 22MnB5, pozwala na uzyskanie dokładności kształtu oraz właściwości mechanicznych osiąganych konwencjonalną metodą wytwarzania z zastosowaniem tłoczenia na gorąco i hartowania w tłoczni. W celu udowodnienia przyjętej tezy wykonano badania dylatometryczne, analizy mikrostrukturalne oraz badania wytrzymałościowe stali obrobionej cieplnie według eksperymentalnego cyklu z hartowaniem w wodzie o temperaturze pokojowej, oleju o temperaturze 20°C oraz 80°C. Charakterystyki materiału uzyskane podczas prób jednoosiowego rozciągania, prób trójpunktowego gięcia oraz pomiaru twardości na przekroju wytłoczki eksperymentalnej po różnych wariantach obróbki cieplnej, pozwoliły na wyciągnięcie wniosków i porównanie wyników z wymaganymi właściwościami mechanicznymi dla stali po tłoczeniu na gorąco i hartowaniu w tłoczni. Badania potwierdziły tezę dla próbek hartowanych w oleju o temperaturze 20°C i 80°C, wymagane właściwości mechaniczne tj. umowna granica plastyczności  $R_{p0,2}$ , wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$ , wydłużenie całkowite  $A_{50}$ , twardość HV oraz kąt gięcia  $\alpha_{F_{max}}$  znajdowały się w granicach specyfikacji technicznej. Jednak dla próbek hartowanych w wodzie uzyskane wartości dla  $A_{50}$  oraz  $\alpha_{F_{max}}$  znajdowały się poza dolną granicą specyfikacji. Hartowanie w oleju skutkowało lepszą plastycznością materiału w porównaniu z hartowaniem w wodzie. Poprawa właściwości plastycznych materiału po hartowaniu w oleju spowodowana była



zmniejszeniem szybkości chłodzenia oraz wystąpieniem zjawiska samoodpuszczania martenzytu poniżej temperatury rozpoczęcia przemiany martenzytycznej  $M_s$ .

Zastosowane parametry temperaturowo – czasowe obróbki cieplnej miały wpływ na stabilność i dokładność kształtu wytłoczki eksperymentalnej. Wykazano, że chłodzenie w wodzie spowodowało duże odkształcenia hartownicze (wypaczenie), a odchyłki powierzchni badanej wytłoczki miały duży rozrzut, wykraczający poza dopuszczalne granice tolerancji powierzchni. Hartowanie w oleju przyczyniło się do powstania znacznie mniejszych wartości odchyłek powierzchni wytłoczki, których rozrzut znajdował się w polu tolerancji. Zmiana temperatury oleju z  $20^{\circ}\text{C}$  na  $80^{\circ}\text{C}$  nie wpłynęła zasadniczo na zmiany odchyłek powierzchni wytłoczek eksperymentalnych oraz na zmiany właściwości mechanicznych materiału, przez co możliwe jest rozszerzenie okna technologicznego w procesie obróbki cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym.

Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że hartowanie zanurzeniowe w oleju o temperaturze  $20^{\circ}\text{C}$  i  $80^{\circ}\text{C}$  wykazuje potencjał zastosowania dla określonych geometrycznie i gabarytowo komponentów. W pracy opracowano założenia obróbki cieplnej z hartowaniem zanurzeniowym dla wytłoczki eksperymentalnej, uprzednio kształtowanej na zimno. Przedstawiono również koncepcję pozwalającą zredukować odkształcenia hartownicze wytłoczek przy założeniu skrócenia cyklu produkcyjnego w porównaniu do obecnie stosowanej konwencjonalnej technologii tłoczenia na gorąco i hartowania w tłoczniku. Zaproponowano innowacyjną strategię oraz kierunek dalszych badań nad zastosowaniem tłoczenia na gorąco z niepełnym hartowaniem detalu w tłoczniku w zakresie temperatur  $M_s$ - $M_f$ , a następnie końcowego hartowania zanurzeniowego poza narzędziem tłoczącym.

## ABSTRACT

The production of high-strength structural elements of car bodies by heat treatment with quenching in the hot stamping process is an energy - intensive and relatively time - consuming process compared to cold stamping. In order to shorten the production cycle, alternative hardening strategies are considered, such as cooling the workpiece outside the die. One such strategy is presented in this doctoral thesis. The main objective of the dissertation was to develop the method and parameters of heat treatment with immersion hardening outside the stamping tool, allowing to obtain the required mechanical properties and shape accuracy of final products in the form of sheet metal parts intended for the automotive industry.

Based on the existing state of the art, the following scientific thesis was formulated: immersion hardening of sheet metal parts, previously cold-formed from manganese-boron 22MnB5 steel, allows to obtain the shape accuracy and mechanical properties achieved by the conventional method of production using hot stamping and die quenching. In order to prove the thesis, dilatometric tests, microstructural analyses and strength tests were carried out for heat-treated steel according to an experimental cycle with quenching in water at room temperature, in oil at 20°C and 80°C. The characteristics of the material obtained during uniaxial tensile tests, three-point bending tests and hardness measurement on the cross-section of the experimental part after various heat treatment variants, allowed to draw conclusions and compare the results with the required mechanical properties for the steel after hot stamping and die quenching. The tests confirmed the thesis for the samples quenched in oil at 20°C and 80°C, the required mechanical properties, i.e. yield strength  $R_{p0.2}$ , tensile strength  $R_m$ , total elongation  $A_{50}$ , hardness HV and bending angle  $\alpha_{F_{max}}$  were within the limits of technical specification. However, for water-hardened specimens, the values obtained for  $A_{50}$  and  $\alpha_{F_{max}}$  exceeded the lower limit of the specification. Oil quenching resulted in better ductility of the material compared to water quenching. The improvement of the plastic properties of the material after oil quenching was caused by a decrease in the cooling rate and the occurrence of the phenomenon of martensite auto – tempering below the martensitic transformation start temperature  $M_s$ .

The applied temperature and time parameters of heat treatment had an impact on the shape stability of the experimental part. It was shown that cooling in water caused large quenching distortion (warping) and the surface deviations of the tested part had a large scatter, exceeding the permissible surface tolerance limits. Quenching in oil contributed to much smaller values of the part surface deviations, the spread of which was within the tolerance range. The change in oil temperature from 20°C to 80°C did not significantly affect the changes in the surface deviations of the experimental parts and the changes in the mechanical properties of the material, which makes it possible to extend the technological window in the heat treatment process with immersion hardening.

Based on the research carried out, it was concluded that immersion hardening in oil at 20°C and 80 °C shows the application potential for geometrically and dimensionally defined components. In this doctoral thesis, the assumptions of heat treatment with immersion hardening were developed for an experimental sheet metal part, previously cold-formed. A concept was also presented to reduce the quenching distortion of the parts, with the assumption of a shorter production cycle compared to the conventional hot stamping and die quenching technology currently in use. An innovative strategy and direction of further research was proposed on the application of hot stamping with incomplete quenching of the workpiece in the die within  $M_s$ - $M_f$  temperature range and then final immersion quenching outside the stamping tool.