

ZESZYTY NAUKOWE
POLITECHNIKI RZESZOWSKIEJ

SCIENTIFIC LETTERS
OF RZESZOW UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

NR 302

MECHANIKA

Rocznik
tom XXXVIII
zeszyt 93/2021



WYDZIAŁ
BUDOWY MASZYN
I LOTNICTWA
POLITECHNIKI RZESZOWSKIEJ

Wydano za zgodą Rektora

Redaktor naczelny
Wydawnictw Politechniki Rzeszowskiej
dr hab. inż. Lesław GNIEWEK, prof. PRz

Rada Naukowa ZN PRz Mechanika

Sergei ALEXANDROV (Rosja), Helmut BOEM (Austria), Józef GAWLIK (Polska),
Rudolf KAWALLA (Niemcy), Yaroslav KOVAČIK (Słowacja), Volodymyr KUSHCH (Ukraina),
Hirpa G. LEMU (Norwegia), Thomas G. MATHIA (Francja), Tadeusz MARKOWSKI (Polska),
Pavlo MARUSCHAK (Ukraina), Paweł PAWLUS (Polska), Andrea PICCOLROAZ (Włochy),
Igor SEVOSTIANOV (USA), Jarosław SĘP (Polska), László SIKOLYA (Węgry),
Emil SPISÁK (Słowacja), Feliks STACHOWICZ (Polska), Marian SZCZEREK (Polska),
Tadeusz SZYMCZAK (Polska), Nicolae UNGUREANU (Rumunia),
Elena VILCHEVSKAYA (Rosja)

Komitet Redakcyjny
(afiliacje: Polska)

redaktor naczelny
prof. dr hab. Bartłomiej WIERZBA

redaktorzy tematyczni (naukowi)
dr hab. inż. Andrzej BURGHARDT, prof. PRz
dr hab. inż. Tomasz ROGALSKI, prof. PRz
prof. dr hab. inż. Jarosław SĘP

redaktor statystyczny
prof. dr hab. inż. Paweł PAWLUS

sekretarz redakcji
dr hab. inż. Tomasz TRZEPIECIŃSKI, prof. PRz

członkowie
dr hab. inż. Tadeusz BALAWENDER, prof. PRz
dr hab. inż. Piotr STRZELCZYK, prof. PRz

Redakcja językowa
Mateusz SZAL

Skład łamania
Mariusz TENDERA

p-ISSN 0209-2689 e-ISSN 2300-5211

Wersja drukowana Rocznika jest wersją pierwotną.

Redakcja czasopisma: Politechnika Rzeszowska, Wydział Budowy Maszyn i Lotnictwa
al. Powstańców Warszawy 8, 35-959 Rzeszów (e-mail: bwierzba@prz.edu.pl)
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/zeszyty-naukowe/mechanika>

Wydawca: Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej
al. Powstańców Warszawy 12, 35-959 Rzeszów (e-mail: oficyna@prz.edu.pl)
<http://oficyna.prz.edu.pl>

Informacje dodatkowe i stopka – str. 65

SPIS TREŚCI

Stanisław Antas: Układ wylotowy typu dyfuzora stożkowego sprężarki promieniowej.....	5
Katarzyna Antosz, Rafał Kluz, Tomasz Trzepieciński, Magdalena Bucior: Modelowanie wpływu parametrów obróbki nagniataniem na chropowatość powierzchni wałków ze stali 42CrMo4.....	19
Kamil Krystek: The influence of interrupting the brazing process of Hastelloy X superalloy on the properties of the joint.....	31
Tadeusz Szymczak, Zbigniew L. Kowalewski: Zastosowanie klepsydrycznej próbki rurkowej do wyznaczania właściwości mechanicznych materiałów konstrukcyjnych	41
Anna Tomczak: Influence of casting parameters on fatigue properties of the ŻS6U-WI alloy	53
Informacje dodatkowe	65

Stanisław ANTAS

UKŁAD WYLOTOWY TYPU DYFUZORA STOŻKOWEGO SPRĘŻARKI PROMIENIOWEJ

Dyfuzor stożkowy jest układem wylotowym kanału przepływowego sprężarki promieniowej, który doprowadza czynnik do przewodów tłoczących. W pracy przedstawiono metodę wyznaczania parametrów strumienia w przekroju wyjściowym układu wylotowego sprężarki promieniowej. Analiza obejmuje układ wylotowy typu dyfuzora stożkowego. Zaprezentowano także odpowiednią metodę określania parametrów geometrycznych dla kanału wylotowego tego typu. Wymieniona metoda może być stosowana w trakcie realizacji projektu koncepcyjnego sprężarki, a oparta jest na równaniu zachowania energii, równaniu ciągłości przepływu, pierwszej i drugiej zasadzie termodynamiki oraz funkcjach gazodynamicznych i definicjach używanych w teorii maszyn wirnikowych. Końcowa część pracy zawiera parametry określające jakość działania dyfuzora stożkowego oraz wnioski.

Słowa kluczowe: sprężarka promieniowa, kanał wylotowy, dyfuzor stożkowy.

Oznaczenia

- a – prędkość dźwięku
- B – współczynnik blokady
- C – prędkość bezwzględna
- D – średnica
- F – pole powierzchni
- k – wykładnik izentropy
- K_m – współczynnik wypływu
- l – praca właściwa
- L – długość dyfuzora
- \dot{m} – strumień masy
- M – liczba Macha
- n – wykładnik politropy / prędkość obrotowa
- p – ciśnienie statyczne
- r – promień
- R – indywidualna stała gazowa
- Re – liczba Reynoldsa
- s – stała w równaniu ciągłości
- S – obwód
- T – temperatura statyczna

- α – kąt kierunkowy prędkości bezwzględnej
 ε – funkcja gazodynamiczna gęstości
 λ – liczba Lavalą
 λ_t – współczynnik tarcia
 φ – kąt środkowy liczony od języczka spirali w kierunku obrotu wirnika do rozpatrywanego przekroju promieniowego (i-i)
 ξ – współczynnik strat przepływu
 π – funkcja gazodynamiczna ciśnienia/spręż
 ρ – gęstość statyczna
 τ – funkcja gazodynamiczna temperatury
 σ – stopień strat ciśnienia spiętrzenia
 q – względna gęstość strumienia masy
 θ – półkął rozwarcia ścianek dyfuzora

Indeksy

- $/k_r$ – dotyczy parametru krytycznego
 $/r$ – dotyczy parametru związanego z tarciami
 $/_{3...6}$ – dotyczy parametru związanego z odpowiednim przekrojem kontrolnym
 $/^*$ – dotyczy parametru spiętrzenia

1. Wprowadzenie

Układ wylotowy sprężarki odśrodkowej służy do doprowadzenia sprężonego strumienia powietrza do jego odbiornika. Sprężone powietrze jest następnie kierowane dalej do kolejnego zespołu silnika w określonym kierunku. Zadaniem układu wylotowego jednostopniowej lub dwustopniowej sprężarki promieniowej oraz osiowo-odśrodkowej, zatem jest zebranie i odpowiednie skierowanie sprężonego czynnika do odbiorników różnych typów konstrukcyjnych. Wykonanie tego zadania winno przebiegać w taki sposób, aby praca sprężarki poprzedzającej jej układ wylotowy nie uległa zakłóceniu. W celu zapewnienia prawidłowej pracy sprężarki i zapewnienia odpowiednich osiągnięć silnika kształty układów wylotowych oraz ich rozwiązania konstrukcyjne winny być odpowiednio starannie dobrane. Należy zauważyć, iż w przekroju wyjściowym końcowego dyfuzora sprężarki promieniowej prędkość czynnika zwykle znacznie przekracza wartość dopuszczalną ze względu na prawidłową pracę odbiornika. Układy wylotowe sprężarek promieniowych, zatem stanowią dyfuzory o różnych kształtach, w których następuje kontynuacja procesu sprężania powietrza kosztem wyhamowania strumienia. W przypadku lotniczego silnika turbinowego układ ten, łącząc wylot ostatniego dyfuzora sprężarki z dyfuzorem komory spalania doprowadza powietrze do komory spalania.

Do najczęściej stosowanych we współczesnych konstrukcjach układów wylotowych sprężarek promieniowych należą:

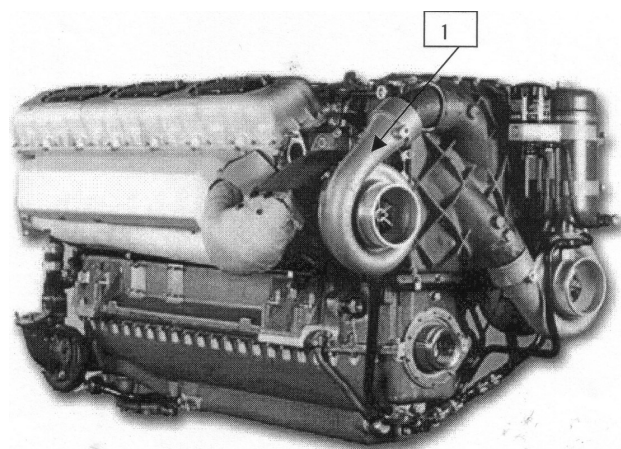
- dyfuzor typu łącznika,
- osiowy dyfuzor łopatkowy,
- dyfuzor stożkowy,
- dyfuzor typu kolana,
- dyfuzor zakrzywiony.

Ostatni z wymienionych powyżej układów wylotowych stosowany jest wyłącznie z dyfuzorem rurkowym sprężarki promieniowej lub osiowo-promieniowej [1, 2].

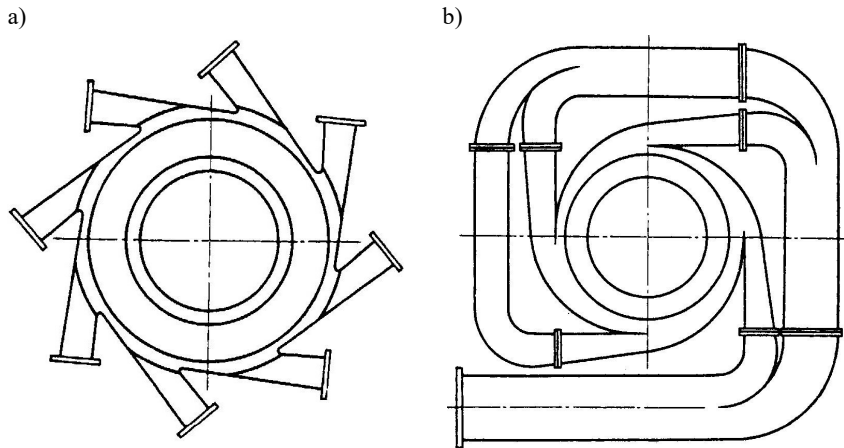
Należy zauważyć, że istnieje znaczna liczba publikacji dotyczących analizy parametrów czynnika przepływającego przez wlot, wirnik, dyfuzor bezłopatkowy i łopatkowy sprężarki promieniowej. Należy także zaznaczyć, że w dostępnej literaturze przedmiotu brakuje publikacji dotyczących kompleksowej analizy parametrów termicznych, kinematycznych i geometrycznych układów wylotowych sprężarek promieniowych i osiowo-promieniowych.

2. Parametry na wylocie dyfuzora stożkowego

W przypadku sprężarek doładowujących silników tłokowych, układ wylotowy sprężarki promieniowej w postaci dyfuzora stożkowego (rys. 1) doprowadza czynnik do przewodów dolotowych, które są zwykle przewodami rurowymi o stałym przekroju, kierującymi strumień powietrza lub mieszankę paliwowo-powietrzną do kanałów dolotowych poszczególnych cylindrów. W turbosprężarkach ten typ układu wylotowego stosuje się zwykle w połączeniu z dyfuzorem spiralnym o przekroju kołowym. Wykorzystywany jest również w wielokanałowych układach wylotowych promieniowych sprężarek przemysłowych – rys. 2.

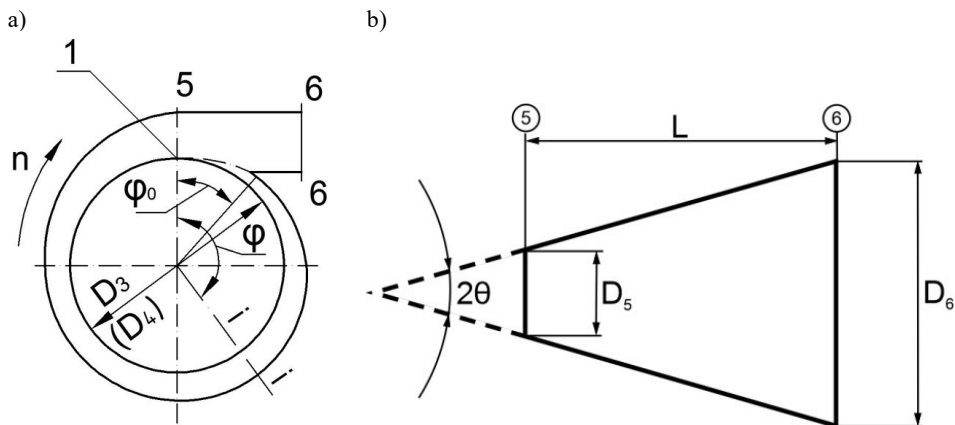


Rys. 1. Silnik tłokowy turbodoładowany Wola S1000 [21]:
1 – dyfuzor stożkowy



Rys. 2. Wielokanałowe układy wylotowe sprężarek przemysłowych z dyfuzorami stożkowymi firmy Boeing (a) oraz firmy Oerlikon (b) [16].

Należy zauważyć, że prędkość czynnika w przekroju wyjściowym (5-5) kolektora – C_5 (tzn. prędkość w przekroju dyfuzora spiralnego o współrzędnej $\varphi = 2\pi$ – dla jednostrumieniowego (rys. 3a) lub $\varphi = \pi$ – dla dwustrumieniowego) zwykle jest większa od wymaganej na wejściu do odbiornika sprężonego powietrza [3]. Wartość tej prędkości jest zazwyczaj z góry zadana. Należy, zatem kolektor sprężarki promieniowej przedłużyć odpowiednim dyfuzorem i opóźnić wypływający strumień do wymaganej prędkości. W turbosprężarkach silników tłokowych są to dyfuzory stożkowe-proste (rys. 3b).



Rys. 3. Schemat kolektora jednostrumieniowego turbodoładowarki (a) [3] oraz dyfuzora stożkowego (b): 1 – początkowy odcinek kolektora

Według badań eksperymentalnych zaleca się stosowanie dyfuzorów stożkowych o kącie rozwarcia $2\theta = 6 \div 11^\circ$ [5].

Strata ciśnienia spiętrzenia w dyfuzorze stożkowym obliczana jest z zależności definicyjnej współczynnika strat przepływu:

$$\Delta p_{5,6}^* = \xi_{5,6} \frac{\rho_5 c_5^2}{2} \quad (1)$$

Gdzie, współczynnik strat przepływu w dyfuzorze stożkowym $\xi_{5,6}$ określa suma [8]:

$$\xi_{5,6} = \xi_{5,6t} + \xi_{5,6ud} \quad (2)$$

W relacji powyższej współczynnik strat przepływu związanych z tarciem strumienia ścianki kanału wyznacza się z formuły:

$$\xi_{5,6t} = \lambda_t \frac{L}{r_h} \quad (3)$$

gdzie współczynnik tarcia oblicza się z równania [12]:

$$\lambda_t = \frac{0,3168}{Re_5^{0,25}} \quad (4)$$

We wzorze (3) przez L oznaczono długość dyfuzora stożkowego, natomiast promień hydrauliczny:

$$r_h = \frac{F_5}{S_5} \quad (5)$$

gdzie: F_5 – pole powierzchni przekroju wejściowego dyfuzora stożkowego,
 S_5 – obwód ścianek kanału w przekroju F_5 .

Liczba Reynoldsa w zależności (4) określana jest następująco:

$$Re_5 = \frac{c_5 D_5}{\nu_5} \quad (6)$$

Lepkość kinematyczną powietrza można wyznaczyć z relacji podanej w pracy [17]:

$$\nu_5 = 17,7 \cdot 10^{-6} T_5^2 / p_5^2 \quad (7)$$

W relacji (7) ciśnienie wyrażamy w N/m^2 , zaś temperaturę w Kelwinach.

Lepkość kinematyczną powietrza o temperaturze T_5 wyznaczyć można również z formuły definicyjnej [7]:

$$\nu_5 = \frac{\mu_5}{\rho_5} \left[\frac{m^2}{s} \right] \quad (8)$$

gdzie: ρ_5 – gęstość statyczna powietrza w przekroju wejściowym dyfuzora stożkowego.

Według Sutherlanda, lepkość dynamiczną czynnika o temperaturze T_5 , określa zależność [9]:

$$\mu_5 = \mu_o \left(\frac{T_5}{T_o} \right)^{1,5} \frac{T_o + T_5}{T_5 + T_5} \quad (9)$$

gdzie, dla powietrza:

$$\mu_o = 1,78 \cdot 10^{-5} \text{ Ns/m}^2$$

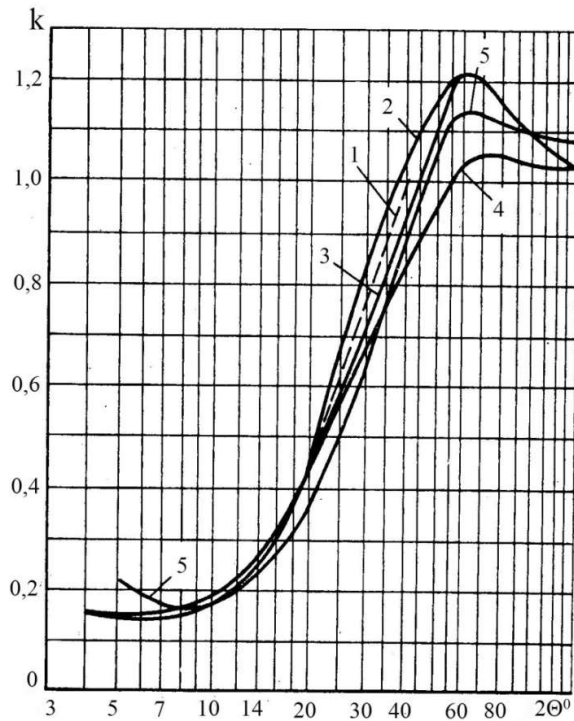
$$T_s = 122 \text{ K}$$

$$T_o = 273 \text{ K}$$

Współczynnik strat przepływu związany z uderzeniem określa relacja [14]:

$$\xi_{5,6 ud} = k \left(\frac{F_6}{F_5} - 1 \right)^2 \quad (10)$$

gdzie: współczynnik strat uderzeniowych k w dyfuzorze zależy od kąta jego rozwarcia – rys.4 oraz stopnia rozwarcia dyfuzora $\bar{F}_{6,5} = F_6/F_5$.



Rys. 4. Zależność współczynnika strat uderzeniowych k od kąta rozwarcia dyfuzora 2Θ i stopnia rozwarcia dyfuzora $\bar{F}_{6,5}$: 1 – wartość obliczona, 2,3,4 – badania dla: $\bar{F}_{6,5} = 4$, $\bar{F}_{6,5} = 2,25$, $\bar{F}_{6,5} = 9$; 5 – badania dla $\bar{F}_{6,5} = 2$, $\bar{F}_{6,5} = 3$, $\bar{F}_{6,5} = 4$ [14]

Współczynnik strat uderzeniowych k w dyfuzorze określa udział strat uderzeniowych do strat uderzeniowych w kanale o nagłym zwiększeniu przekroju, słabo zależy od stopnia rozwarcia dyfuzora, stąd w pracy [18] zaleca się wyznaczenie jego wartości według tabeli 1.

Tabela 1. Wartości współczynnika strat uderzeniowych k od kąta rozwarcia dyfuzora

2θ	$2,5^0$	5^0	$7,5^0$	10^0	15^0	20^0	25^0	30^0	40^0	60^0	90^0	180^0
k	0,18	0,13	0,14	0,16	0,27	0,43	0,62	0,81	1,04	1,21	1,12	1

Jeżeli kształt przekroju wejściowego dyfuzora (wyjściowego kolektora) odbiega od kołowego, wówczas półką rozwarcia równoważnego dyfuzora kołowego określa się z wyrażenia [8]:

$$\operatorname{tg} \theta_r = \frac{\sqrt{\frac{F_6}{\pi}} \left(\sqrt{\frac{F_6}{F_5}} - 1 \right)}{L} = \frac{\sqrt{\frac{F_6}{\pi}} \sqrt{\frac{F_5}{\pi}}}{L} \quad (11)$$

lub:

$$\operatorname{tg} \theta_r = \frac{D_{6r} - D_{5r}}{2L} \quad (12)$$

gdzie wejściowa i wyjściowa średnica równoważnego dyfuzora stożkowego wynosi odpowiednio:

$$D_{5r} = \sqrt{\frac{4F_5}{\pi}} \quad (13)$$

oraz

$$D_{6r} = \sqrt{\frac{4F_6}{\pi}} \quad (14)$$

W przypadku kolektora kołowego: $D_{6r} = D_6$ i $D_{5r} = D_5$.

Zazwyczaj długość stożkowego dyfuzora wylotowego wynika z warunków konstrukcyjnych [5,17], stąd po przyjęciu wartości półką rozwarcia dyfuzora $\theta = 3,0 \div 5,5^0$, łatwo wyznaczyć średnicę w przekroju wyjściowym:

$$D_6 = D_5 + 2L \operatorname{tg} \theta \quad (15)$$

oraz wartość pola powierzchni:

$$F_6 = \frac{\pi D_6^2}{4} \quad (16)$$

Uzyskana wartość pola powierzchni winna spełniać warunek:

$$\bar{F}_{6,5} = F_6/F_5 \leq 3,0 \quad (17)$$

Parametry strumienia w przekroju w przekroju wyjściowym dyfuzora stożkowego można określić w następującej kolejności:

Temperatura spiętrzenia obliczana jest z zależności dla przepływu energetycznie odosobnionego w dyfuzorze wylotowym:

$$T_6^* = T_5^* \quad (18)$$

Stopień strat ciśnienia spiętrzenia w dyfuzorze stożkowym wyznacza się ze związku wynikającego z definicji współczynnika strat przepływu [6]:

$$\sigma_{5,6} = 1 - \frac{k}{k+1} \xi_{5,6} \left(1 - \frac{k-1}{k+1} \lambda_5^2\right)^{\frac{1}{k-1}} \lambda_5^2 \quad (19)$$

Ciśnienie spiętrzenia strumienia w przekroju wyjściowym dyfuzora stożkowego określa się z zależności definicyjnej stopnia strat ciśnienia spiętrzenia w dyfuzorze stożkowym:

$$p_6^* = \sigma_{5,6} p_5^* \quad (20)$$

Wartość funkcji gazodynamicznej – względnej gęstości strumienia masy w przypadku kolektora jednostrumieniowego, obliczana jest z równania ciągłości

$$q(\lambda_6) = \frac{\dot{m} \sqrt{T_6^*}}{s p_6^* F_6 \sin \alpha_6 K_{m6}} \quad (21)$$

gdzie: kąt kierunkowy prędkości bezwzględnej strumienia w przekroju wyjściowym $\alpha_6 = 90^\circ$, zaś współczynnik wypływu $K_{m6} = 0,98 \div 0,995$ [15].

Liczba Lavalą prędkości strumienia w przekroju wyjściowym dyfuzora λ_6 wyznaczana jest ze wzoru definicyjnego względnej gęstości strumienia masy:

$$q(\lambda_6) = \lambda_6 \left(1 - \frac{k-1}{k+1} \lambda_6^2\right)^{\frac{1}{k-1}} \left(\frac{k+1}{2}\right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (22)$$

lub z tablic funkcji gazodynamicznych [4].

Prędkość krytyczna dźwięku w przekroju wyjściowym dyfuzora określana jest z formuły:

$$a_{kr} = a_{kr5} = \sqrt{\frac{2kR}{k+1} T_6^*} \quad (23)$$

Prędkość bezwzględna strumienia w przekroju wyjściowym dyfuzora obliczana jest z zależności definicyjnej liczby Lavalą:

$$c_6 = \lambda_6 a_{kr6} \quad (24)$$

Wyznaczona z relacji (24) wartość prędkości c_6 winna być zbliżona do wymaganej na wejściu do odbiornika sprężonego powietrza c_{6odb} .

W przypadku znacznej różnicy tych wartości oblicza się liczbę Lavalą

$$\lambda_6 = \frac{c_{6odb}}{a_{kr6}} \quad (25)$$

Następnie określa wartość funkcji gazodynamicznej $q(\lambda_6)$ ze wzoru (22), natomiast pole powierzchni w przekroju wyjściowym F_6 wyznacza się z równania ciągłości (21).

Znajomość wartości liczby Lavalą w przekroju wyjściowym dyfuzora λ_6 umożliwia obliczenie wartości:

- funkcji gazodynamicznej temperatury:

$$\tau(\lambda_6) = \left(1 - \frac{k-1}{k+1} \lambda_6^2\right) \quad (26)$$

- funkcji gazodynamicznej ciśnienia:

$$\pi(\lambda_6) = \left(1 - \frac{k-1}{k+1} \lambda_6^2\right)^{\frac{k}{k-1}} \quad (27)$$

- funkcji gazodynamicznej gęstości:

$$\varepsilon(\lambda_6) = \left(1 - \frac{k-1}{k+1} \lambda_6^2\right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (28)$$

Wymienione powyżej funkcje gazodynamiczne pozwalają określić parametry statyczne strumienia w przekroju wyjściowym dyfuzora stożkowego, a mianowicie:

- temperaturę statyczną:

$$T_6 = T_6^* \tau(\lambda_6) \quad (29)$$

- ciśnienie statyczne:

$$p_6 = p_6^* \pi(\lambda_6) \quad (30)$$

- gęstość statyczną:

$$\rho_6 = \rho_6^* \varepsilon(\lambda_6) \quad (31)$$

gdzie, gęstość spiętrzenia strumienia wyznacza się z równania stanu:

$$\rho_6^* = \frac{p_6^*}{RT_6^*} \quad (32)$$

Sprawdzenie poprawności obliczeń parametrów w przekroju wyjściowym dyfuzora stożkowego może przebiegać według porządku podanego poniżej.

Temperaturę statyczną strumienia w przekroju wyjściowym dyfuzora oblicza się z zależności dla przepływu energetycznie odosobnionego:

$$T_6 = T_5 + \frac{c_5^2 - c_6^2}{\frac{2kR}{k+1}} \quad (33)$$

Wykładnik politropy sprężania w dyfuzorze stożkowym można wyznaczyć z równania na pracę tarcia:

$$l_{r5,6} = \left(\frac{k}{k-1} - \frac{n_{5,6}}{n_{5,6}-1} \right) R(T_6 - T_5) \quad (34)$$

gdzie pracę sił tarcia podczas przepływu przez dyfuzor określa wzór:

$$l_{r5,6} = \xi_{5,6} \frac{c_5^2}{2} \quad (35)$$

Natomiast, wykładnik politropy:

$$n_{5,6} = \frac{- \left[\frac{k}{k-1} - \frac{l_{r5,6}}{R(T_6 - T_5)} \right]}{1 - \left[\frac{k}{k-1} - \frac{l_{r5,6}}{R(T_6 - T_5)} \right]} \quad (36)$$

Ciśnienie statyczne strumienia w przekroju wyjściowym dyfuzora wyznacza się z równania politropy:

$$p_6 = p_5 \left(\frac{T_6}{T_5} \right)^{\frac{n_{5,6}}{n_{5,6}-1}} \quad (37)$$

Gęstość statyczna powietrza w przekroju wyjściowym dyfuzora obliczana jest z równania stanu:

$$\rho_6 = \frac{p_6}{RT_6} \quad (38)$$

Pole powierzchni dyfuzora stożkowego w przekroju wyjściowym określa się z równania ciągłości:

$$F_6 = \frac{\dot{m}}{c_6 \rho_6 K_{m6}} \quad (39)$$

3. Uwagi końcowe i wnioski

Dyfuzor stożkowy przekształca energię kinetyczną strumienia na wlocie w entalpię na jego wylocie. W szczególności opóźnieniu strumienia w kanale przepływowym o wzrastającym polu powierzchni przekroju poprzecznego w kierunku przepływu towarzyszy zmniejszanie prędkości czynnika ($C_6 < C_5$) oraz wzrost wartości ciśnienia statycznego ($p_6 > p_5$). Temperatura spiętrzenia strumienia dla przepływu energetycznie odosobnionego w tym zespole pozostaje stała ($T_5^* = T_6^*$) natomiast zachodzi spadek wartości ciśnienia spiętrzenia ($p_6^* < p_5^*$), który jest proporcjonalny do wartości współczynnika strat przepływu w dyfuzorze ($\xi_{5,6}$).

Najczęściej stosowanym w praktyce parametrem charakteryzującym jakość działania dyfuzora stożkowego jest współczynnik wzrostu ciśnienia statycznego ($Cp_{5,6}$) w dyfuzorze z przepływem rzeczywistym definiowany jako stosunek wzrostu ciśnienia statycznego w tym zespole do ciśnienia dynamicznego na jego wlocie [15]:

$$Cp_{5,6} = \frac{(p_6 - p_5)}{(p_5^* - p_5)} \quad (40)$$

lub:

$$Cp_{5,6} = \frac{(p_6 - p_5)}{\frac{1}{2} \rho_5 C_5^2} \quad (41)$$

Natomiast, dla przepływu izentropowego przez dyfuzor tj. gdy: $\Delta p_{5,6}^* = 0$ ($lr_{5,6} = 0$) współczynnik wzrostu ciśnienia statycznego w dyfuzorze idealnym (bez strat przepływu) [10]:

$$Cp_{5,6i} = 1 - \frac{C_6^2}{C_5^2} \quad (42)$$

Należy zauważyć, że współczynnik wzrostu ciśnienia statycznego nie wystarcza do charakteryzowania jakości działania dyfuzora, ponieważ wskazuje jedynie jaka część ciśnienia dynamicznego na wlocie jest przekształcana w entalpię strumienia na jego wylocie. Zatem nie informuje czy reszta energii kinetycznej strumienia wlotowego jest tracona czy zachowana w entalpii na wylocie dyfuzora. Taką ocenę umożliwi współczynnik strat przepływu:

$$\xi_{5,6} = \frac{p_5^* - p_6^*}{p_5^* - p_5} = \frac{\Delta p_{5,6}^*}{\frac{1}{2} \rho_5 C_5^2} \quad (43)$$

oraz sprawność dyfuzora:

$$\eta_{5,6} = \frac{Cp_{5,6}}{Cp_{5,6iz}} \quad (44)$$

Zatem sprawność dyfuzora jest definiowana, jako iloraz współczynnika wzrostu ciśnienia statycznego w dyfuzorze z przepływem rzeczywistym do współczynnika wzrostu ciśnienia statycznego w dyfuzorze z przepływem izentropowym o takiej samej geometrii kanału i parametrach na wlocie, lecz bez strat. Po uwzględnieniu relacji (42) uzyskuje się [19]:

$$\eta_{5,6} = \frac{Cp_{5,6}}{1-(C_6/C_5)^2} \quad (45)$$

Z formuły (45) wynika bezpośrednio, że przy zachowaniu stałej wartości sprawności dyfuzora wzrost ciśnienia statycznego w dyfuzorze osiąga wartość maksymalną przy minimalnej wartości prędkości przepływu na jego wlocie.

Według autorów pracy [11] na wartość współczynnika wzrostu ciśnienia statycznego $Cp_{5,6}$ mają wpływ następujące parametry:

- temperatura i ciśnienie spiętrzenia czynnika na wlocie (gardzieli) dyfuzora (T_5^* , p_5^*) – znane z obliczeń kolektora [3],
- liczba Macha na wlocie dyfuzora:

$$M_5 = C_5 / \sqrt{kRT_5} \quad (46)$$

lub:

$$M_5 = \sqrt{\frac{2}{k-1} \left[\left(\frac{p_5^*}{p_5} \right)^{\frac{k-1}{k}} - 1 \right]} \quad (47)$$

- liczba Reynoldsa na wlocie dyfuzora – wzór (6),
- stopień rozwarcia dyfuzora:

$$\bar{F}_{6,5} = \frac{F_6}{F_5} = \frac{D_6^2}{D_5^2} \quad (48)$$

- kąt rozwarcia dyfuzora:

$$2\theta = 2 \operatorname{arc} \operatorname{tg} \left[\left(\sqrt{\bar{F}_{6,5}} - 1 \right) / 2L/D_5 \right] \quad (49)$$

- współczynnik blokady.

Przepływy opóźniane, dyfuzorowe o dodatnim gradiencie ciśnienia charakteryzują się intensywnym narastaniem warstw przyściennych, które w granicznym przypadku ulegają oderwaniu od ścianek, co powoduje znaczne straty.

W praktyce obliczeniowej kanałów dyfuzorowych sprężarki wykorzystuje się alternatywne sposoby wyznaczania rzeczywistego (efektywnego) przekroju przepływowego, przy użyciu pojęcia współczynnika blokady B oraz współczynnika wypływu K_m , uwzględniających występowanie pierścieniowej warstwy przyściennej na ściankach ograniczających kanał [20].

Współczynnik blokady definiuje relacja:

$$B = \frac{F_t - F_r}{F_t} = 1 - \frac{F_r}{F_t} \quad (50)$$

gdzie: F_r – rzeczywisty (efektywny) przekrój przepływu,
 F_t – teoretyczny (geometryczny) przekrój przepływu.

W odniesieniu do gardzieli dyfuzora stożkowego:

$$F_t = \frac{\pi D_5^2}{4} \quad (51)$$

Przy zachowaniu wartości parametrów strumienia (p^* , T^* , λ lub M) w wybranym przekroju obliczeniowym, zmniejszeniu przekroju przepływu towarzyszy analogiczne obniżenie wartości strumienia masy przepływającego czynnika stąd [11]:

$$B = 1 - \frac{\dot{m}_r}{\dot{m}_t} \quad (52)$$

gdzie: \dot{m}_r – rzeczywisty (efektywny) strumień masy przepływającego czynnika,
 \dot{m}_t – teoretyczny (dla przepływu izentropowego) strumień masy czynnika określany przy założeniu zerowej grubości warstwy przyściennej ($l_{r,5,6} = 0$).

Współczynnik wypływu jest definiowany zależnością:

$$K_m = \frac{\dot{m}_r}{\dot{m}_t} \quad (53)$$

Zatem, po uwzględnieniu formuły (52) uzyskuje się:

$$K_m = 1 - B \quad (54)$$

oraz:

$$F_r = (1 - B)F_t = K_m F_t \quad (55)$$

Powszechnie uznaje się, że wymienione powyżej parametry mają zasadniczy wpływ na zdolność dyfuzora do przekształcania energii kinetycznej w ciśnienie statyczne [15].

Pełny przegląd parametrów wydajności dyfuzorów różnej konstrukcji zawiera monografia [13].

Literatura

- [1] Antas S.: Exhaust System for Radial and Axial-Centrifugal Compressor with Pipe Diffuser. *International Journal of Turbo and Jet Engines*, 2016, Vol. 31, No 1, s. 29-36.
- [2] Antas S.: Pipe diffuser for radial and axial – centrifugal compressors. *International Journal of Turbo and Jet Engines*. Vol. 31, 2014, No 1, s. 29-36.
- [3] Antas S.: Metody obliczeń parametrów kolektora stosowane w projekcie koncepcyjnym sprężarki promieniowej. *Zeszyty Naukowe Politechniki Rzeszowskiej*, 2016, Nr 4, s. 273-298.
- [4] Antas S., Lesikiewicz A.: Teoria silników przepływowych. Funkcje gazodynamiczne. Zakład Małej Poligrafii Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów 1987.
- [5] Aungier R.H.: *Centrifugal Compressors. A Strategy for Aerodynamic Design and Analysis*. ASME Press, New York 2000.
- [6] Biełousow A.N., Musatkin N.F., Radko W.M.: Teoria i rasczot awiacionnych łopatočných maszin. Samarskij Gos. Aerokosm. Inst., Samara 2003.
- [7] Bretsznajder S.: Własności gazów i cieczy. WNT, Warszawa 1962.
- [8] Chołszczewnikow K.W.: Teoria i rasczot awiacionnych łopatočných maszin. Maszynostroyenie. Moskwa 1970.
- [9] Diejcz M.E.: *Technicheskaja gazodinamika*. Energija, Moskwa 1974.
- [10] Dixon S.L.: *Fluid Mechanics, Thermodynamics of Turbomachinery*. Second edition. Pergamon Press, Oxford and London 1975.
- [11] Dolan F.X., Runstadler P.W.: Pressure recovery performance of conical diffusers at high subsonic Mach numbers. NASA Report CR-2299, Washington 1973.
- [12] Dzierżanowski P. [i in.]: *Konstrukcja silników lotniczych*. Wydaw. WAT, Warszawa 1972.
- [13] Japikse D., Baines N.C.: *Diffuser Design Technology*. Concepts ETI Inc., Vermont 1998.
- [14] Mígaj W.K., Gudkow E.I.: *Projektowanie i rasczot wychodnych diffuzorow turbomaszin*. Maszynostroyenie, Leningrad 1981.
- [15] Monje B. i in: Aerodynamic analysis of conical diffusers operating with air and supercritical carbon dioxide. *International Journal of Heat and Fluid Flow*. 2013, Vol. 44, s. 542-553.
- [16] Szwarz W.A.: *Konstrukcji gazoturbiniých ustanowok*. Maszynostroyenie, Moskwa 1970.
- [17] Tuliszka E.: *Sprężarki, dmuchawy i wentylatory*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne. Warszawa, 1976.
- [18] Walden H.: *Mechanika płynów*. Wydawnictwa Politechniki Warszawskiej. Warszawa 1980.
- [19] Wilson D.G.: *The design of high – efficiency turbomachinery and gas turbines*. MIT Press, Cambridge 1984.
- [20] Witkowski A.: *Sprężarki wirnikowe*. Wyd. Politechniki Śląskiej. Gliwice 2004.
- [21] Zakłady Mechaniczne PZL-Wola – prospekt reklamowy.

<http://dx.doi.org/10.7862/rm.2021.01>

Katarzyna ANTOSZ¹

Rafał KLUZ²

Tomasz TRZEPIECIŃSKI³

Magdalena BUCIOR⁴

MODELOWANIE WPLYWU PARAMETRÓW OBRÓBKII NAGNIATANIEM NA CHROPOWATOŚĆ POWIERZCHNI WAŁKÓW ZE STALI 42CRMO4

W artykule przedstawiono wyniki badań mających na celu określenie wpływu parametrów nagniatania ślizgowego na chropowatość powierzchni wałków wykonanych ze stali 42CrMo4. Proces nagniatania wykonano przy użyciu narzędzi z końcówką z polikrystalicznego diamentu. Przed nagniataniem próbki poddano toczeniu na tokarce narzędziowej. Badania prowadzono według planu Hartleya PS/DS-P:Ha3, który umożliwia zdefiniowanie równania regresji w postaci wielomianu drugiego stopnia. Wykorzystano również modele sztucznej sieci neuronowej do przewidywania chropowatości powierzchni wałków po procesie nagniatania. Rozważane parametry wejściowe procesu obejmowały wartości nacisku, prędkości nagniatania i prędkości posuwu. We wszystkich analizowanych przypadkach nagniatania wartość chropowatości powierzchni określonej parametrem Ra uległa zmniejszeniu. Różnice między danymi eksperymentalnymi a modelem Hartleya nie przekraczały 24%. Najlepszą reprezentację modelu Hartleya uzyskano dla parametrów nagniatania: posuw $f = 0,32$ mm/obr, nacisk $P = 130$ N i prędkość nagniatania $v = 180$ obr/min. Perceptrony wielowarstwowe były najlepszymi predyktorami chropowatości powierzchni wałków. Przy współczynniku korelacji Pearsona R^2 powyżej 0,998 wartość średniego błędu bezwzględnego nie przekroczyła 0,005.

Słowa kluczowe: nagniatanie ślizgowe, plan Hartley'a, sztuczne sieci neuronowe, topografia powierzchni.

1. Wprowadzenie

Obróbka nagniataniem zapewnia wymagane wymiary oraz kształt elementów, ale nie jest zbyt korzystna z punktu widzenia zapewnienia stereometrycznej

¹ Katarzyna Antosz (autor do korespondencji); Politechnika Rzeszowska im. I. Łukasiewicza, Katedra Technologii Maszyn i Inżynierii Produkcji, al. Powstańców Warszawy 8, 35-959 Rzeszów, tel. +48 17 8651452, e-mail: katarzyna.antosz@prz.edu.pl

² Rafał Kluz; Politechnika Rzeszowska im. I. Łukasiewicza, Katedra Technologii Maszyn i Inżynierii Produkcji, al. Powstańców Warszawy 8, 35-959 Rzeszów.

³ Tomasz Trzepieciński; Politechnika Rzeszowska im. I. Łukasiewicza, Katedra Przeróbki Plastycznej, al. Powstańców Warszawy 8, 35-959 Rzeszów.

⁴ Magdalena Bucior; Politechnika Rzeszowska im. I. Łukasiewicza, Katedra Technologii Maszyn i Inżynierii Produkcji, al. Powstańców Warszawy 8, 35-959 Rzeszów.

struktury powierzchni w końcowej fazie produkcji elementu [1]. Ze względu na małe wymiary końcówek narzędzi strefa odkształcenia plastycznego nagniatanych części jest bardzo mała. Proces nagniatania jest metodą obróbki precyzyjnej, która służy do poprawy właściwości mechanicznych, odporności na korozję, chropowatości powierzchni, odporności na zużycie oraz wytrzymałości zmęczeniowej [2]. Nagniatanie ślizgowe powoduje powstanie głębokiej warstwy utwardzonej w której wywołany zostaje stan naprężeń ściskających [3]. Ze względu na mały promień narzędzia nagniatanie ślizgowe charakteryzuje się występowaniem niewielkich sił, co umożliwia obróbkę części o małej sztywności [4]. Proces nagniatania pozwala na osiągnięcie takich korzyści jak [5]: wzrost twardości powierzchni, wzrost odporności zmęczeniowej, możliwość obróbki powierzchni o dużym promieniu naroża, możliwość obróbki powierzchni o małej wartości współczynnika tarcia, zdolność do wytworzenia wysokiej gładkości powierzchni, minimalne nagrzewanie się warstwy wierzchniej podczas obróbki, możliwość stosowania narzędzi dogniatających zamocowanych na tokarkach uniwersalnych, wysoką wydajność procesu, niskie zużycie energii procesu nagniatania.

W ostatnich latach badania wpływu parametrów procesu nagniatania na właściwości warstw wierzchniej zostały przeprowadzone przez wielu autorów z zastosowaniem różnorodnych technik badawczych. Korzyński i in. [6] przeprowadzili nagniatanie ślizgowe stali 42CrMo4 z cylindrycznym elementem ślizgowym wykonanym z polikrystalicznego diamentu. Warstwa wierzchnia po obróbce charakteryzowała się podwyższoną mikrotwardością oraz ściskającymi naprężeniami wewnętrznymi. Shiou i Cheng [7] zastosowali plan ortogonalny Taguchi L18 do analizy procesu nagniatania kulowego powierzchni formy ze stali narzędziowej NAK80. Dzięki zastosowaniu optymalnych parametrów nagniatania, chropowatość R_a powierzchni badanych części zmniejszyła się z około $1,0 \mu\text{m}$ do $0,020 \mu\text{m}$. Maximov i in. [8] przeanalizowali wpływ parametrów procesu nagniatania ślizgowego stali AISI316Ti na wartość naprężeń szczątkowych i odporność na zużycie ściernie obrobionej powierzchni. Większa prędkość nagniatania zwiększyła produktywność nagniatania, ale z drugiej strony prędkość ta zmniejszyła wartość naprężeń szczątkowych. El-Tayeb i in. [9] zastosowali proces nagniatania do obróbki powierzchni wałków stopu aluminium 6061. Stwierdzono, że odpowiednia prędkość nagniatania może poprawić chropowatość powierzchni nawet o 40%. Nagniatanie pozwoliło na prawie 46% zmniejszenie współczynnika tarcia w stosunku do powierzchni nieobrobionej.

Badania wpływu parametrów procesu nagniatania na jakość powierzchni obrobionej za pomocą sztucznych sieci neuronowych (SSN), które przy odpowiednim doborze struktury są zdolne do modelowania dowolnych nieliniowych zależności pomiędzy parametrami wejściowymi i wyjściowymi są ograniczone. W ostatnich latach przeprowadzono kilka ogólnikowych badań [10], dlatego proces zastosowania SSN do analizy procesu nagniatania wymaga doskonalenia. W niniejszej pracy zbadano wpływ procesu nagniatania ślizgowego na topografię powierzchni wałków ze stali 42CrMo4. Proces nagniatania wykonano przy użyciu

narzędzi z końcówką z polikrystalicznego diamentu. Badania przeprowadzono bazując na planie Hartleya PS/DS-P:Ha3, który umożliwia zdefiniowanie równania regresji w postaci wielomianu drugiego stopnia. Perceptron wielowarstwowy zastosowano do zbadania korelacji między parametrami obróbki a chropowatością powierzchni próbek.

2. Badania eksperymentalne

Materiałem badawczym były wałki o średnicy 50 mm wykonane ze stali stopowej 42CrMo4 o twardości 21-22 HRC. Stal 42CrMo4 jest powszechnie stosowaną stalą chromowo-molibdenową wykazującą wysoką hartowność, która jest zwykle używana po hartowaniu i odpuszczeniu. Typowym zastosowaniem stali 42CrMo4 są części maszyn, które wymagają dużej plastyczności rdzenia i są poddawane obciążeniom zmiennym. Przykładami zastosowań tej stali są wały korbowe, mocno obciążone śruby, koła zębate, osie oraz tarcze. Podstawowe właściwości przedstawiono w tabeli 1.

Tabela 1. Właściwości mechaniczne stali 42CrMo4 w postaci prętów

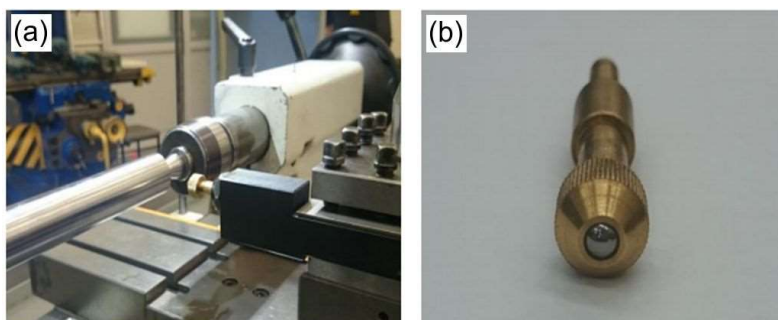
Średnica D, mm	Granica plastyczności $R_{p0,2}$, MPa	Wytrzymałość na rozciąganie R_m , MPa	Wydłużenie A5, %	Twardość HB
40-95	650	900-1100	12	265-325

Wałki zostały poddane toczeniu w taki sposób, aby uzyskać chropowatość powierzchni określoną średnią arytmetyczną rzędnych profilu $R_a = 2,6 \mu\text{m}$. Nagniatanie ślizgowe wykonano na tokarce uniwersalnej LZ 360, która jest przystosowana do precyzyjnej produkcji części średniej wielkości zgodnie z klasą dokładności DIN8605. Proces nagniatania prowadzono na stanowisku badawczym (rys. 1a) za pomocą nagniataka DB-3 (rys. 1b). W badaniach wykorzystano końcówkę narzędzia z diamentu polikrystalicznego oraz węgla spiekane.

Badania eksperymentalne zostały przeprowadzone zgodnie ze statycznym planem Hartleya. Jest to trójpoziomowy plan eksperymentalny, który wymaga ustalenia czynników wejściowych na trzech jednakowo rozłożonych poziomach. Rozważane parametry wejściowe procesu obejmują zastosowany nacisk, prędkość nagniatania oraz prędkość posuwu. Macierzowy plan badawczy przedstawiono w tabeli 2. Pomiary chropowatości powierzchni próbek przeprowadzono za pomocą profilometru Taylor-Hobson Surtronic 2 zgodnie z normą EN ISO 4287:1999. Średnia arytmetyczna rzędnych profilu R_a jako główny parametr chropowatości powierzchni została wybrana do scharakteryzowania właściwości trybologicznych nagniatanych powierzchni. W wyniku eksperymentów przeprowadzonych zgodnie z planem Hartley'a otrzymano równanie regresji procesu nagniatania ślizgowego jako:

$$y = b_0 + \sum b_k x_k + \sum b_{kk} x_k^2 + \sum b_{kj} x_k x_j \quad (1)$$

gdzie b_k , b_{kk} , b_{kj} są współczynnikami w równaniu regresji, x_k oraz x_j są zmiennymi wejściowymi.



Rys. 1. Widok stanowiska badawczego (a) oraz narzędzia (b)

Tabela 2. Macierzowy plan badawczy

Numer eksperymentu	Posuw f , mm/obr.	Nacisk P , N	Prędkość nagniatania v , obr/min.
1	0,094	130	360
2	0,094	30	180
3	0,032	130	180
4	0,032	30	360
5	0,094	80	270
6	0,032	80	270
7	0,063	130	270
8	0,063	30	270
9	0,063	80	360
10	0,063	80	180
11	0,063	80	270

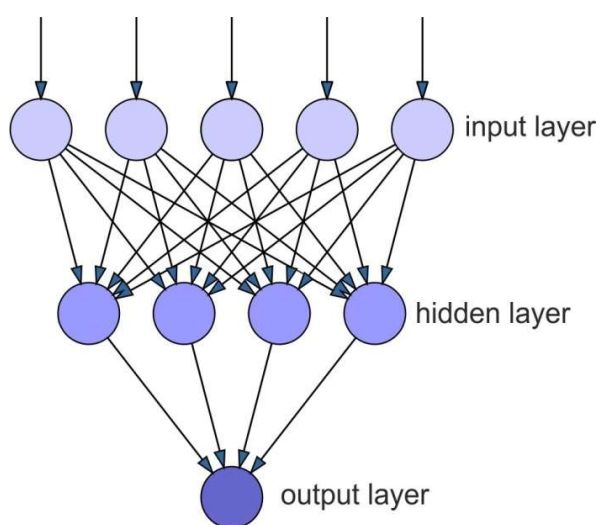
2. Zastosowanie sztucznych sieci neuronowych

Sztuczne sieci neuronowe (SSN) są algorytmami do analizy liniowych i nieliniowych modeli złożonych problemów regresyjnych, a także do nadzoru procesów obróbkowych w czasie rzeczywistym. Liczba neuronów w warstwach wejściowej i wyjściowej jest zdeterminowana liczbą parametrów prezentowanych sieci na wejściu oraz liczbą parametrów objaśnianych na wyjściu. Sieć wielowarstwowa (perceptron) z odpowiednią liczbą warstw ukrytych i neuronów w tych warstwach jest zdolny do analizy i predykcji dowolnej funkcji nieliniowej.

Zastosowano funkcję tangensa hiperbolicznego do obliczenia wartości wyjściowej neuronów:

$$f(x) = \tanh(x) = \frac{e^x - e^{-x}}{e^x + e^{-x}} \quad (2)$$

Jako parametry wejściowe do sieci wytypowano wartości posuwu, nacisku oraz prędkości nagniatania. Natomiast na wyjściu sieci oczekiwano wartości średniej arytmetycznej rzędnych profilu *Ra* powierzchni wałków po nagniataniu. Dobór struktury sieci neuronowej (rys. 2) zależy od złożoności problemu, w postaci liczby zmiennych objaśniających i objaśnianych oraz wielkości zbioru uczącego. Ze względu na brak jednoznacznych wytycznych do budowy architektury sieci neuronowej do określonego problemu w artykule przetestowano zdolności regresyjne trzech sieci neuronowych o jednej warstwie ukrytej oraz różnej liczbie neuronów w tych warstwie.



Rys. 2. Architektura sieci neuronowej wielowarstwowej

Procesu uczenia sieci przeprowadzono za pomocą trzech algorytmów: algorytmu propagacji wstecznej (ang. *back propagation* BP), powszechnie stosowanym algorytmem uczenia sieci wielowarstwowych. W wyniku procesu uczenia SSN nabywa przewidywania sygnałów wyjściowych na podstawie sekwencji sygnałów wejściowych i odpowiadających im sygnałów wyjściowych. Jakość sieci oceniano na podstawie dwóch parametrów [10, 11]:

- a) błędu średniokwadratowego RMSE (ang. round mean square error):

$$RMSE = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |a_j - p_j|^2} \quad (3)$$

b) współczynnika determinacji R^2 (ang. coefficient of determination):

$$R^2 = 1 - \left(\frac{\sum_{i=1}^n (a_j - p_j)^2}{\sum_{i=1}^n (p_j)^2} \right) \quad (4)$$

gdzie p jest wartością przewidywaną, a jest wartością aktualną a n jest liczbą zestawów uczących.

Dane wejściowe zostały znormalizowane za pomocą funkcji min-max, która za pomocą funkcji liniowej przekształca wartości danych pierwotnych do nowego przedziału ($N_{min} = -1$, $N_{max} = 1$):

$$D' = \frac{(D - min)}{max - min} (N_{max} - N_{min}) + N_{min} \quad (5)$$

gdzie (min , max) jest przedziałem, w którym zwarte są dane pierwotne, D – wartość zmiennej poddawanej normalizacji.

3. Zastosowanie planu Hartley'a PS/DS-P:Ha3

Proces nagniatania ślizgowego za pomocą narzędzia diamentowego doprowadził do znacznego zmniejszenia chropowatości powierzchni wałków (tabela 3). Największą redukcję parametru Ra stwierdzono po nagniataniu z posuwem $f = 0,032$ mm/obr., naciskiem $P = 130$ N i prędkością nagniatania $v = 180$ obr/min. Największą chropowatość powierzchni wałków zaobserwowano po nagniataniu ślizgowym z posuwem $f = 0,063$ mm/obr., naciskiem $P = 30$ N oraz prędkością nagniatania $v = 270$ obr/min (tabela 2). Po nagniataniu powierzchni narzędziem z węgla wolframu można stwierdzić, że najlepszą chropowatość uzyskano w eksperymencie nr 3, a najgorszą w eksperymencie nr 2 (tabela 4). Natomiast w każdym eksperymencie chropowatość Ra uległa zmniejszeniu. Różnica między wartościami parametru Ra mierzonymi na dwóch powierzchniach wałków nagniatanych analizowanymi narzędziami była bardzo zbliżona. Potwierdza to wysoką powtarzalność procesu obróbki. Adekwatność otrzymanego równania regresji dla nagniatania narzędziem diamentowym:

$$Ra = -0.42042 - 22.915 \cdot f + 0.00157 \cdot P + 0.00882 \cdot v - 120.83 \cdot f^2 - 0.00006 \cdot P^2 - 0.133 \cdot f \cdot v + 0.029 \cdot P \cdot f \quad (6)$$

została zweryfikowana na podstawie testu adekwatności wariancji Fisher-Snedecor'a:

$$S_{ad}^2 = \frac{r \sum_{i=1}^{11} (\bar{y}_i - \hat{y}_i)^2}{n - k - 1} \quad (7)$$

oraz krytycznej wartości zmiennej losowej F_{kr} :

$$F_{kr} = F_{(\alpha; f_1; f_2)} = F_{(0.05; 7; 11)} = 3.0123 \quad (8)$$

gdzie y_i to średnia wartość współczynnika procesu w i -tym eksperymencie, r to liczba powtórzeń, k to liczba czynników w równaniu regresji, a n to liczba eksperymentów.

Wartości współczynników w równaniu regresji oraz ich wartości krytyczne przedstawiono w tabeli 6.

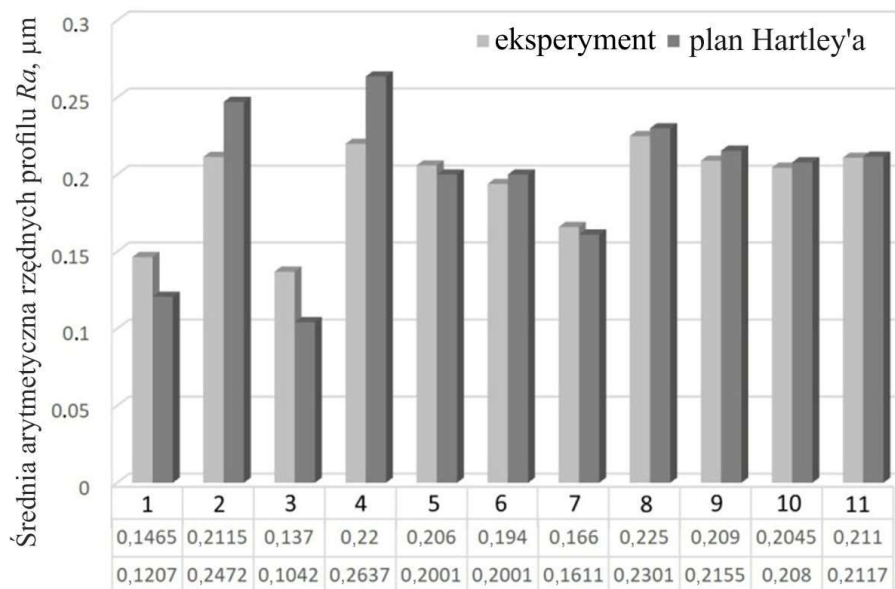
Tabela 3. Średnia arytmetyczna rzędnych profilu Ra nagniatanych wałków za pomocą narzędzia diamentowego

Numer eksperymentu	Średnia arytmetyczna rzędnych profilu Ra			Wariancja błędów S_{ad}^2
	pomiar 1	pomiar 2	średnia	
1	0,145	0,148	0,146	0,000045
2	0,216	0,207	0,211	0,000405
3	0,143	0,131	0,137	0,00072
4	0,217	0,223	0,220	0,00018
5	0,205	0,207	0,206	0,00002
6	0,191	0,197	0,194	0,00018
7	0,169	0,163	0,166	0,00018
8	0,226	0,224	0,225	0,00002
9	0,216	0,202	0,209	0,00098
10	0,204	0,205	0,204	0,000005
11	0,208	0,214	0,211	0,00018

Tabela 4. Istotność parametrów w równaniu regresji opisującym nagniatanie za pomocą narzędzia diamentowego

Współczynnik	Wartość	Zależność	Wartość krytyczna	Znaczenie
b_0	2,117	>	0,0442	istotny
b_1	0,0217	<	0,03271	nieistotny
b_2	-0,345	>	0,03271	istotny
b_3	0,0375	>	0,03271	istotny
b_{11}	-0,116118	>	0,051492	istotny
b_{22}	-0,1611253	>	0,051492	istotny
b_{33}	-0,04862	<	0,051492	nieistotny
b_{12}	0,045	>	0,04006	istotny
b_{13}	-0,37	>	0,04006	istotny
b_{23}	0,0025	<	0,04006	nieistotny

Wyniki planu Hartleya pokazują, że uzyskany czynnik losowy F nie przekraczał wartości krytycznej F_{kr} dla przyjętego poziomu istotności $\alpha = 0,05$. Dlatego równanie regresji (6) można uznać za adekwatne. Funkcja Hartleya osiąga minimum dla wartości $Ra = 0,1042 \mu\text{m}$ (rys. 3), co odpowiada eksperymentalnym parametrom nagniatania zapewniającym najniższą wartość chropowatości powierzchni wałka. W eksperymentach numer 1-4 błąd względny waha się w granicach 18-24%, podczas gdy w pozostałych testach wartość błędu nie przekracza 3%.



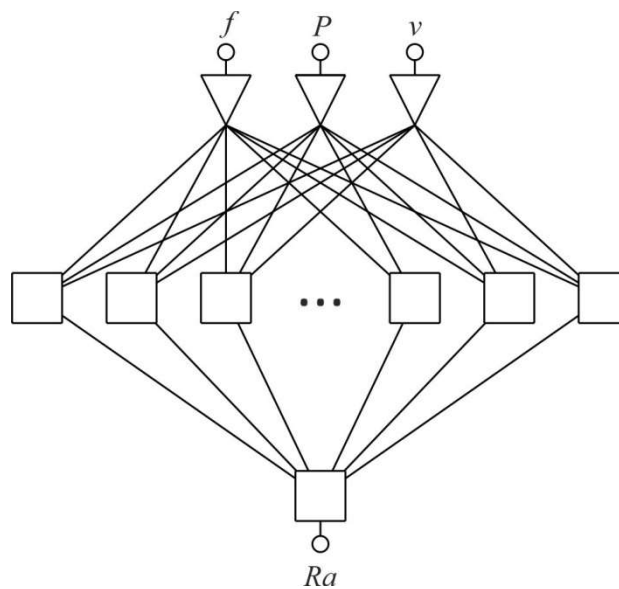
Rys. 3. Porównanie wartości parametru chropowatości wałków otrzymanych eksperymentalnie oraz z użyciem planu Hartley'a

4. Wyniki modelowania neuronowego

Ze względu na stosunkowo małą liczbę zestawów uczących do modelowania wpływu parametrów nagniatania narzędziem diamentowym na chropowatość powierzchni wałków do analizy możliwości predykcyjnych wybrano sieci z jedną warstwą ukrytą oraz różną liczbą neuronów w tej warstwie tj. 5, 10 oraz 15. Przyjęto na tym etapie założenie, że jeżeli sieci o tej strukturze nie przyniosą oczekiwanych rezultatów ich struktura zostanie rozbudowana. Zbyt rozbudowana struktura sieci neuronowej do modelowania zadanego problemu może doprowadzić do jej przeuczenia, a więc utraty zdolności do generalizacji danych.

Ze względu na bardzo dużą skłonność algorytmu wstecznej propagacji błędów do przeuczenia sieci zatrzymano działanie algorytmu uczenia w chwili braku dalszego zmniejszania się błędów sieci. Wartości błędów RMSE po zakończeniu

procesu uczenia dla sieci o strukturach 3:3-5-1:1, 3:3-10-1:1 oraz 3:3-15-1:1 (rys. 4) wyniosły odpowiednio 0,03949, 0,0369 oraz 0,01219. Zwiększenie ilości neuronów w warstwie ukrytej do 15 spowodowało prawie trzykrotne zmniejszenie wartości błędu sieci 3:3-15-1:1 w stosunku do sieci 3:3-5-1:1 oraz 3:3-10-1:1. Na rysunku 5 przedstawiono wartości wybranych parametrów regresyjnych SSN. Sieć 3:3-15-1:1 charakteryzowała się również najmniejszą wartością iloczynu odchylenia standardowego (S.D. ratio) oraz największą wartością współczynnika determinacji R^2 (rys. 6). Porównanie wartości parametru Ra otrzymanego eksperymentalnie z wartości mai przewidywanymi przez sieci neuronowe przedstawiono w tabeli 5.



Rys. 4. Architektura sieci 3:3-15-1:1.

a)		b)		c)	
	Tr. RA		Tr. RA		Tr. RA
Data Mean	0.2882231	Data Mean	0.2882231	Data Mean	0.2882231
Data S.D.	0.6818044	Data S.D.	0.6818044	Data S.D.	0.6818044
Error Mean	0.005656	Error Mean	-0.002605	Error Mean	0.0005131
Error S.D.	0.04099	Error S.D.	0.03866	Error S.D.	0.01277
Abs E. Mean	0.03265	Abs E. Mean	0.03298	Abs E. Mean	0.01009
S.D. Ratio	0.06013	S.D. Ratio	0.0567	S.D. Ratio	0.01873
Correlation	0.998219	Correlation	0.9984285	Correlation	0.9998283

Rys. 5. Wybrane statystyki regresyjne sieci (a) 3:3-5-1:1, (b) 3:3-10-1:1 oraz (c) 3:3-15-1:1

Tabela 5. Porównanie wartości średniej arytmetycznej rzędnych profilu Ra otrzymane eksperymentalnie podczas nagniatania narzędziem diamentowym oraz wyników modelu neuronowego sieci 3:3-15-1:1

Numer pomiaru	Ra , μm (eksperyment)	Ra , μm (SSN)			Błąd, μm		
		3:3:-5-1:1	3:3:-10-1:1	3:3:-15-1:1	3:3:-5-1:1	3:3:-10-1:1	3:3:-15-1:1
1	0,146	0,147974	0,148343	0,147089	-0,00197	-0,00234	-0,00109
2	0,211	0,213049	0,212012	0,211856	-0,00205	-0,00101	-0,00086
3	0,137	0,13751	0,138989	0,137651	-0,00051	-0,00199	-0,00065
4	0,22	0,221991	0,220463	0,220134	-0,00199	-0,00046	-0,00013
5	0,206	0,204216	0,204285	0,20585	0,001784	0,001715	0,00015
6	0,194	0,19341	0,191526	0,193785	0,00059	0,002474	0,000215
7	0,166	0,165626	0,163611	0,165002	0,000374	0,002389	0,000999
8	0,225	0,221527	0,225644	0,224991	0,003473	-0,00064	8,53E-06
9	0,209	0,209985	0,208425	0,208393	-0,00099	0,000574	0,000607
10	0,204	0,207262	0,203041	0,204161	-0,00326	0,000959	-0,00016
11	0,211	0,210688	0,212901	0,211837	0,000312	-0,0019	-0,00084

5. Wnioski

W artykule określono wpływ parametrów nagniatania ślizgowego wałków ze stali 42CrMo4 na chropowatość ich powierzchni przy użyciu planu Hartleya i sztucznych sieci neuronowych. Chociaż zbiór uczący zawierał tylko 11 danych pomiarowych, sieci neuronowe trenowane za pomocą algorytmu wstecznej propagacji błędu zapewniły możliwość przewidywania wartości średniej arytmetycznej rzędnych profilu wałków na poziomie R^2 co najmniej 0,998. Wartości błędów przewidywania chropowatości powierzchni wałków za pomocą sieci 3:3-15-1:1 charakteryzującej się największą wartością współczynnika determinacji R^2 są mniejsze niż błędy wynikające z wykorzystania planu Hartleya.

W przyszłych badaniach należy przeprowadzić badania nagniatania ślizgowego wałków w szerokim zakresie zmian parametrów obróbkowych. Kolejnym zadaniem będzie uwzględnienie na wejściu sieci neuronowej wpływu chropowatości narzędzia i warunków smarowania na chropowatość powierzchni wałków. Poprzez zwiększenie zakresu wartości parametrów wejściowych i oraz liczby zestawów uczących możliwe będzie zdobycie zdolności prognozowania sieci poza zakres danych, które użyto w procesie jej trenowania.

Bibliografia

- [1] Korzynski M., Zarski T.: Slide diamond burnishing influence on of surface stereometric structure of an AZ91 alloy. *Surface and Coating Technology* 2016; 307: 590–595.
- [2] Kumar K., Prasad, K.E.: Application of roller burnishing process for final machining of cylindrical surface. *IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering* 2016; 12(1): 1–7.

- [3] Chomienne V., Valirgue F., Rech J., Vierdu C.: Influence of ball burnishing on residual stress profile of a 15-5PH stainless steel. *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* 2016; 13: 90–96.
- [4] Zaleski K., Skoczyła A.: Effect of slide burnishing on the surface layer and fatigue life of titanium alloy parts. *Advances in Materials Science* 2019; 19(4): 35–45.
- [5] Labuda W., Starosta R., Charchalis A.: The analysis of the influence of the burnishing process on corrosion properties of steel applied to sea water pump shafts. *Journal of Kones Powertrain and Transport* 2011; 18(4): 221–228.
- [6] Korzynski M., Lubas J., Świrad S., Dudek K.: Surface layer characteristics due to slide diamond burnishing with a cylindrical-ended tool. *Journal of Materials Processing Technology* 2011; 211(1): 84–94.
- [7] Shiou F.J., Cheng C.H.: Ultra-precision surface finish of NAK80 mould tool steel using sequential ball burnishing and ball polishing processes. *Journal of Materials Processing Technology* 2008; 201(1–3): 554–559.
- [8] Maximov J.T., Duncheva G.V., Anchev A.P., Ganev N., Amudjev I.M., Dunchev V.P.: Effect of slide burnishing method on the surface integrity of AISI 316Ti chromium–nickel steel. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering* 2018; 40: 194.
- [9] El-Tayeb N.S.M, Low K.O., Brevern P.V.: Influence of roller burnishing contact width and burnishing orientation on surface quality and tribological behaviour of aluminium 6061. *Journal of Materials Processing Technology* 2007; 186: 272–278.
- [10] Cagan S.C., Aci M., Buldum B.B., Aci C.: Artificial neural networks in mechanical surface enhancement technique for the prediction of surface roughness and microhardness of magnesium alloy. *Bulletin of the Polish Academy of Sciences Technical Sciences* 2019; 67(4): 729–739.
- [11] Nalbant M. Gökkaya H., Toktaş I., Sur G.: The experimental investigation of the effects of uncoated, PVD- and CVD-coated cemented carbide inserts and cutting parameters on surface roughness in CNC turning and its prediction using artificial neural networks. *Robotics and Computer Integrated Manufacturing* 2009; 25(1): 211–223.

<http://dx.doi.org/10.7862/rm.2021.02>

Kamil KRYSZEK¹

THE INFLUENCE OF INTERRUPTING THE BRAZING PROCESS OF HASTELLOY X SUPERALLOY ON THE PROPERTIES OF THE JOINT

In this paper, disruption of brazing process impact on behavior of filler metal and properties of the joint was investigated. Hastelloy X sheet samples were brazed using Ni-13Cr-4Fe-4Si-2,7B filler alloy. Two identical sets of samples were heated in high vacuum, once load reached specified temperature process was interrupted. Subsequently, one set of samples was tested and second set was subjected to rebrazing in proper time and temperature, dedicated for used filler material. Disruption of the process in following temperature was analyzed: 930, 960, 1050, 1127, 1145, 1170°C. After both processes macroscopic observations of joint, peel test, static tensile test and spreadability analysis were carried out.

Keywords: vacuum brazing, Hastelloy X, nickel superalloy.

1. Introduction

Hastelloy X is one of the nickel-based superalloys, which is widely used in aviation industry due to its unique properties combinations [1]. Remarkable oxidation resistance combined with good strength characteristic up to 1200°C, makes it a perfect material for parts in so-called hot section of the turbine engine, such as combustion chambers, afterburners or honeycomb sealings [2-4]. In modern jet engines these parts are complex assemblies, consisting of elements made from materials of different cross-section and form. Therefore, joining method is crucial in production process. Furnace brazing using nickel based brazing filler metals (BFM), with boron and silicon additions as melting point depressants, is known to be a proper method of joining assemblies made of heat-resistant nickel alloys, such as Hastelloy X [5]. This group of alloys offers good set of technological and physical properties and allows to receive high-strength joints, with good resistance for both corrosion and oxidation [6]. Ni-13Cr-4Fe-4Si-2,7B is a low carbon, nickel based braze alloy, with composition and properties similar to AWS BNi-1a and

¹ Kamil Krystek (corresponding author); Faculty of Mechanical Engineering and Aeronautics, Rzeszow University of Technology, al. Powstańców Warszawy 12, 35-959 Rzeszów, Poland, Pratt & Whitney Rzeszow, Rzeszow, Poland.

application range typical for nickel based filler metals. It can be found under trade name Amdry 915 [7]. It is also capable of filling very wide gaps [6, 7], which is especially important in brazing of sheet parts, where achieving satisfying fit is often difficult. Although brazing with nickel-based BFM appears to be well described process, due to its popularity in industry, many aspects of it are still being investigated. Ghasemi and Pouranvari investigated microstructure evolution [8] and intermetallic phase formation [9] of Hastelloy X brazed with Ni-4,5Si-3,2B and Ni-13Cr-4,5Si-4,2Fe-2,8B BFM, respectively. Many researchers focuses on effect of brazing on microstructure and properties of thin-walled honeycomb sealings made of Hastelloy X with nickel based filler metals [10]. In industry practice there are variety factors that might interrupt brazing process, i.e. power supply break, furnace malfunction or operator mistake. Results of such an event is a nonconforming joint, with partially melted filler alloy and incomplete filling of the gap. Risk of these aspects has to be taken into consideration in process planning, as they can occur on every stage of process and affect quality of final product.

As the sources in literature considering this problem are limited, the aim of this paper is to evaluate influence of interruption in brazing process on filler metal and joint properties. Tests were carried out on Hastelloy X nickel superalloy using Ni-13Cr-4Fe-4Si-2,7B brazing filler metal. During the tests, process was stopped at the different stages and subsequently repeated at the temperature dedicated for used braze alloy. After both processes, macroscopic observations of joints, static tensile tests, peel test and spreadability tests were carried out.

2. Methodology

2.1. Experiment

In present studies Hastelloy X nickel superalloy was brazed using Ni-13Cr-4Fe-4Si-2,7B filler metal. Chemical composition of used materials is shown in Table 1. In case to simulate interruption in brazing process, two sets of identical samples were heated in high vacuum with a rate of 10°C/min to the temperatures from range of below solidus to above liquidus: 930, 960, 1050, 1127, 1145, 1170°C and then cooled below 100°C. Subsequently, first set of samples has been examined and the second set was rebrazed using the same atmosphere and heating rate, this time in temperature and time dedicated for analyzed BFM – 1145°C for 10 minutes.

Following set of samples were used: 3 for static tensile test, 1 for peel test and 3 for spreadability test. Shape and dimensions of samples are shown on Fig. 1.

Samples were cleaned in ultrasound washer and assembled in configurations given on Fig. 1 using ball-tack welding positioning method. Lap length was 8 mm. Gap was set to 0,05 mm using crevice tool. After positioning, joint area was additionally degreased with ethylic alcohol and blown with compressed air. Filler metal was applied in form of paste at the one side of the joint. To ensure repeatability,

for spreading examination (Fig. 1c) BFM in form of $\varnothing 6 \times 0,05$ mm foil was used, therefore initial nominal surface area of applied brazing filler alloy in this test was $28,27 \text{ mm}^2$. Three circular pieces of foil were stacked on the sample, previously washed and degreased with ethylic alcohol and resistance welded to the surface.

Table 1. Chemical composition of investigated alloys [1, 7]

Alloy	Chemical composition [% wt]									
	Ni	Cr	Fe	Mo	Co	W	C	Mn	Si	B
Hastel- loy X	bal.	20,5- 23	17- 20	8-10	0,5- 2,5	0,2-1	0,05- 0,15	max. 1	max. 1	max. 0,008
Filler metal	bal.	12-14	4-5	-	-	-	max. 0,06	-	4-5	2,5-2,9

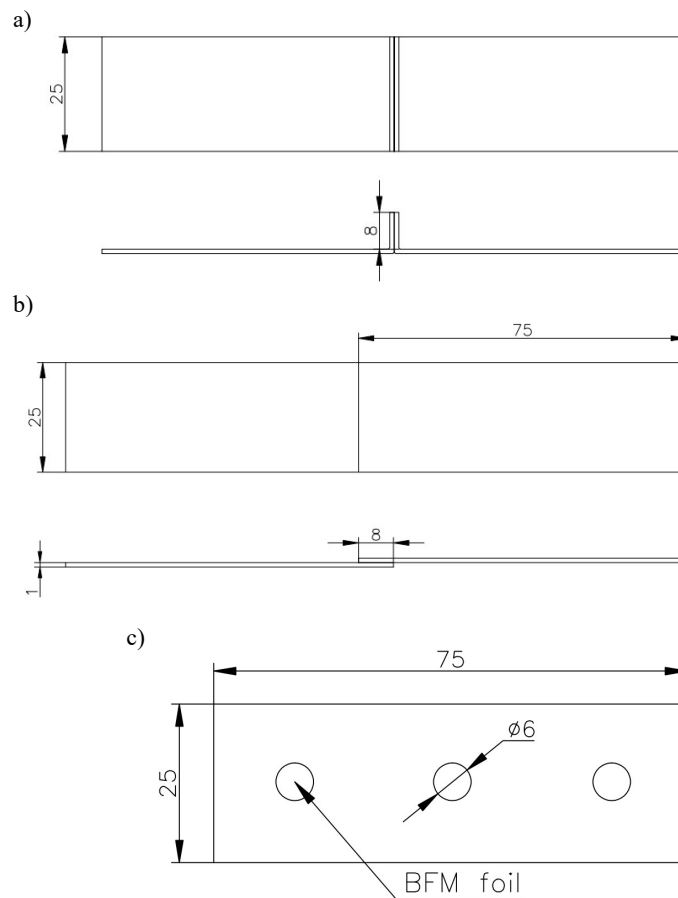


Fig. 1. Samples used for (a) static tensile tests, (b) peel test, (c) spreadability test. All dimensions given in millimeters

Brazing processes (Fig. 2) were carried out in Seco/Warwick VP-4050/72HV vacuum furnace in Pratt & Whitney Rzeszow.

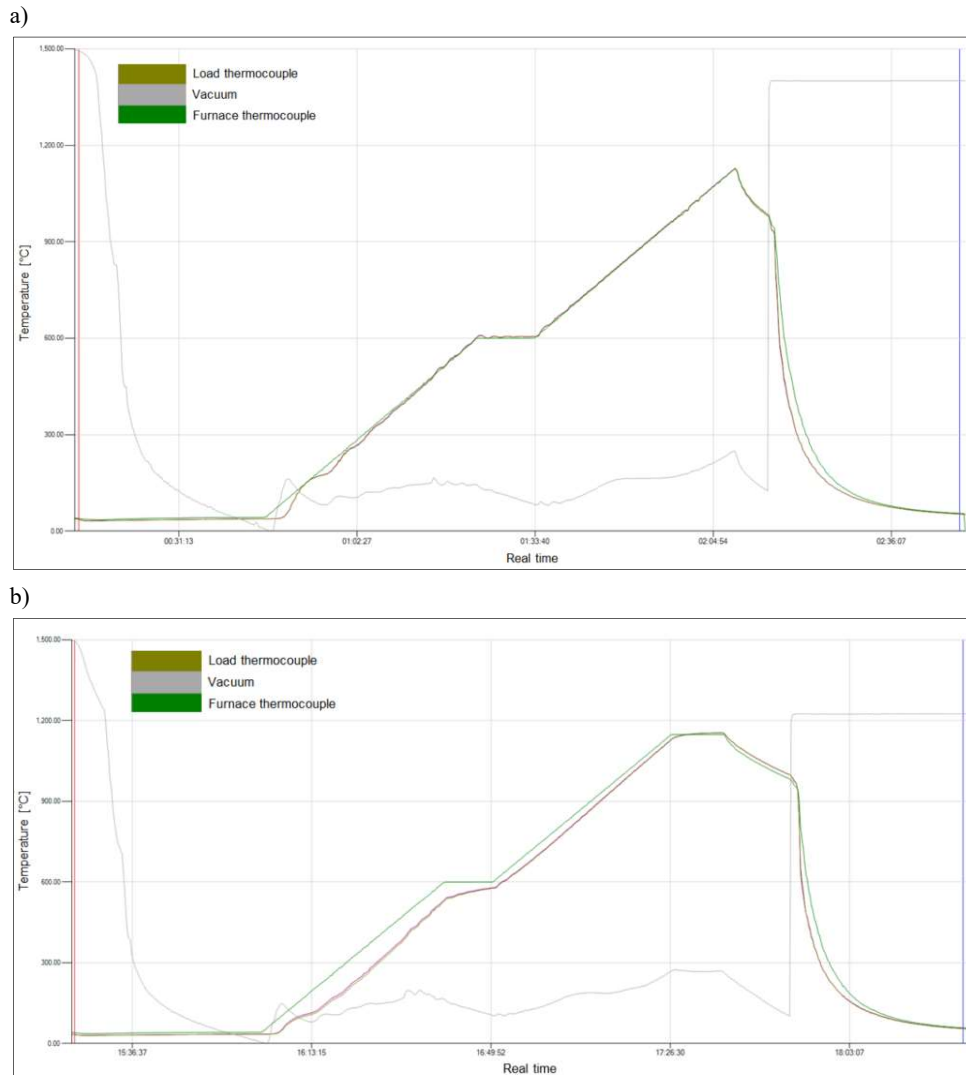


Fig. 2. Furnace graphs for process interrupted in 1127°C (a) and subsequent rebrazing (b). Rebrazing process was identical for each set of samples

Macroscopic observations were carried out using OPTA-Tech X2000 stereo microscope. Static tensile test was performed in Rzeszow University of Technology on Instron 3382 universal testing machine.

3. Results

3.1. Spreadability

Wettability and spreadability, along with capillary force, are core terms in brazing technology. Both can be used to describe BFM ability to flow over surface of brazed elements, which is essential in successful formation of the joint. In this paper, area of droplets after both furnace processes was measured on macroscopic photography in two planes, as a distance between two parallel lines tangent to the edge of the halo created by the molten filler alloy (Fig. 3).

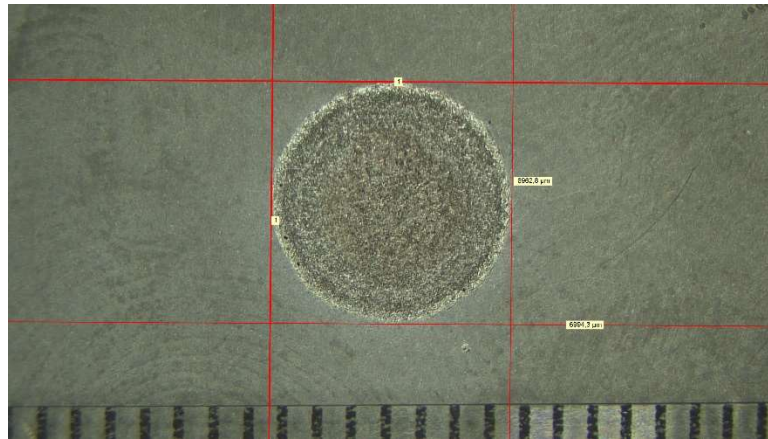


Fig 3. Measurement method of diameter in spreadability tests, process interrupted in 1170°C

Table 2. Spreadability results. Samples after rebrazing marked with “R”

Sample	1st droplet avg. [µm]	2nd droplet avg. [µm]	3rd droplet avg. [µm]	Avg. of 3 [µm]	Surface area [mm ²]
930	6081,2	6062,1	6063,55	6068,95	28,93
930/R	6758,5	6892,7	6742,85	6798,017	36,30
960	6036,5	6017,6	6056,75	6036,95	28,62
960/R	6874,4	6566,6	7245,75	6895,583	37,34
1000	6113,2	6070,8	5973,1	6052,367	28,77
1000/R	6497,8	6442,1	6534	6491,3	33,09
1050	5293,2	6034,1	6050,25	5792,517	26,35
1050/R	6988,3	6954,4	6810,15	6917,617	37,58
1127	6562,95	6959,05	6690,25	6737,417	35,65
1127/R	7148,45	6908,75	7445	7167,4	40,35
1145	6686,6	6621,1	6863,25	6723,65	35,51
1145/R	7278,8	7498,35	7263,9	7347,017	42,39
1170	6828,35	6915,3	6781,35	6841,667	36,76
1170/R	6972,95	7112,2	6978,55	7021,233	38,72

In table 2 the spreadability results are presented. Due to high cooling rate and quick crystallization, diffusion of melting point depressants from filler alloy into base material was hindered, so remelting and additional spreading occurred during rebrazing. The results shows that surface area of droplets after rebrazing increases as the temperature of the process interruption raises, which indicates that temperature of process disruption impacts on the spreadability of the filler metal, and in consequence might affect effects of the rebrazing. In highest analyzed temperature (1170°C), which corresponds to overheating of the furnace load, lowest increase in the surface area of droplets was noted.

3.2. Macroscopic observations of joints

3.2.1. Interrupted processes

In lower range of tested temperature (930°C, 960°C) no evidence of BFM melting nor capillary action were observed. Binder from brazing paste has evaporated due to high temperature, making it hard and brittle and revealing spherical powder particles (Fig. 4a). In 1050°C the filler metal has partially melted (Fig. 4b), however presence of the braze was not observed at the opposite side of the joint, which indicates that it was not filled. In 1127°C melting was not complete, but sufficiently advanced for capillary action to occur, which resulted in different appearance of braze alloy (Fig. 4c) and filling the joint. Processes interrupted above BFM liquidus temperature formed properly looking joints, meeting all requirements of visual inspection (Fig. 4d).

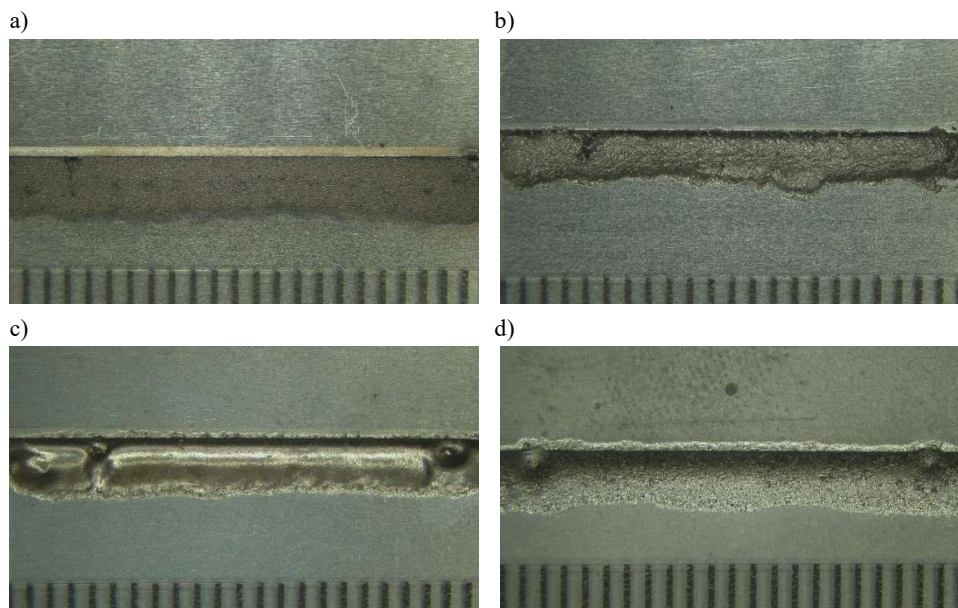


Fig. 4. Appearance of joints from process interrupted in: (a) 930°C, (b) 1050°C, (c) 1127°C and (d) 1145°C.

3.2.2. Rebrazing

All rebrazed samples shown visually conforming joint (Fig. 5), with proper meniscus on both sides. No significant differences between joint obtained in proper conditions and rebrazed joint from interrupted process were observed.

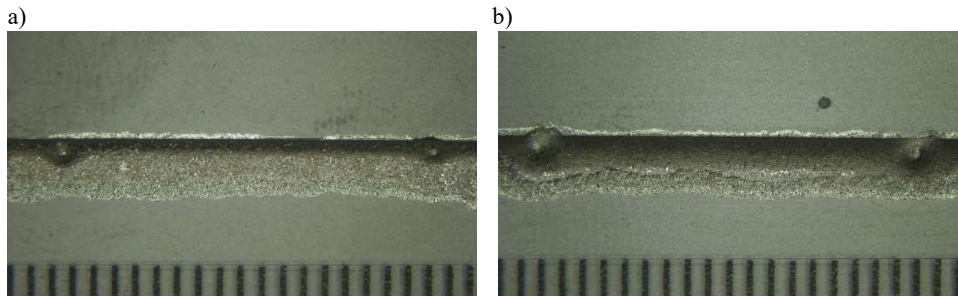


Fig. 5. Joints appearance after rebrazing in 1145°C for 10 minutes. Samples from process interrupted in: (a) 930°C and (b) 1127°C.

3.3. Peel test

Peel test is the most commonly used destructive method in brazing joint quality inspection. Its aim is mechanical separation of brazed elements and subsequent assessment of coverage area, given in the percentage of the surface covered with braze filler material in relation to the total area subjected to brazing. Sample selection for peel test is crucial, as there are often problems with opening the lap joints. L-shaped samples used in this test facilitate the separation process, making the evaluation of the entire joint area possible. In this case, samples were separated using Zwick/Roell standard testing machine. Applied force was recorded during the test. Coverage and breaking load for samples from interrupted and from rebrazing processes are shown in Tables 3 and 4 respectively. Despite the use of dedicated samples, in three tests failure occurred through base material – in that case joints were subsequently opened using manual methods (results of these samples are bolded in Tables 3 and 4).

Table 3. Coverage and breaking load during peel test, samples from interrupted process. Results in bold correspond to failure through base material

Sample	930	960	1000	1050	1127	1145	1170
Coverage [%]	0	0	0	40	100	98	100
Breaking load [N]	315	-	210	8550	9920	10400	9990

Table 4. Coverage and breaking load during peel test, samples after rebrazing, Results in bold correspond to failure through base material. Parameters of all rebrazing processes were identical

Sample	930/R	960/R	1000/R	1050/R	1127/R	1145/R	1170/R
Coverage [%]	100	100	100	100	100	100	100
Breaking load [N]	8150	7890	9250	10700	8200	8670	9660

In processes disrupted below and slightly above solidus no sign of filling the gap between mating elements was observed. Joints were not formed in these conditions, thus acquired breaking loads are low, adequate to the strength of ball-tack welds. Evidence of capillary action was found in 1050°C, with approximately 40% of coverage area and significantly higher joint strength, confirming the presence of a bond. Higher range of tested temperature (1127-1170°C) shown complete coverage of joint surface. 100% coverage was also observed on all joints after rebrazing.

Noticable differences in braking load, required to open joints, were observed. As shown in Table 4, lowest force was required when brazing was disrupted below solidus point. In case of 1127°C and 1145°C, breaking load after rebrazing was lower than in original, deviated process. Although breaking load in terms of the peel test is a secondary parameter, it can be a highlight of a direction for a further research aimed for more detailed investigation and microstructure analysis.

4. Conclusion

Influence of the disruption of the brazing process on its certain stages on joint appearance and properties was presented. Different effects on joint appearance was observed, depending on the temperature of the process disturbance: from evaporating of the binder material from the filler metal only, through partial melting and incomplete filling of the joint, to complete melting and forming properly looking joint. Filler metal melted during rebrazing and after that process each joint met visual inspection requirements. Spreadability of the molten filler alloy found to be affected by process interruption. Surface area of filler material droplets after rebrazing was increasing with temperature of the original process disruption (Fig. 6).

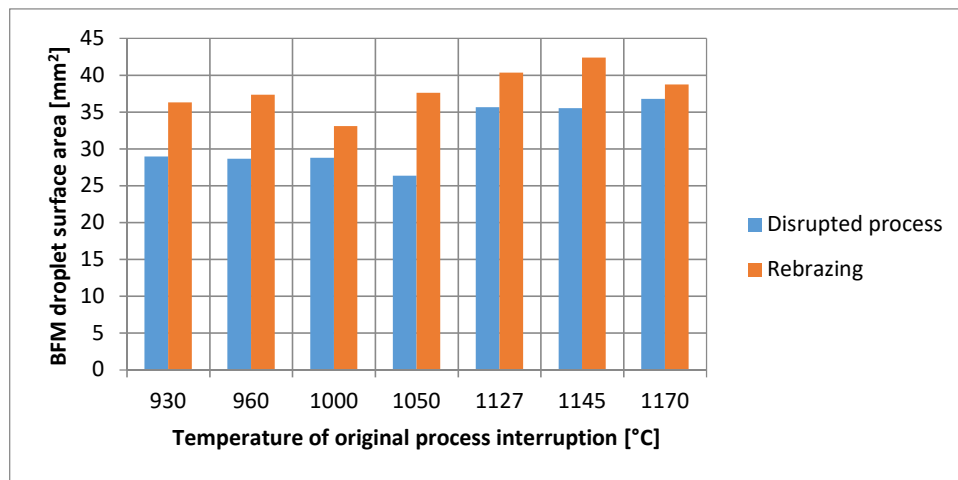


Fig. 6. Effect of brazing process interruption temperature on spreadability of filler alloy

In highest tested temperature (1170°C), which represents load overheating, lowest increase after rebrazing was noted. Peel test after interruption in 1050°C revealed 40% of joint area coverage. All processes stopped below that temperature shown no coverage, while all processes above – 100%. Complete coverage was also observed on all samples after repeating the brazing process. Significant decrease in breaking load during peel test was noted in case of rebrazed samples from processes stopped in 1127 and 1145°C. Peel test, as an experiment aimed for coverage assessment, can not be used to form credible conclusion about joint strength, nevertheless it may be used to set the direction for further investigation.

As mentioned in previous paragraphs, in case of lap joints proper selection of samples for particular test is important. Thickness of sheet metal samples used for static tensile tests in present studies (1 mm) was too thin compared to the lap length. In all tested samples, crack initiated in base material at the edge of the joint and propagated along the sample edge. That kind of results only allows to conclude that joint strength was higher than strength of the base materials, however it is not suitable for analysis of potential differences resulting from the process deviation.

Further test, with samples geometry dedicated for shear strength, as well as microstructure changes examinations, are planned.

References

- [1] Haynes International, http://haynesintl.com/docs/default-source/pdfs/new-alloy-brochures/high-temperature-alloys/brochures/x-brochure.pdf?sfvrsn=15b829d4_38, Access date: 02.12.2019.
- [2] Dul I.: Application and processing of nickel alloys in the aviation industry, *Welding International*, 27:1, 48-56.
- [3] Romero-Jabalquinto, et al.: Feasibility of manufacturing combustion chambers for aeronautical use in Mexico. *Journal of Applied Research and Technology* 14 (2016), 167-172.
- [4] Sporer D., Fortuna D.: Selecting materials for brazing a honeycomb in turbine engines. *Welding Journal* 2014, Vol. 93(2), 44-48,
- [5] American Welding Society (AWS) C3 Committee on Brazing and Soldering. *Brazing Handbook*, 5th ed. American Welding Society: 550 N. W. LeJeune Road, Miami, FL33126, United States of America, 2007; pp. 164.
- [6] Elrefaey A.: *High-temperature brazing in aerospace engineering*. Woodhead Publishing Series in Welding and Other Joining Technologies 2012, Pages 345-383.
- [7] https://www.oerlikon.com/ecomaXL/files/metco/oerlikon_DSM-0285.1_Amdry_915_Series.pdf, Access date: 02.12.2019.
- [8] Ghasemi A., Pouranvari M.: Microstructural evolution mechanism during brazing of Hastelloy X superalloy using Ni–Si–B filler metal. *Science and Technology of Welding and Joining* 23 (2018), 441-448.

-
- [9] Ghasemi A., Pournavari M.: Intermetallic phase formation during brazing of a nickel alloy using a Ni–Cr–Si–Fe–B quinary filler alloy. *Science and Technology of Welding and Joining* 24 (2019), 342-351.
- [10] Ulan kyzy, S., Völkl R., Munz O., Fischer T., Glatzel U.: The Effect of Brazing on Microstructure of Honeycomb Liner Material Hastelloy X. *Journal of Materials Engineering and Performance* 28 (2019), 1909-1913.

<http://dx.doi.org/10.7862/rm.2021.03>

Tadeusz SZYMCZAK¹
Zbigniew L. KOWALEWSKI²

ZASTOSOWANIE KLEPSYDRYCZNEJ PRÓBKII RURKOWEJ DO WYZNACZANIA WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH MATERIAŁÓW KONSTRUKCYJNYCH

W pracy zamieszczono wyniki badań statycznych i zmęczeniowych z prób przeprowadzonych na stali P91 z wykorzystaniem rurkowej cienkościennej mini-próbki klepsydrycznej. Zaprezentowano charakterystyki rozciągania i skręcania badanego materiału oraz wyznaczone na ich podstawie parametry mechaniczne. Przedstawiono wpływ rodzaju sterowania maszyną wytrzymałościową (sygnał przemieszczenia, odkształcenia lub naprężenia) na zachowanie materiału, w postaci jego odpowiedzi ilustrujących zmiany amplitudy naprężenia, odkształcenia i pętli histerezy. Zaprezentowano różnice w liniach ograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej, wynikające z zastosowania obciążenia w postaci cyklicznie zmiennego odkształcenia i naprężenia.

Słowa kluczowe: mini-próbka klepsydryczna, właściwości mechaniczne, sygnał wymuszenia, zmęczenie materiału, wzmocnienie, osłabienie.

1. Wprowadzenie

Próbki klepsydryczne, podobnie jak pozostałe rodzaje próbek wytrzymałościowych, charakteryzują się typowymi strefami geometrycznymi, tj.: chwytową, roboczą i pomiarową, rys. 1 ÷ 3. Pierwsza z nich przyjmuje kształt walcowy (rys. 1, 2) lub płaski o wymiarach umożliwiających zamocowanie próbki w maszynie wytrzymałościowej. Strefa robocza ma kształt krzywoliniowy, opisany zazwyczaj promieniem o dużej wartości, rys. 1, 2. W jej środkowej części znajduje się strefa pomiarowa. Rozmiar tego obszaru, w porównaniu do strefy roboczej, jest kilkakrotnie mniejszy. W większości przypadków wynika on z promienia podcięcia technologicznego i założeń programu badań.

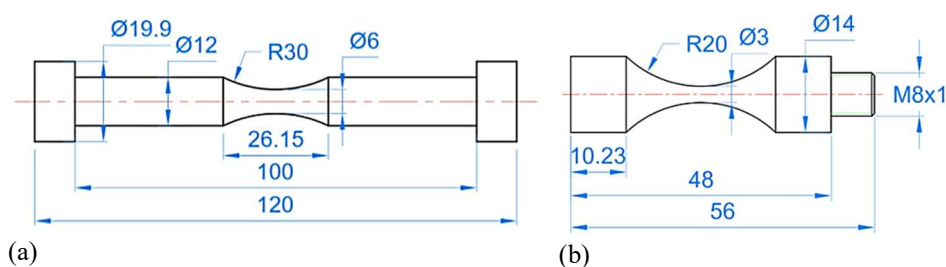
¹ Tadeusz Szymczak (autor do korespondencji), Instytut Transportu Samochodowego, 03-301 Warszawa, ul. Jagiellońska 80, 22 438 53 07, tadeusz.szymczak@its.waw.pl

² Zbigniew L. Kowalewski, Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, 02-106 Warszawa, ul. Pawińskiego 5B, 22 826 12 81, zkowalew@ippt.pan.pl

Poza próbkami o wymiarach standardowych wykorzystuje się również próbki w skali mini (rys. 2) lub mikro (rys. 3). Służą one prowadzeniu badań mechanicznych materiałów elementów o niewielkich wymiarach, np. prętów [1], [2]. Podobnie jak próbki większych rozmiarów, mikro-próbki poddawane są obciążeniom zmęczeniowym [1]. W trakcie prób prowadzone są pomiary odkształcenia. Odbywa się to dzięki wykorzystaniu odpowiednich uchwytów, umożliwiających umieszczenie próbki w łańcuchu kinematycznym maszyny wytrzymałościowej, oraz wykorzystaniu ekstensometru.

Próbki klepsydryczne stosowane są również do monitorowania powstawania mikropęknięć w ramach analizy parametrów mechaniki uszkodzenia, ich wzrostu i łączenia się oraz propagacji dominującego pęknięcia pod działaniem zmiennego cyklicznie naprężenia normalnego, rys. 2a, [3]. Do tego celu wykorzystuje się pomiar odkształcenia poprzecznego, którego wartości dają możliwość obliczania odkształcenia wzdłużnego przy znajomości współczynnika Poissona. Na podstawie takich wyników badań mogą być opracowywane diagramy rozwoju uszkodzeń w funkcji liczby cykli dla różnych stosowanych wartości amplitudy naprężenia [3]. Próbki klepsydryczne wykorzystywane są również do badań zmęczeniowych przy sterowaniu sygnałem odkształcenia wzdłużnego, prowadzonych w temperaturze do około 1000°C z użyciem układu grzania indukcyjnego [4]. Pomiar temperatury odbywa się z wykorzystaniem termopar w kilku wybranych punktach (rys. 2b), uwzględniając również strefę pomiarową. W badaniach autorów pracy [4] zaobserwowano, że prawidłowe usytuowanie układu grzewczego zapewnia uzyskiwanie zaplanowanych największych wartości temperatury dokładnie w strefie pomiarowej. Wynik taki potwierdzono przy 6 różnych wartościach temperatury. Ponadto, ich badania uwiaryściły 10-krotne obniżenie trwałości zmęczeniowej badanego materiału ze wzrostem temperatury od 430 °C do 816°C.

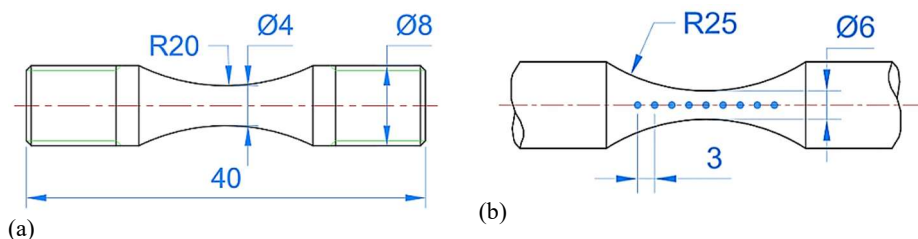
W zakresie badań wysokoczęstotliwościowych próbki klepsydryczne pozwalają określać wpływ częstotliwości sygnału wymuszenia na zmęczenie materiału [5].



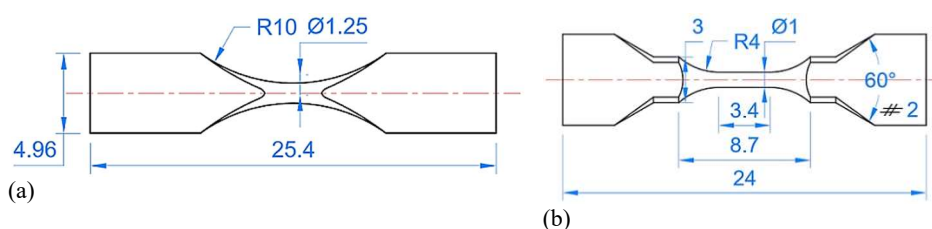
Rys. 1. Próbki klepsydryczne do badań zmęczeniowych sterowanych sygnałem wymuszenia o częstotliwości : (a) 5 Hz [7]; (b) 20 kHz [8]

W porównaniu do próbek walcowych, testowanych przy częstotliwości funkcji obciążenia (20 kHz), otrzymano wyniki badań wskazujące na niższą trwałość

zmęczeniową. Próbki klepsydryczne mogą również służyć określaniu różnic w zachowaniu materiału, wskutek wysokoczęstotliwościowego sygnału obciążenia, w stanie dostawy i po przetopieniu [6]. Jak wykazały rezultaty prób zmęczeniowych autorów pracy [1], [2], wpływ rozmiaru mikro-próbek z rys. 3 na liczbę cykli do zniszczenia materiału był niewielki.



Rys. 2. Mini-próbki klepsydryczne do testów zmęczeniowych dotyczących: (a) badania uszkodzeń [3]; (b) określania wpływu temperatury na liczbę cykli do zniszczenia [4]



Rys. 3. Mikro-próbki klepsydryczne do badań zmęczeniowych: (a) [1]; (b) [2]

Zaletą próbek klepsydrycznych jest minimalizacja efektu wyboczenia wskutek działania zmęczeniowych cykli rozciąganie-ściskanie, oraz możliwość śledzenia rozwoju uszkodzeń, zmian deformacji i wzrostu pęknięcia – bez konieczności poszukiwania miejsc ich występowania. Z tych względów, próbki klepsydryczne wykorzystywane są z powodzeniem w badaniach zmęczeniowych, charakteryzujących się typowymi, jak i wysokimi wartościami częstotliwości. W dostępnej literaturze występuje jednak wyraźny brak informacji o wariantach wykorzystania cienkościennych próbek rurkowych klepsydrycznych, które w porównaniu do próbek pełnych, poszerzają zakres badań o próby skręcania lub próby stanowiące różne kombinacje rozciągania ze skręcaniem. Dlatego też, za cel pracy przyjęto przedstawienie dodatkowych możliwości zastosowań takich próbek w różnych rodzajach prób mechanicznych.

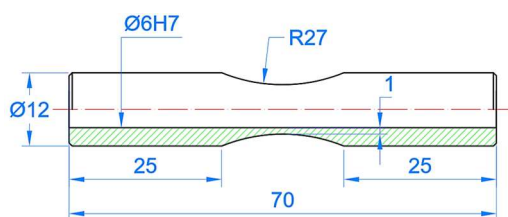
2. Technika badawcza

Program badań zawierał następujące rodzaje prób mechanicznych:

- a) statyczną próbę rozciągania i skręcania,

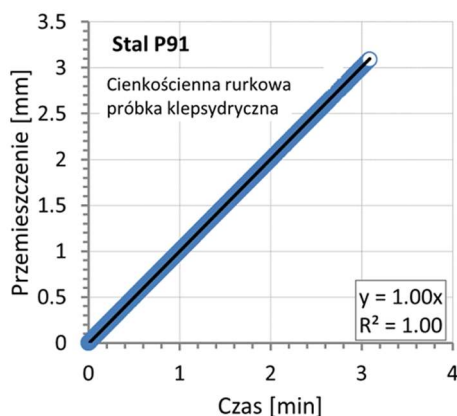
- b) próby zmęczeniowe przy dwóch rodzajach sterowania, tj. sygnałem odkształcenia i naprężenia,
- c) próby zmęczeniowe pod obciążeniem skręcającym.

Badania prowadzono z użyciem cienkościennych rurkowych mini-próbek klepsydrycznych wytworzonych ze stali P91 i charakteryzujących się grubością ścianki w strefie pomiarowej o wartości 1 mm, rys. 4. Próbki mocowano bezpośrednio w uchwytych elektrodynamicznej maszyny wytrzymałościowej Electropuls E10000 Instron, rys. 5. Poddawano je działaniu obciążenia statycznego i zmęczeniowego, wykorzystując sygnały przemieszczenia, kąta obrotu, odkształcenia oraz naprężenia. Próbę rozciągania realizowano przy prędkości przemieszczenia równej 1 mm/min (rys. 6a), natomiast próbę skręcania prowadzono z prędkością kąta obrotu wynoszącą 1 °/min, rys. 6b. Do pomiaru odkształcenia wzdłużnego stosowano ekstensometer jednoosiowy 2620-601 Instron (rys. 5).

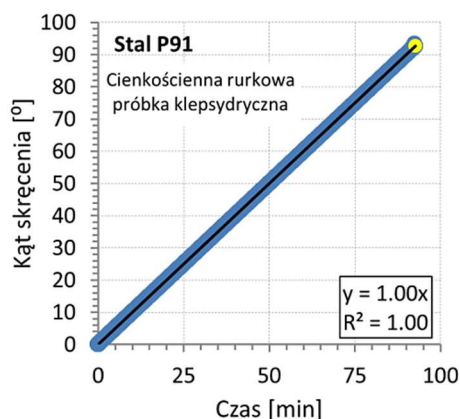


Rys. 4. Geometria oraz wymiary cienkościennej klepsydrycznej mini-próbki rurkowej

Rys. 5. Klepsydryczna mini-próbka rurkowa zamocowana wraz z ekstensometrem w maszynie wytrzymałościowej



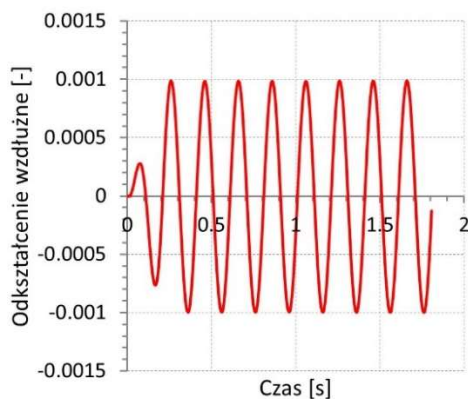
(a)



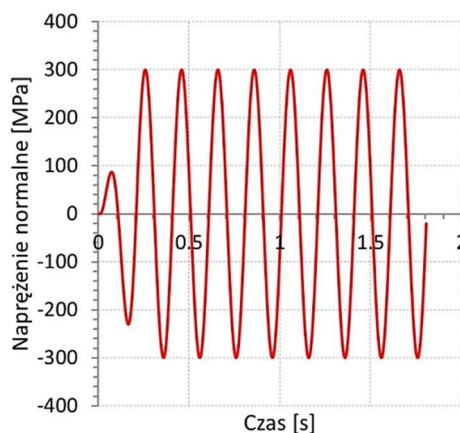
(b)

Rys. 6. Przebiegi sygnałów wymuszenia w próbie statycznego: (a) rozciągania; (b) skręcania

Próby zmęczeniowe pod działaniem cykli osiowych prowadzono stosując sygnał zmiennego cyklicznie odkształcenia wzdłużnego (rys. 7) oraz naprężenia normalnego, rys. 8. Wartości amplitudy wymienionych sygnałów wymuszenia określały współrzędne punktu z odcinka stosowności prawa Hooke'a krzywej rozciągania badanego materiału.



Rys. 7. Przebieg sygnału odkształcenia wzdłużnego



Rys. 8. Przebieg sygnału naprężenia normalnego

Próby zmęczeniowe w warunkach cykli skrętnych realizowano stosując sinusoidalnie zmienny cykliczny sygnał naprężenia stycznego dla siedmiu wartości amplitudy z zakresu od 147 MPa do 534 MPa.

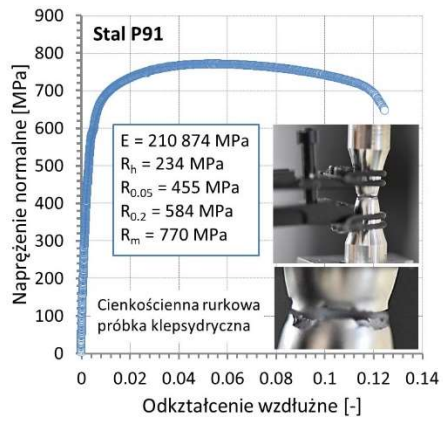
W przypadku obu rodzajów prób zmęczeniowych częstotliwość sygnałów wymuszenia przyjmowała wartość 5Hz. Wszystkie próby prowadzono w temperaturze pokojowej.

3. Wyniki badań

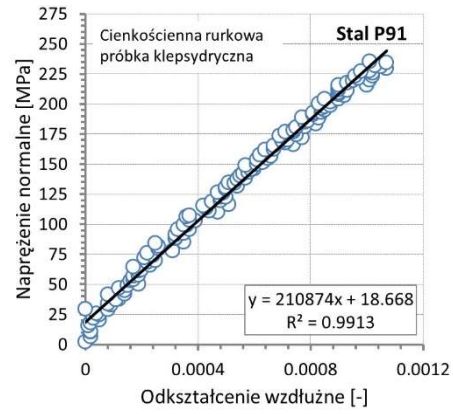
3.1. Rezultaty prób statycznych

Rezultaty badań z próby pod obciążeniem osiowym umożliwiły wyznaczenie charakterystyki rozciągania badanej stali oraz wszystkich istotnych dla praktyki inżynierskiej parametrów mechanicznych, rys. 9, w tym modułu Younga, rys. 10. Przełom zastosowanej próbki był zlokalizowany w środku jej strefy pomiarowej (rys. 11) i wskazywał na udział naprężenia normalnego i stycznego w niszczeniu badanego materiału.

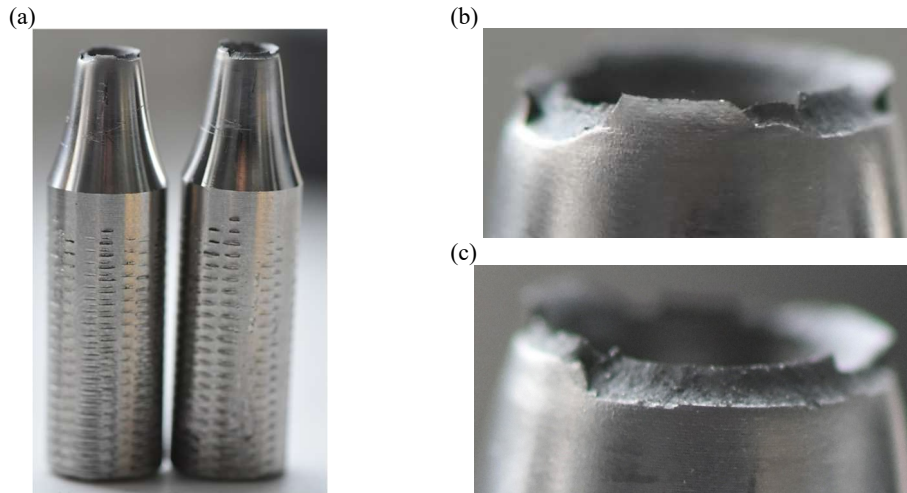
Podobny zestaw wyników badań, jak z próby rozciągania, uzyskano z próby statycznego skręcania, rys. 12, 13.



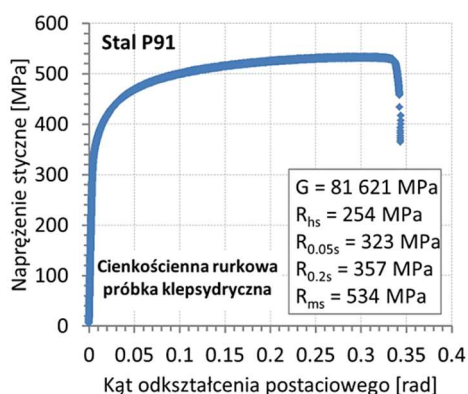
Rys. 9. Charakterystyka rozciągania stali P91 wyznaczona z użyciem cienkościennej rurkowej mini-próbki klepsydrycznej



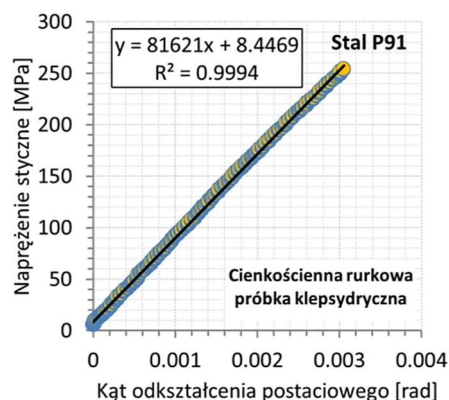
Rys. 10. Prostoliniowy odcinek krzywej rozciągania z rys. 9 wykorzystany do wyznaczenia modułu Younga



Rys. 11. Klepsydryczna cienkościenna mini-próbka rurkowa po teście monotonicznego rozciągania w widoku na: (a) dwie połowki próbki; (b) i (c) przełom



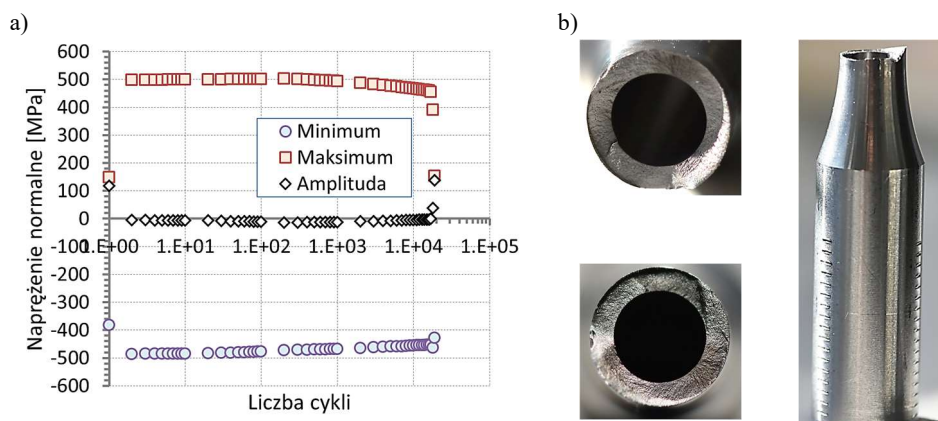
Rys. 12. Charakterystyka skęrcania stali P91 wyznaczona przy użyciu rurkowej mini-próbki klepsydrycznej



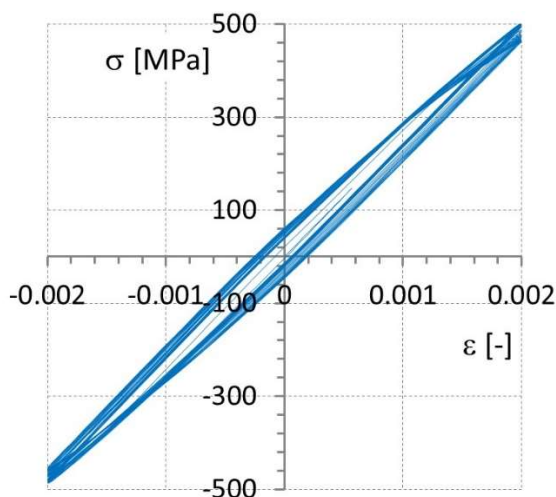
Rys. 13. Prostoliniowy odcinek krzywej skęrcania z rys. 12, wykorzystany do wyznaczenia modułu Kirchhoffa

3.2. Rezultaty prób zmęczeniowych

Wyniki badań próby zmęczeniowej, realizowanej w warunkach działania zmiennego cyklicznie odkształcenia wzdłużnego o amplitudzie $\pm 0.2\%$, wskazały na cykliczne osłabianie stali, przejawiające się obniżaniem wartości bezwzględnych naprężenia, bezpośrednio przed rozdzieleniem próbki, rys. 14a. Efekt ten widoczny był również w zmianach pętli histerezy, rys. 15. W przełomie obserwowano wielopłaszczyznowość, wskazującą na zmianę składowych stanu naprężenia i ich wartości podczas pęknięcia badanego materiału, rys. 14b.

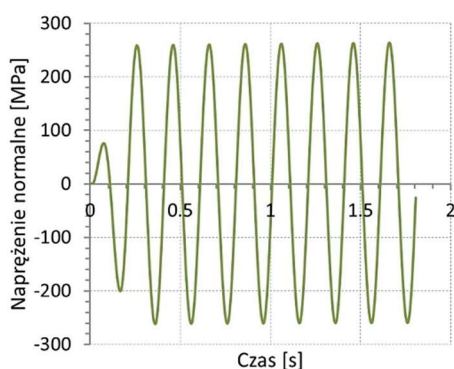


Rys. 14. Wyniki badań zrealizowanych przy odkształceniu cyklicznym o amplitudzie $\pm 0.2\%$: (a) zmiany parametrów sygnału naprężenia normalnego w funkcji liczby cykli wskutek zastosowanego przebiegu wymuszenia; (b) fotografie przełomu próbki

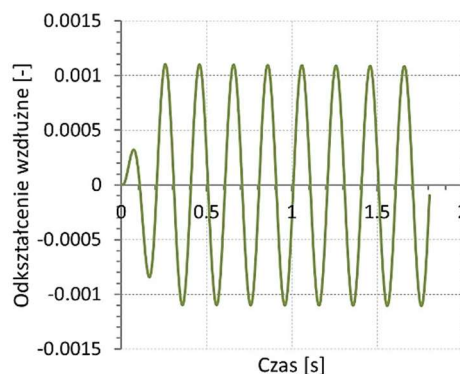


Rys. 15. Zmiany pętli histerezy stali P91 wskutek amplitudy odkształcenia wzdłużnego o wartości: $\pm 0.2\%$

Badania zmęczeniowe realizowane przy dwóch rodzajach sterowania, tj. odkształceniu (rys. 7) i naprężeniu (rys. 8), których amplitudy miały wartości w zakresie stosowalności prawa Hooke'a, wskazały na występowanie istotnych różnic względem oczekiwanych nominalnych odpowiedzi badanego materiału. Efekt ten widoczny był już we wczesnej fazie procesu zmęczenia, rys. 16, 17.



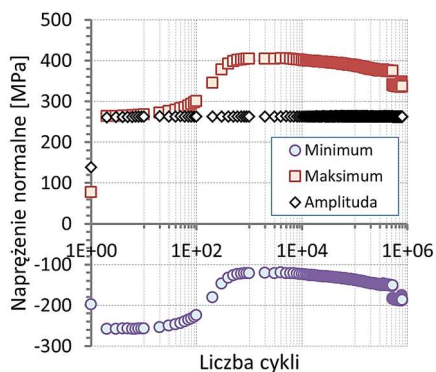
Rys. 16. Naprężeniowa odpowiedź stali P91 w początkowych cyklach na przebieg odkształcenia z rys. 7



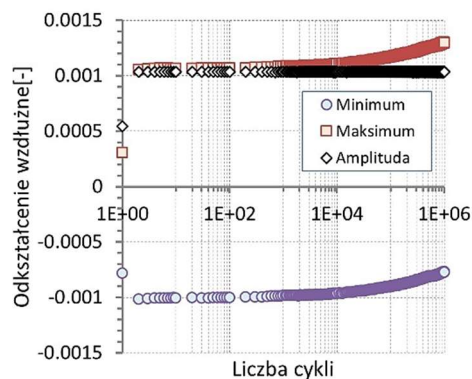
Rys. 17. Odkształceniowa odpowiedź stali P91 w początkowych cyklach na naprężenia odkształcenia z rys. 8

W przypadku sterowania sygnałem odkształcenia wzdłużnego w odpowiedzi materiału obserwowano wartości amplitudy poniżej 300 MPa, rys. 16. Z kolei dla naprężenia normalnego rejestrowana amplituda odkształcenia przyjmowała wartości przekraczające 0.001 mm/mm, rys. 17. Takie wyniki dały podstawę do

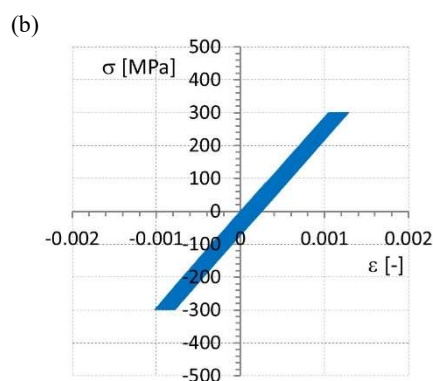
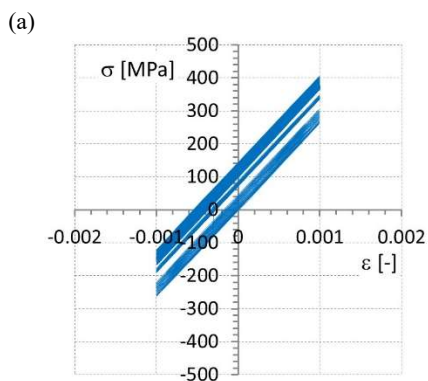
dalszych badań. Prowadzono je do chwili uzyskania granicznej liczby cykli. Wyniki z tych prób zamieszczono na rys. 18-20. Analiza rezultatów z rys. 18 wskazuje na cykliczne umacnianie badanego materiału podczas rozciągania oraz osłabianie przy ściskaniu. Stal testowana w próbie sterowanej sygnałem naprężenia (rys. 19) wykazywała efekt cyklicznego osłabiania podczas rozciągania oraz efekt umacniania wskutek naprężenia ściskającego. Efekty te były wyraźnie widoczne na pętłach histerezy zamieszczonych na rys. 20.



Rys. 18. Zmiany parametrów naprężenia normalnego w funkcji liczby cykli wskutek przebiegu odkształcenia wzdłużnego cyklicznego o amplitudzie $\pm 0.1\%$; w końcowym etapie próby zmęczeniowej



Rys. 19. Zmiany odkształcenia wzdłużnego w funkcji liczby cykli wskutek przebiegu naprężenia normalnego o amplitudzie 300 MPa odpowiadającej odkształceniu 0.1%; w końcowym etapie próby zmęczeniowej

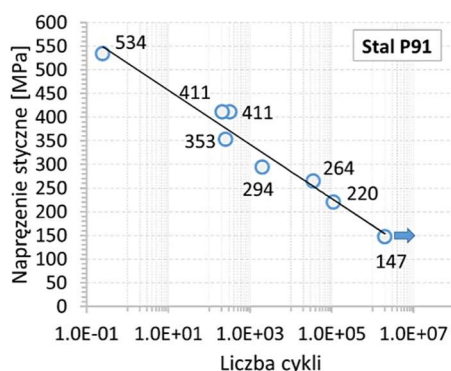


Rys. 20. Zmiany pętli histerezy stali P91 wskutek: (a) cyklicznie zmiennego odkształcenia wzdłużnego o amplitudzie $\pm 0.1\%$ oraz cyklicznie zmiennego naprężenia normalnego o amplitudzie 300 MPa, zarejestrowane do chwili osiągnięcia granicznej liczby cykli tj.: 2×10^6

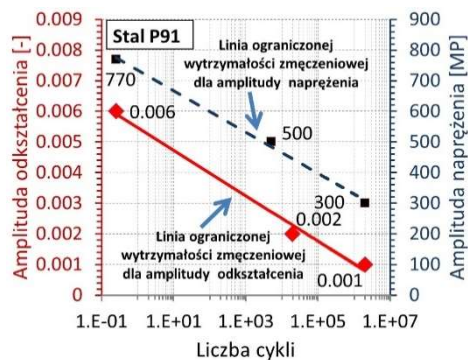
Próby zmęczeniowe prowadzone z użyciem rurkowej cienkościenniej mini-próbki klepsydrycznej w warunkach działania symetrycznych cykli naprężenia

stycznego umożliwiły wyznaczenie wykresu Wöhlera stali P91, rys. 21. Granica zmęczenia badanego materiału wyniosła 147 MPa.

Efekt wywołany odmiennym rodzajem wariantu sterowania maszyny wytrzymałościowej w badaniu stali wykorzystano do wyznaczenia linii ograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej, rys. 22. Uzyskany wynik wykazał istotne różnice w trwałości zmęczeniowej stali. Niższe jej wartości zaobserwowano, gdy sygnał wymuszenia był sterowany cyklicznie zmiennym odkształceniem wzdłużnym.



Rys. 21. Krzywa Wöhlera stali P91 uzyskana dla symetrycznych cykli skrętnych



Rys. 22. Linie ograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej stali P91 uzyskane przy sterowaniu: odkształceniem (wykres dolny) lub naprężeniem (wykres górny)

4. Podsumowanie

Zaproponowana rurkowa cienkościenna mini-próbka klepsydryczna może być wykorzystywana w badaniach statycznych i zmęczeniowych, zawierających obciążenia osiowe i skręcające. Dzięki występowaniu fizycznej płaszczyzny zniszczenia przydatna jest również w badaniach rozwoju uszkodzeń zmęczeniowych. Może być z powodzeniem wykorzystywana do wyznaczania wykresu Wöhlera i określania granicy zmęczenia przy różnych wariantach sterowania maszyną wytrzymałościową.

Wyniki przeprowadzonych badań pokazują również, jak ważny jest problem wyboru wariantu sterowania maszyną wytrzymałościową. W przypadku testowanej stali P91 wyższe wartości trwałości zmęczeniowej uzyskano przy sterowaniu sygnałem naprężenia. W celu sformułowania bardziej ogólnych wniosków związanych z zaobserwowanymi efektami, podobne badania należy przeprowadzić w przyszłości dla większej liczby materiałów.

Literatura

- [1] Miwa Y., Jitsukawa S., Hishinuma A.: Development of a miniaturized hour-glass shaped fatigue specimen, *Journal of Nuclear Materials*, vol. 258-263, 1998, pp. 457-461, [https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(98\)00306-7](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(98)00306-7).
- [2] Nogami S., Itoh T., Sakasegawa H., Tanigawa H., Wakai E., Nishimura A., Hasegawa A.: Study on fatigue life evaluation using small specimens for testing neutron-irradiated materials, *Journal of Nuclear Science and Technology*, 48(1), 2011, pp. 60-64, <https://doi.org/10.1080/18811248.2011.9711679>.
- [3] Socha G.: Experimental of fatigue cracks nucleation, growth and coalescence in structural steel, *International Journal of Fatigue*, 25(2), 2003, pp. 139-147, [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(02\)00068-3](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(02)00068-3).
- [4] Slot T., Stentz R.H.: Experimental procedures for low-cycle-fatigue research at high temperatures, *Experimental Mechanics*, March 1968, pp. 107-114.
- [5] Li Y., Song Q., Feng S., Sun Ch.: Effects of loading frequency and specimen geometry on high cycle and very high cycle fatigue life of a high strength titanium alloy, *Materials*, 11 (9), 2018, 1268, pp. 1-9, <https://doi.org/10.3390/ma11091628>.
- [6] Tridelloa A., Paolinob D.S., Chiandussic G., Rossettod M.: VHCF response of H13 steels produced with different manufacturing processes, *Procedia Engineering*, vol. 160, 2016, pp. 93-100, <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2016.08.867>.
- [7] Wu H., Starke P., Boller C.: Characterization of the fatigue behaviour and lifetime evaluation of metallic materials based on thermographic NDT-methods, 14th Quantitative Infra-Red Thermography Conference (IRT2018), 25-29 June 2018, Berlin, Germany, 8 pages.
- [8] Istomin K, Donbes G., Schell N., Christ H-J., Pietsch U.: Analysis of VHCF damage in a duplex stainless steel using hard X-ray diffraction techniques, *International Journal of Fatigue*, vol. 66, 2014, pp. 177-182, DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2014.04.001.

<http://dx.doi.org/10.7862/rm.2021.04>

Anna TOMCZAK¹

INFLUENCE OF CASTING PARAMETERS ON FATIGUE PROPERTIES OF THE ŻS6U-WI ALLOY

The hot parts of aircraft engines are made of nickel-based superalloys and work in extremely difficult conditions. The compressor blades mentioned in the article are usually produced by a casting process whose parameters have a great influence on the fatigue properties of the end product. The parameters of the casting process have significant influence on the microstructure, i.e. phase components morphologies. The article presents the results of the analysis of microstructures of nickel superalloys and the influence of casting parameters on the fatigue strength of finished products. The casting parameters were selected experimentally. The work included analysis of the microstructure of semi-finished products and high-cyclic fatigue strength tests of the final product.

Keywords: ŻS6U-WI, fatigue properties, compressor turbine blades.

Introduction

The determination of the fatigue limit is important for defining safe engine life. Technological procedures may affect the fatigue properties of the final product. Moreover, modern aviation, in order to reduce the consumption of materials used in the construction of machines, requires the use of either high-strength materials, and resistant to cyclic stresses associated with their operation. The analysis of the causes of failure of aircraft machinery and their equipment elements shows that 90% of all reported fractures are caused by the fatigue process [1].

Nickel-based superalloys are classic materials used in the aerospace industry. Their wide application is related to the possibility of operation at high temperatures, their high creep resistance, fatigue and resistance to aggressive atmosphere [2]. The many advantages of nickel-based alloys show that without these versatile materials, the aerospace industry would have a hard time finding a replacement alloy. Parts used in aviation production are primarily exposed to high temperatures (even up to approx. 900°C in the case of compressor turbine blades), variable mechanical loads and the aggressive environment of oxidizing gases. The ŻS6U-WI material is a creep-resistant, induction vacuum melted casting alloy intended for remelting in vacuum induction furnaces during casting, among others, vanes and other complex-shape parts. This alloy is usually supplied as cast bar

¹ Anna Tomczak; Faculty of Mechanical Engineering and Aeronautics, Rzeszow University of Technology, al. Powstańców Warszawy 12, 35-959 Rzeszów, Poland; Pratt & Whitney Rzeszów, Rzeszów, Poland, e-mail: anna.tomczak@prattwhitney.com

blanks (called masterheats) vary in diameter and length sizes. ŻS6U-WI is a nickel superalloy with a high percentage of such elements as chromium, cobalt, tungsten or aluminum. Table 1 shows the exact chemical composition of the alloy based on the industry standard OST-1-90126-85.

The hot parts of aircraft engines are often produced in the casting process, such as the compressor blades described in the publication. Improving the mechanical and physical properties of casting alloys through modification old and introduction of new technological methods as well as a constant increase in the efficiency of the processes used – completely change the production capabilities of modern foundry. The introduction of new engine designs forces the continuous modification of casting materials, models, ceramic molds, as well as the parameters of the melting, casting and heat treatment processes. It is important to identify the influence of casting parameters on the final properties of the manufactured part. The factors significantly affecting the casting properties are the pouring temperature, the solidification rate of the casting and the use of modifiers. The improvement of the structure of the nickel-based superalloy can be achieved by appropriate shaping, among others, grain size during the casting process. Controlled grain size can be achieved by a specific pouring temperature, mold temperature and the use of a modifier in the mold surface layer. The literature data shows that the pouring temperature has the strongest impact on the macrostructure of individual casting zones. The use of low pouring temperature is associated with obtaining large grains and columnar grains. The use of a higher pouring temperature eliminates this phenomenon. The use, i.e. overheating of the material, favors the formation of grains of uncontrolled size and shape. It is important that the casting temperature is optimally selected taking into account the use of the part.

For the research covered by the publication, 1st stage compressor turbine blades were used. The turbine is the basic assembly of an aviation turbine engine. It is a rotating flow machine, which is used to extract energy from a flowing fluid to provide mechanical energy in the form of shaft work by changing the enthalpy, pressure and velocity of the working fluid. This work determines the power developed by the turbine, the receivers of which are min. turbine engine compressor, airplane propellers, helicopter rotors and engine accessories. The design of the drive turbine greatly influences the performance of the turbine engine. Increasing the efficiency of the turbine results in an increase in thrust / power and a reduction in the specific fuel consumption of the engine (and vice versa). The operational reliability of a turbine engine depends on the geometry of individual components making up the turbine, which are subjected to high thermal and mechanical loads (in particular blades). Turbine engine blades are elements through which the energy of the medium is transferred to the rotor. Blades can certainly be considered the most important elements of the engine, as the safety of the entire system depends on their strength and durability. The experience of many years shows that the destruction of the blades during operation is not only the cause of damage to the engine itself, but sometimes the plane [3].

Table 1. The chemical composition of the ŽS6U-WI alloy, %.

Element	Min	Max
C	0,13	0,20
Cr	8,0	9,5
Co	9,0	10,5
Mo	1,2	2,4
V	9,5	11,0
Al	5,1	6,0
Ti	2,0	2,9
Nb	0,8	1,2
S	-	0,4
Mg	-	0,4
Ni	matrix	

Experiments

The article analyzes the influence of casting parameters on the result of testing the high-cycle fatigue strength of the final product. The parameters of the casting process were selected experimentally based on the range of standards for the ŽS6U-WI material. The casting process was performed on a production Balzers WSG 25 vacuum furnace using the investment casting process with application of parameters presented in the table 2.

The results of the casting process influence on the microstructure and the properties of the fatigue strength of the finished product will be analyzed. Thus, the subject of the research was to produce the samples in the form of finished products of the 1st Stage Compressor Turbine Blades used in aviation production. Thus, casted samples (9 samples per melt) were then subjected to:

- Heat treatment at the temperature of 1220°C.
- Machining of the lock and blade blades.
- Diffusion aluminization.

* detailed parameters of the casting process are shown in Table 2.

Table 2. Parameters of the casting process of three experimental heats of the ŽS6U-WI alloy.

Melt nr	Casting mold nr	Time in a vacuum [s]	Casting temperature [°C]	Mold temperature [°C]	Modifier (cobaltaluminate) [%]
1	1÷9	30	1535	1000	10
2	1÷9	180	1534÷1536		
	Fix.1	180	1535		
3	Fix.2	30	1535		
	1÷9	180	1564		

The research was carried out on samples from one masterheat that underwent the same cycle of mechanical and thermal processes, and then the following tests were carried out:

- **Fatigue tests** – The blades for fatigue tests were mounted in a holder on the electrodynamic exciter table and excited to resonant vibrations with the first bent form. The stress level, measured at the strain gauge sticking point, was kept constant during the test. The fatigue strength tests were carried out using the crack method. $N = 1 \cdot 10^7$ cycles was adopted as the base number of cycles. The stress level for each blade was increased stepwise by $\Delta\sigma = 2$ [kG/mm²], until the tested blade cracked. For each melt, the conventional strength limit and the average fatigue strength were calculated. A compressor turbine blade with a strain gauge is shown in Figure 1. The results of fatigue tests are presented in tables 4 to 6.

Table 3. Inductor LDS V721 Shaker specification

Model	Sine Force (peak)	Random Force (RMS)	Half-sine Shock Force	Velocity (sine peak)	Acceleration (sine peak)	Acceleration Random (RMS)	Displacement (peak-peak)	Usable Frequency Range	Max Payload
LDS V721 Shaker + LPA1000 Linear Power Amplifier + FPS Field Power Supply	2,9 [kN]	1,9 [kN]	4,6 [kN]	0,70 [m/s]	650 [m/s ²] (66,3g)	440 [m/s ²]	25,4 [mm]	DC to 4000 Hz	Up to 100 [kg]



Fig. 1. A compressor turbine blade with a strain gauge sensor

- **Metallographic observations** – performed using the Nikon Epiphot 300 light microscope (LM) and the Hitachi S-3400N scanning electron microscope (SEM) – a voltage of 20kV was used, a secondary electron (SE) detector. Observations of the microstructure were carried out on specimens made with standard methods with the use of Struers devices according to ASTM E3, in the non-etched and digested condition with Kalling reagent.

The diagram of metallographic sampling is shown in figure 2. The scheme symbols are presented according to the following markings: **TL** – Top left, **TR** – Top Right, **BL** – Botton left, **BR** – Botton right, **C** – Center, **T** – Top, **B** – Bottom.

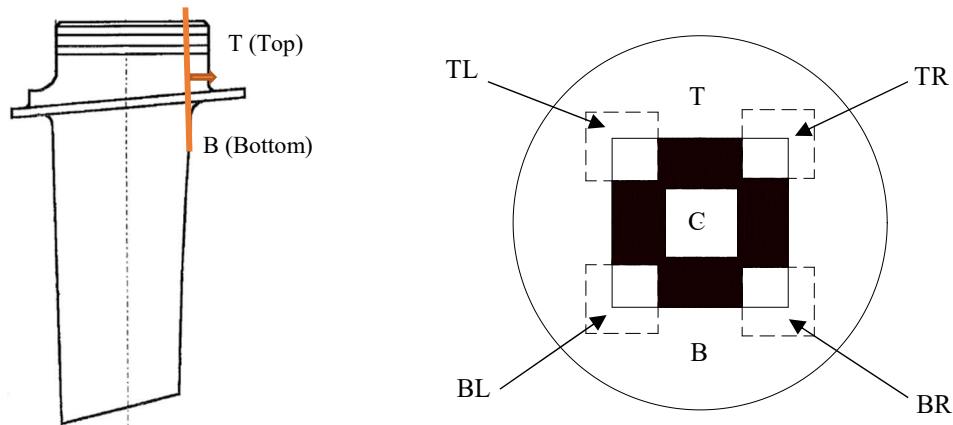


Fig. 2. Scheme of zones subjected to microstructure tests

The microstructure was assessed on transverse metallographic specimens made from the area of the lock of the blades in the place indicated in Figure 2. The cutting direction and the place of sampling are shown in figure 2. The photos of the microstructure shown in figures 3 to 5 are described according to the above-mentioned markings.

Results and discussion

The selected areas showing the microstructure of the ZS6U-WI alloy according to the cutting scheme given in Figure 2.

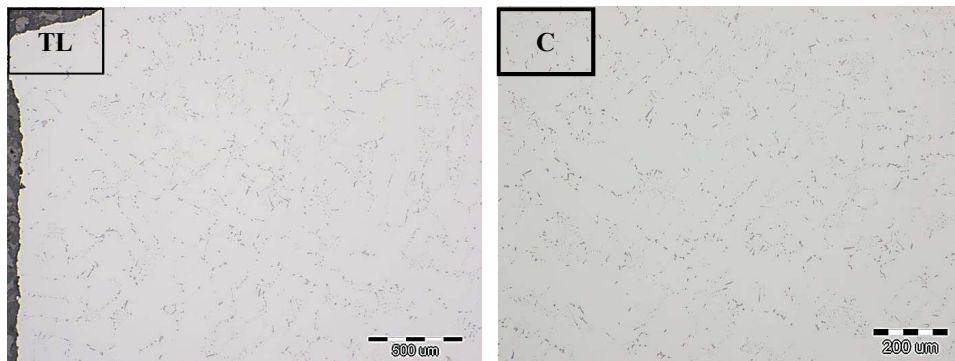


Fig. 3. ZS6U-WI alloy. Microstructure of melt number 1, non-etched condition, LM.

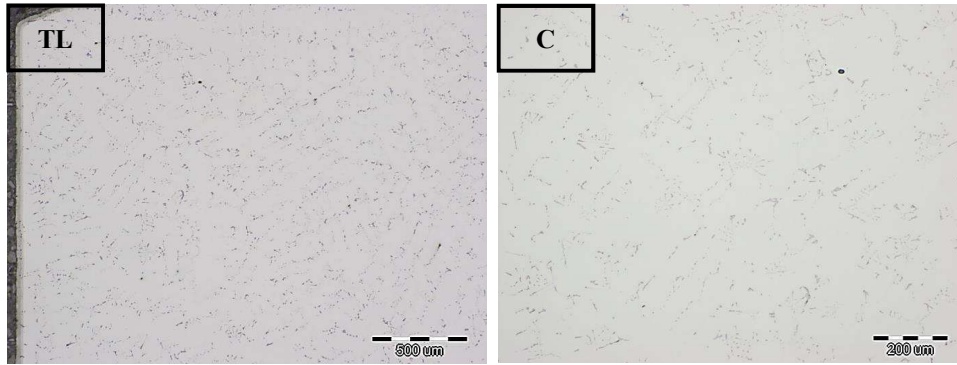


Fig. 4. Superalloy ŽS6U-WI Melt microstructure. 2 mat. ŽS6U-WI, non-etched condition, LM.

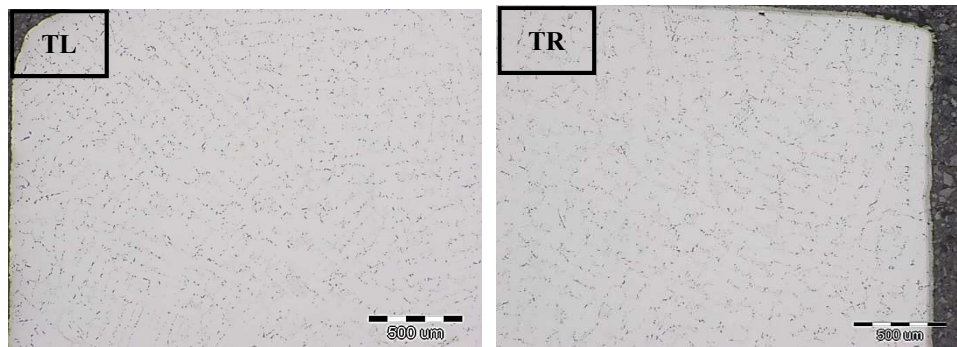


Fig. 5. ŽS6U-WI alloy. Microstructure of melt number 3, ŽS6U-WI alloy, non-etched condition, LM.

Based on the observation of the microstructure, it was found that it is typical for a nickel foundry alloy of the ŽS6U-WI alloy. It is characterized by the matrix – γ phase (solid solution of alloying elements in nickel), dispersion strengthening phase γ' - Ni_3 (Al, Ti) and carbides of MC and $M_{23}C_6$ type placed in the matrix. Carbides are precipitating mainly in dendritic spaces and partially at the grain boundaries, they have various shapes and sizes. Inside the grains, the presence of the γ - γ' eutectic is observed. The same type of carbides occurs in all zones, they are mainly tungsten and titanium MC type carbides, in some places combined with $M_{23}C_6$ type carbides. MC type carbides are located mainly in the interdendritic spaces and partly inside and at the grain boundaries. On the other hand, the $M_{23}C_6$ type carbides are released mainly at the grain boundaries. Carbides have various shapes, from globular / equiaxed, through compact and irregular shaped down to coniferous (fig. 7).

Often, the most important microstructural factors responsible for the final fatigue properties of the product are invisible to the naked eye. The microstructure can be important in assessing the performance of the part. The primary precipitation of carbides is one of the most important factor influencing the fatigue

properties of the final material. In the case of high accumulation of the described carbides in the microstructure of nickel superalloy, low strength properties of the material are obtained. Casting superalloys containing a lot of primary carbides show relatively low fracture toughness, especially in areas of high chemical segregation. When high temperature is used, the so-called carbides are released in the superalloy structure. Chinese script morphology precipitates were visible very clearly (fig. 6). This type of carbides and a large number of carbides are shown in figure 5 – melt number 3.

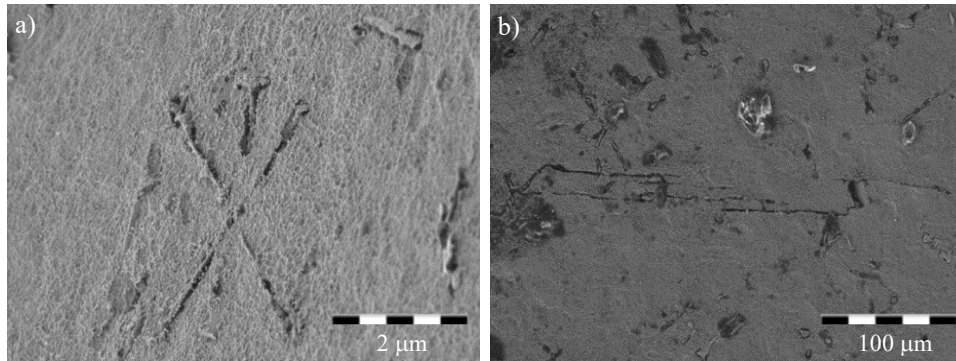


Fig. 6. Microstructure of the ŽS6U-WI alloy in the zone of the right corner of the smelt No. 3. Visible precipitations of MC and $M_{23}C_6$ carbides, etched state, Killing reagent. SEM: a) "Chinese script" type carbides, b) fatigue crack of the compressor turbine blade

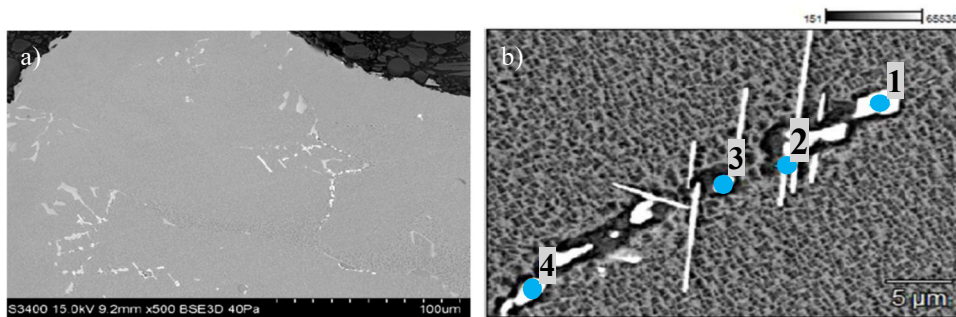


Fig. 7. Microstructure of the ŽS6U-Wi alloy for heel number 3. Visible precipitations of MC and $M_{23}C_6$ carbides in interdendritic spaces and inside dendrites, etched state, Kalling's reagent, SEM: a) MC and $M_{23}C_6$ carbides, b) carbides – chemical composition analysis

Figures 3 to 6 show that large differences in the microstructure of the material can be obtained, affecting negatively the fatigue properties of the finished product. The casting temperature significantly influences the deterioration of the fatigue properties of the material because it affects the grain size, the number of carbide precipitates and the microstructure. Figure 3 shows that when the temperature of 1564°C was used, a large segregation of carbides occurred, which had a negative

impact on the result of fatigue properties of aviation products. The castings produced at the temperature of 1535-1536 did not show any significant changes in the microstructure (Figures 3 and 4). The chemical composition of carbides is presented in Table 3.

In this study, carbides studies were conducted using SEM aided by EDS analysis. Several of the precipitates were examined by semi-quantitative analyses (Fig. 7b) which revealed the presence of M23C6 type carbides formed by/composed of tungsten and chromium.

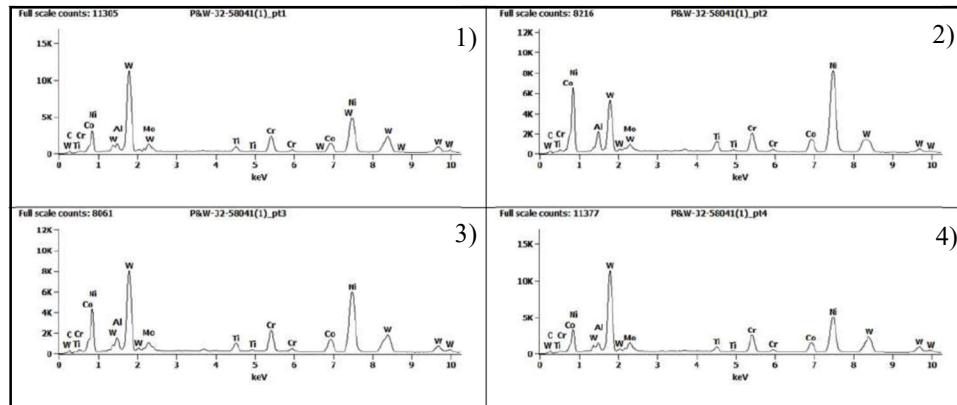


Fig. 8. Chemical composition of irregularly shaped carbides – melt number 3.

Table 4. Chemical composition of carbides [Weight%] – melt number 3.

Atom %							
	Al-K	Ti-K	Cr-K	Co-K	Ni-K	Mo-L	W-L
1	6,0	3,6	13,2	9,4	40,4	3,9	23,6
2	12,1	3,7	8,0	8,3	56,8	1,5	9,6
3	8,5	3,5	11,3	8,8	47,7	2,8	17,4
4	6,6	3,1	13,3	9,5	40,6	4,7	22,2
Weight %							
	Al-K	Ti-K	Cr-K	Co-K	Ni-K	Mo-L	W-L
1	1,9	2,0	7,9	6,4	27,4	4,3	50,1
2	4,9	2,7	6,2	7,3	50,1	2,1	26,5
3	2,9	2,2	7,5	6,7	36,1	3,5	41,1
4	2,1	1,7	8,1	6,6	28,0	5,3	48,1

Research on fatigue properties

The average fatigue strength of the tested blades (melt number 1) is **34,8 kG/mm²**, standard deviation $s = 3,53 \text{ kG/mm}^2$.

Table 5. The course of fatigue strength tests of the Compressor Turbine Blades. Melt 1.

Blade number	Test stress [kG/mm ²]	Breaking stress [kG/mm ²]	Contractual fatigue strength limit [kG/mm ²]	Average fatigue strength [kG/mm ²]	Standard deviation [kG/mm ²]
P1	22, 24, 26, 28, 30, 32, 34	34	33	34,8	3,53
P2	22, 24, 26, 28, 30, 32, 34, 36	36	35		
P3	26, 28, 30, 32, 34	34	33		
P4	26, 28, 30, 32	32	31		
P5	26, 28, 30, 32, 34, 36, 38	38	37		
P6	26, 28, 30, ... 42, 44	44	43		
P7	26, 28, 30, 32, 34, 36	36	35		
P8	26, 28, 30, 32, 34	34	33		
P9	26, 28, 30, 32, 34	34	33		

The average fatigue strength of the tested blades (melt number 2) is **32,3 kG/mm²**, standard deviation $s = 2 \text{ kG/mm}^2$.

Table 6. The course of testing the fatigue strength of the Compressor Turbine blades. Melt 2.

Blade number	Test stress [kG/mm ²]	Breaking stress [kG/mm ²]	Contractual fatigue strength limit [kG/mm ²]	Average fatigue strength [kG/mm ²]	Standard deviation [kG/mm ²]
P1	22, 24, 26, 28, 30, 32, 34	34	33	32,3	2
P2	26, 28, 30, 32	32	31		
P3	26, 28, 30, 32, 34, 36	36	35		
P4	26, 28, 30, 32	32	31		
P5	26, 28, 30	30	29		
P6	26, 28, 30, 32, 34	34	33		
P7	26, 28, 30, 32	32	31		
P8	26, 28, 30, 32, 34, 36	36	35		
P9	26, 28, 30, 32, 34	34	33		

The average fatigue strength of the tested blades (melt number 3) is **19,7 kG/mm²**, standard deviation $s = 2,24$ kG/mm².

Table 7. The course of testing the fatigue strength of the Compressor Turbine blades. Melt 3.

Blade number	Test stress [kG/mm ²]	Breaking stress [kG/mm ²]	Contractual fatigue strength limit [kG/mm ²]	Average fatigue strength [kG/mm ²]	Standard deviation [kG/mm ²]
P1	22	22	21	19,7	2,24
P2	18	18	17		
P3	18, 20, 22, 24	24	23		
P4	18, 20, 22	22	21		
P5	18, 20, 22	22	21		
P6	18	18	17		
P7	18, 20, 22	22	21		
P8	18	18	17		
P9	18, 20	20	19		

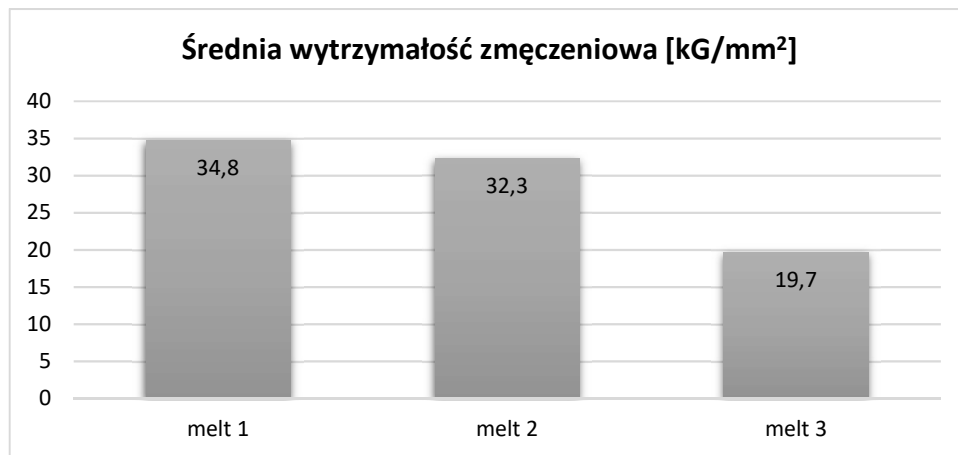


Fig. 9. Average fatigue strength results for heats number 1, 2 and 3.

Summary

Based on the conducted research, it can be concluded that:

- Metallographic tests and general observations of the microstructure allowed to determine typical microstructure constituents of the nickel alloy of the ŻS6U-WI grade. It consists of the γ phase, i.e. a solid solution of alloying elements in nickel (matrix), the intermetallic compound γ' -Ni₃(Al, Ti) playing a strengthening role in the alloy and carbides of

the MC and $M_{23}C_6$ types, the presence of eutectic is also occasionally observed $\gamma-\gamma'$.

- No differences were observed between heats 1 and heats 2. The microstructure of the described heats 1 and 2, taking into account the criterion of the morphology of the phase components (shape, size and distribution of the strengthening phase particles and carbides in the melt) is homogeneous and does not show significant differences depending on the zone studied cross section.
- Differences in the microstructure between the heats 1,2 and the heel No. 3 were observed. In the microstructure of the melt No. 3, a significant amount of precipitation of MC type carbides with coniferous, uneven shapes was observed. Precipitations of carbides, referred to in the literature as "Chinese script", were observed.
- Significant differences in fatigue strength were observed between melts 1/2 and melt 3. Heats cast at $1535\div 1536^\circ\text{C}$ showed an average fatigue strength of $32.3\div 34.8\text{ kG/mm}^2$. On the other hand, the average fatigue strength of the tested blades from melt number 3 is 19.7 kG/mm^2 standard deviation $s = 2,24\text{ kG/mm}^2$ (melt number 3 is cast at 1564°C).
- A correlation was observed between the casting temperature, the alloy microstructure and the fatigue strength of the finished product. In the case of using high casting temperature, numerous primary MC type carbides with irregular and coniferous shapes were separated, which was reflected in the fatigue strength of $19,7\text{ kG/mm}^2$.

Bibliography

- [1] Ulewicz R.: *Influence of selected technological factors on fatigue strength*. Technical Transactions, Mechanics, 3-M/2016.
- [2] Przeliorz R., Piątkowski J.: *Application of DSC Method in Studies on Phase Transitions of Ni Superalloys*. Archives of foundry engineering. Volume 17. Issue 4/2017, 133-136.
- [3] Golewski P.: *Obciążenia cieplno-mechaniczne łopatek silników turbinowych z ceramicznymi powłokami ochronnymi*. Rozprawa doktorska. Lublin 2015.
- [4] Pytel M., Nowotnik A., Szeliga D., Sieniawski J.: *Microstructural investigations of nickel-based superalloys with different structure*. Key Engineering Materials Vols 592-593 (2014) p. 557-560.
- [5] Nowotnik A., Rokicki P., Pędrak P., Kotowski S., Sieniawski J., Mrówka-Nowotnik G. (2013). *Mechanical Aspects of Plastic Deformation of Nickel Based Superalloy*. Key Engineering Materials, 592-593, 724-727.
- [6] Bylica Z., Raczyński J., Marszałek Z., Opiekun A., Siwy S.: *Badania struktury i własności mechanicznych stopów na osnowie niklu stosowanych do produkcji łopatek i dysków turbin gazowych*. Luty 1975, doc. A. M.
- [7] Pirowski Z., Uhl W., Wodnicki J., Gwiżdż A., Jaśkowiec K.: *Effect of heat treatment on structure of the Inconel 740 type alloy*. Praca instytutu odlewnictwa, Tom LI, 2011, zeszyt 2.

- [8] Nowotnik A., Rokicki P., Mrówka-Nowotnik G., Sieniawski J. (2015). Dynamic precipitation of nickel-based superalloys undergoing severe deformation below the solvus temperature. *International Journal of Materials Research*, 106(7), 665-675.
- [9] Salvati E., Nowell D., Korsunsky A.M., Silca F., Tai Y.H.: The effect of surface damage and residual stresses on the fatigue life of nickel superalloys at high temperature, *International Journal of Fatigue*, R. MN Fleury, Tom 119, luty 2019.
- [10] Cieśla M.: Cracking processes and durability of ŻS6U nickel alloy with aluminide coatings in the conditions of accelerated creep at a temperature of 950°C. *Inżynieria Materiałowa*, 2008, Vol. 29, nr 6, 936-944.
- [11] Gawroński Z., Łażewski R.: Wpływ synergizmu obróbki cieplno-chemicznej i ubytkowej na wytrzymałość zmęczeniową stykową rolek łożyskowych. *Inżynieria Materiałowa*, nr 4/2011, 40.

<http://dx.doi.org/10.7862/rm.2021.05>

Informacje dodatkowe

1. Lista recenzentów współpracujących jest opublikowana w *Zeszytach Naukowych Politechniki Rzeszowskiej, Mechanika 93/2021* oraz zamieszczona na stronie internetowej:
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/zeszyty-naukowe/mechanika/>
2. Zasady recenzowania są udostępnione na stronie internetowej:
<http://oficyna.prz.edu.pl/zasady-recenzowania/>
3. Informacje dla autorów artykułów są udostępnione na stronie internetowej:
<http://oficyna.prz.edu.pl/informacje-dla-autorow/>
4. Formularz recenzji jest udostępniony na stronie internetowej:
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/zeszyty-naukowe/mechanika/>
5. Instrukcja dla autorów omawiająca szczegółowo strukturę artykułu, jego układ, sposób przygotowywania materiału ilustracyjnego i piśmiennictwa jest zamieszczona na stronach internetowych:
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/instrukcja-dla-autorow/>
oraz
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/zeszyty-naukowe/mechanika/>
w zakładce „Instrukcja dla autorów”.
6. Dane kontaktowe do redakcji czasopisma, adresy pocztowe i e-mail do przesłania artykułów oraz dane kontaktowe do wydawcy są podane na stronie internetowej (Komitet Redakcyjny):
<http://oficyna.prz.edu.pl/pl/zeszyty-naukowe/mechanika/>

Zasady recenzowania, informacje dla autorów, formularz recenzji, instrukcja dla autorów i dane kontaktowe do redakcji czasopisma i wydawcy są opublikowane w *Zeszytach Naukowych Politechniki Rzeszowskiej, Mechanika 93/2021*.

Recenzenci współpracujący – 2021 r.

Paweł LITWIN

Ryszard FILIP

Andrzej TRYTEK

Marian GIERAS

Marek KOWALIK

Lista recenzentów została zamieszczona na stronie internetowej czasopisma
Zeszyty Naukowe Politechniki Rzeszowskiej, nr 302, *Mechanika* 93/2021:
<https://oficyna.prz.edu.pl/zeszyty-naukowe/mechanika>

Zasady recenzowania artykułów naukowych w Zeszytach Naukowych Politechniki Rzeszowskiej

Procedura recenzowania artykułów naukowych w Zeszytach Naukowych Politechniki Rzeszowskiej jest zgodna z zaleceniami MNiSzW opracowanymi w formie broszury „Dobre praktyki w procedurach recenzyjnych w nauce”, Warszawa 2011 r.

1. Do oceny każdego artykułu redaktorzy tematyczni (naukowi) powołują co najmniej jednego niezależnego recenzenta.
2. Redaktorzy tematyczni (naukowi) dobierają recenzentów najbardziej kompetentnych w danej dziedzinie.
3. Między recenzentami i autorami artykułów nie występuje konflikt interesów; w razie potrzeby recenzent podpisuje deklarację o niewystępowaniu konfliktu interesów.
4. Procedura recenzowania przebiega z zachowaniem zasad poufności – autorzy nie znają tożsamości recenzentów (single-blind review process).
5. Każda recenzja ma formę pisemną i kończy się wnioskiem o dopuszczenie lub odrzucenie artykułu do publikacji.
6. Nie są przyjmowane recenzje niespełniające merytorycznych i formalnych wymagań.
7. Wstępnie zakwalifikowany przez redaktora naczelnego do wydania artykuł zostaje wysłany do recenzentów, którzy wypowiadają się na temat jego przyjęcia lub odrzucenia. Recenzenci mają prawo do powtórnej weryfikacji poprawionego tekstu.
8. W przypadkach spornych powoływani są dodatkowi recenzenci.
9. Uwagi recenzentów są przekazywane autorowi, który ma obowiązek poprawienia tekstu.
10. Ostateczną decyzję o zakwalifikowaniu lub odrzuceniu artykułu podejmuje redaktor naczelny czasopisma, zasięgając opinii członków Komitetu Redakcyjnego.
11. Kryteria kwalifikowania lub odrzucenia artykułu są zawarte w formularzu recenzji.
12. Formularz recenzji znajduje się na stronie internetowej Zeszytów Naukowych.
13. Nazwiska recenzentów współpracujących będą podawane raz w roku – w ostatnim numerze czasopisma, a także opublikowane na stronie internetowej czasopisma (nazwiska recenzentów poszczególnych publikacji lub numerów wydań czasopisma nie są ujawnione).
14. Szczegółowe informacje nt. recenzowania artykułów oraz przebiegu prac w redakcji czasopisma i Oficynie Wydawniczej są opisane w wytycznych dla autorów artykułów naukowych.

**Informacje dla autorów artykułów naukowych publikowanych
w Zeszytach Naukowych Politechniki Rzeszowskiej
zjawiska *ghostwriting* i *guest authorship***

Aby przeciwdziałać nierzetelności w nauce (*ghostwriting*, *guest authorship*), redakcje Zeszytów Naukowych Politechniki Rzeszowskiej prowadzą odpowiednie procedury charakterystyczne dla reprezentowanych dziedzin nauki i na bieżąco wdrażają podane rozwiązania:

1. Redakcja wymaga podania wkładu poszczególnych autorów w powstanie artykułu (z podaniem ich afiliacji i informacji, kto jest autorem koncepcji, założeń, badań itd.); główną odpowiedzialność ponosi autor zgłaszający artykuł.
2. Redakcja wyjaśnia autorom pojęcia *ghostwriting* i *guest authorship*, które są przejawem nierzetelności naukowej, a wszelkie wykryte przypadki tego typu działań ze strony autorów będą demaskowane, włącznie z powiadomieniem odpowiednich podmiotów (instytucje zatrudniające autorów, towarzystwa naukowe itp.).
3. Redakcja uzyskuje informacje o źródłach finansowania publikacji, wkładzie instytucji naukowo-badawczych i innych podmiotów (*financial disclosure*).
4. Redakcja będzie dokumentować wszelkie przejawy nierzetelności naukowej, zwłaszcza łamanie zasad etyki obowiązujących w nauce.

Z *ghostwriting* mamy do czynienia wówczas, gdy ktoś wniósł istotny wkład w powstanie artykułu, lecz ani jego udział jako jednego z autorów nie został ujawniony, ani nie wymieniono go w podziękowaniach zamieszczonych w publikacji.

Z *guest authorship* mamy do czynienia wówczas, gdy udział autora jest znikomy lub w ogóle nie miał miejsca, a jego nazwisko jest podane jako autora lub współautora.

Review Sheet / Blankiet recenzji

Scientific Papers of RUT /Zeszyty Naukowe PRz

Title / Tytuł:

A Please respond to the following questions

Prosimy o odpowiedzi na następujące pytania

	Yes Tak	No Nie	See comments Zobacz uwagi
1. Is this a new and original contribution to the literature in this field? Czy jest to oryginalne opracowanie wśród publikacji z tego zakresu?	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>
2. Is the organization of the paper satisfactory? Czy układ opracowania jest zadowalający?	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>
3. Is the length of the paper appropriate to the content? Czy objętość opracowania jest adekwatna do jego treści?	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>
4. Is the language and presentation clear to readers familiar with the field? Czy język oraz sposób przedstawienia wyników jest jasny dla czytelnika?	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>
5. Do the notation and nomenclature used meet the standards determined in the area which the paper deals with? Czy oznaczenia oraz terminologia odpowiadają standardom z określonej dyscypliny nauki?	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>
6. Do the interpretation of the results and conclusions sound logical and justifiable in your opinion? Czy według Pani(a) opinii interpretacja wyników oraz wnioski są logiczne i uzasadnione?	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>
7. Does the abstract contain sufficient and useful information? Czy streszczenie zawiera wystarczające oraz użyteczne informacje?	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>
8. Does the title of the paper reflect sufficiently and clearly the content? Czy tytuł artykułu jest jasny i odpowiada jego treści?	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>
9. Are the illustrations and tables all necessary and acceptable? Czy rysunki i tabele są potrzebne oraz odpowiednie?	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>
10. Final recommendation (to publishing purpose): paper Wniosek końcowy (rekomendacja do celów wydawniczych): praca			
accepted przyjęta	accepted with minor changes przyjęta z małymi zmianami	accepted with major changes ¹ przyjęta z dużymi zmianami ¹	rejected ² odrzucona ²
<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>

verte

B Confidential/Poufne

Name and Surname/Imię i Nazwisko:

Address/Adres

.....
podpis / signature

¹ repeated review required / wymaga ponownej opinii Recenzenta

² write justification please / proszę uzasadnić

C List here your detailed comments to support the responses you gave above.
Szczegółowy komentarz do udzielonych powyżej odpowiedzi.

Instrukcja dla autorów artykułów naukowych publikowanych w Oficynie Wydawniczej Politechniki Rzeszowskiej

Dane podstawowe

1. Pole zadruku: 12,5 x 19 cm + 1 cm na numery stron
2. Marginesy: górny – 5,20 cm, dolny – 5,20 cm, lewy – 4,25 cm, prawy – 4,25 cm
3. Czcionka: Times New Roman 11 pkt
4. Edytor: Microsoft Word
5. Zapis tekstu: obustronnie wyjustowany, interlinia pojedyncza, wcięcie pierwszego wiersza 0,75 cm, nie należy zostawiać pustych wierszy między akapitami
6. Wszystkie kolumny artykułu powinny być w całości wypełnione; pierwsza strona nietypowa – zawiera nagłówek, nazwisko Autora (Autorów), tytuł artykułu, streszczenie i początek artykułu, kolejne strony zawierają dalszą część artykułu, w tym tabele (tablice), rysunki (ilustracje, fotografie, wykresy, schematy, mapy), literaturę i streszczenie
7. Należy wprowadzić automatyczne dzielenie wyrazów

Dane szczegółowe (układ artykułu)

1. Na pierwszej stronie (nieparzystej) należy umieścić nagłówek (do pobrania): 10 pkt, pismo grube
2. Na kolejnych stronach artykułu u góry należy umieścić paginę żywą: strona parzysta – numer strony do lewego marginesu, pismo podrzędne 10 pkt, inicjał imienia i nazwisko Autora (Autorów) do prawego marginesu, pismo podrzędne 10 pkt; strona nieparzysta – tytuł artykułu lub (w przypadku dłuższego tytułu) jego logiczny początek zakończony wielokropkiem, pismo podrzędne 10 pkt
3. W dalszym ciągu na pierwszej stronie należy umieścić pismem grubym (odstęp przed 42 pkt): imię (pismo podrzędne 10 pkt), nazwisko (wersaliki 10 pkt) Autora (Autorów)
4. Tytuł artykułu – wersaliki 15 pkt, pismo grube, do lewego marginesu (nie należy dzielić wyrazów w tytule), interlinia pojedyncza, odstęp przed 24 pkt, odstęp po 18 pkt
5. Streszczenie (w języku artykułu) – 200-250 słów, pismo podrzędne 9 pkt, wcięcie całości z lewej strony 2 cm, bez akapitu, interlinia pojedyncza, odstęp po 12 pkt
6. Słowa kluczowe – pismo podrzędne 9 pkt, bez akapitu, interlinia pojedyncza, odstęp po 24 pkt
7. Imię i nazwisko Autora do korespondencji oraz pozostałych Autorów, afiliacja, adresy pocztowe, numery telefonów, e-maile – na dole pierwszej strony, pod kreską, pismo podrzędne 9 pkt z odpowiednimi odnośnikami, odstęp przed 2 pkt
8. Śródtytuł 1. stopnia – pismo podrzędne 13 pkt, grube, do lewego marginesu, interlinia pojedyncza, odstęp przed 14 pkt, odstęp po 9 pkt
9. Tekst artykułu, a w nim tabele (tablice), materiał ilustracyjny, wzory oraz śródtytuły niższego stopnia
10. Śródtytuł 2. stopnia – pismo podrzędne 11,5 pkt, grube, do lewego marginesu, interlinia pojedyncza, odstęp przed 10 pkt, odstęp po 8 pkt

11. Śródtytuł 3. stopnia – pismo podrzędne 11 pkt, do lewego marginesu, interlinia pojedyncza, odstęp przed 8 pkt, odstęp po 6 pkt
12. Nagłówek Literatura – pismo podrzędne 11,5 pkt, grube, do lewego marginesu, odstęp przed 12 pkt, odstęp po 8 pkt
13. Spis literatury cytowanej – pismo podrzędne 10 pkt, interlinia pojedyncza, nie należy zostawiać pustych wierszy między pozycjami literatury, odstęp po 2 pkt
14. Tytuł artykułu w języku angielskim (lub polskim) – wersaliki 11 pkt, pismo grube, do lewego marginesu, interlinia pojedyncza, odstęp przed 20 pkt, odstęp po 12 pkt
15. Nagłówek Summary (lub Streszczenie) – pismo podrzędne 9 pkt, grube, odstępy między znakami rozstrzelone co 2 pkt, odstęp po 6 pkt
16. Streszczenie w języku angielskim (lub polskim) – 200-250 słów, pismo podrzędne 9 pkt, wcięcie pierwszego wiersza 0,75 cm, interlinia pojedyncza, odstęp po 12 pkt
17. Słowa kluczowe – pismo podrzędne 9 pkt, bez akapitu, interlinia pojedyncza
18. Numer identyfikacyjny DOI – pismo podrzędne 9 pkt, bez akapitu
19. Terminy przesłania artykułu do redakcji i przyjęcia do druku – pismo podrzędne 9 pkt, kursywa, bez akapitu, interlinia pojedyncza

Rozmieszczenie rysunków (ilustracji, fotografii, map, wykresów, schematów)

1. Materiał ilustracyjny należy umieszczać możliwie jak najbliżej miejsca jego powołania
2. Nie należy przekraczać pola zadruku (12,5 x 19 cm), w którym musi się zmieścić i materiał ilustracyjny, i podpis
3. Większe rysunki (i inny materiał ilustracyjny) wraz z podpisem powinny zajmować całe pole zadruku, mniejsze zaś należy przesunąć odpowiednio – do lewego marginesu (na stronach parzystych), do prawego marginesu (na stronach nieparzystych)
4. Podpis w dwóch językach: w języku artykułu i w języku angielskim, należy umieścić pod rysunkiem (i innym materiałem ilustracyjnym), w jego ramach, bez kropki na końcu (jeśli jest to materiał zapożyczony, należy podać źródło), pismo podrzędne 9 pkt
5. Odstęp między materiałem ilustracyjnym a podpisem – 9 pkt, interlinia pojedyncza, odstęp między podpisami 4 pkt, odstęp po 14 pkt
6. Opis słowny na rysunkach należy ograniczyć do minimum, zastępując go liczbami arabskimi, a objaśnienia przenieść do podpisu
7. Materiał ilustracyjny powinien mieć dobrą jakość, należy ujednoczyć formę i opisy w całym artykule (pismo podrzędne proste, od małej litery, maks. 9, min. 6 pkt w zależności od wielkości rysunku)
8. Materiał ilustracyjny należy ponumerować kolejno w ramach artykułu
9. Jeżeli w artykule występują różne rodzaje materiału ilustracyjnego, każdemu z nich należy nadać odrębną, ciągłą numerację

10. Materiał ilustracyjny należy przygotować w odcieniach czarno-szarych (do 20% czerni), ponieważ przy wydruku czarno-białym kolorowe rysunki są słabo lub całkowicie niereprodukowalne
11. Rysunki do druku kolorowego (za zgodą redaktora naczelnego czasopisma) należy przygotować w plikach .tif, .jpg

Roźmieszczenie tabel (tablic)

Tabela – zestawienie tekstów i liczb bądź samych liczb uszeregowanych w kolumny i wiersze

Tablica – zestawienie tekstów i liczb wzbogacone dodatkowo elementami graficznymi lub kolorystycznymi (niekiedy stanowią je tylko ilustracje)

1. Tabele (tablice) należy umieszczać możliwie jak najbliżej miejsca ich powołania
2. Nie należy przekraczać pola zadruku (12,5 x 19 cm)
3. Większe tabele (tablice) włącznie z tytułem zajmują całe pole zadruku, mniejsze zaś należy przesunąć odpowiednio – do lewego marginesu (na stronach parzystych), do prawego marginesu (na stronach nieparzystych)
4. Nad tabelą (tablicą) należy umieścić tytuł w dwóch językach: w języku artykułu i w języku angielskim. Tytuł rozpoczyna się całym słowem tabela (tablica)/table i umieszcza nad nią, w jej ramach, bez kropki na końcu; pismo podrzędne 9 pkt, interlinia pojedyncza; jeżeli tabela (tablica) jest zapożyczona, należy podać źródło
5. Odstęp przed tytułem tabeli (tablicy) 12 pkt, odstęp między tytułami 4 pkt, odstęp między tytułem a tabelą (tablicą) 8 pkt
6. Legenda po tabeli (tablicy) – odstęp od tabeli (tablicy) 6 pkt, interlinia pojedyncza, odstęp po 14 pkt
7. Teksty w główce tabeli (tablicy), tj. w górnej, wydzielonej części tabeli (tablicy), objaśniające treść kolumn zapisuje się pismem grubym, rozpoczynając od dużej litery, teksty w boczku tabeli, tj. w bocznej, wydzielonej części tabeli, objaśniające treść wierszy rozpoczyna się dużymi literami – teksty w pozostałych rubrykach składa się małymi literami
8. Tabele (tablice) należy numerować kolejno w ramach artykułu. W przypadku występowania i tabel, i tablic należy nadać im odrębną, ciągłą numerację
9. Jeżeli tabela (tablica) nie mieści się w jednym polu zadruku, można ją podzielić i przenieść na następną stronę czy strony – wówczas nad wszystkimi częściami tabeli (tablicy) należy powtórzyć jej numer i tytuł, ze skrótem (cd.)
12. Tabele (tablice) należy przygotować w odcieniach czarno-szarych (do 20% czerni), ponieważ przy wydruku czarno-białym kolorowe tabele (tablice) są słabo lub całkowicie niereprodukowalne
13. Tabele (tablice) do druku kolorowego (za zgodą redaktora naczelnego czasopisma) należy przygotować w plikach .tif, .jpg

Rozmieszczenie wzorów

1. Wzory należy umieszczać z lewej strony, z wcięciem 0,75 cm, pismo proste 11 pkt, wartości indeksów i potęg 7 pkt
2. Numery wzorów należy umieszczać w nawiasach okrągłych, wyrównując do prawego marginesu, pismo proste 11 pkt
3. Wzory powinny być opatrzone objaśnieniem występujących w nich elementów
4. Wzory, do których są odniesienia w tekście, należy numerować kolejno w ramach artykułu
5. Dłuższe wzory można dzielić na znakach relacji lub działania – znak, na którym się przenosi wzór, należy pozostawić na końcu pierwszego wiersza
6. Przed wzorem i po nim należy zachować odstęp 10 pkt

Rozmieszczenie spisu literatury

1. Spis literatury umieszcza się za treścią artykułu, w kolejności alfabetycznej nazwisk autorów
2. Powołania na literaturę należy zapisywać w tekście w nawiasie kwadratowym
3. W spisie literatury należy umieścić wyłącznie te publikacje, które są powoływane w tekście

PRZYKŁADY:

Książki

Lewandowski W.M.: Proekologiczne źródła energii odnawialnej, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 2002.

Czasopisma

Pietrucha K.: Analiza czasu odnowy i naprawy podsystemu dystrybucji wody dla miasta Rzeszowa, Instal, nr 10, 2008, s. 113-115.

Dokumenty elektroniczne

Zanotti G., Guerra C.: Is tensegrity a unifying concept of protein folds? FEBS Letters, vol. 534, no. 1-3, 2003, pp. 7-10, <http://www.sciencedirect.com> [dostęp: 8 czerwca 2011 r.].

Rozmieszczenie streszczenia

1. Po literaturze umieszcza się tytuł artykułu, nagłówek Summary i streszczenie w języku angielskim
2. Gdy artykuł jest w języku angielskim, na początku należy umieścić streszczenie w języku angielskim, a na końcu w języku polskim
3. Gdy artykuł jest w innym języku kongresowym, na początku należy umieścić streszczenie w języku artykułu, a na końcu w języku angielskim
4. Po streszczeniu umieszcza się słowa kluczowe w tym samym języku co streszczenie

Rozmieszczenie numeru identyfikacyjnego i informacji dodatkowych

1. Po słowach kluczowych należy umieścić numer identyfikacyjny DOI
2. Pod numerem identyfikacyjnym zamieszcza się terminy przesłania artykułu do redakcji i przyjęcia do druku

Inne uwagi

1. W artykule można stosować wyliczenia – elementy wyliczeń należy oznaczać w całym artykule w sposób jednolity, np. za pomocą cyfr arabskich z kropką lub małych liter z nawiasem
2. W artykule należy stosować ogólnie przyjęte skróty, ale zdanie nie może się zaczynać od skrótu – należy go wówczas rozwinąć lub przeredagować zdanie
3. W artykułach każdy cytat musi być opatrzony informacją bibliograficzną (w formie przypisu na dole strony lub odwołania do spisu literatury)
4. Przypisy (pismo podrzędne 9 pkt) należy zapisywać w sposób jednolity w całym artykule, opatrując je odnośnikami gwiazdkowymi (gdy jest ich niewiele) lub liczbowymi, przyjmując ciągłą numerację w całym artykule i umieszczając każdy przypis od nowego akapitu

PRZYKŁADY:

- ¹ M. Hereźniak, *Kreowanie marki narodowej – rola idei przewodniej na przykładzie projektu „Marka dla Polski”*, [w:] H. Szulce, M. Florek, *Marketing terytorialny – możliwości aplikacji, kierunki rozwoju*, Wydawnictwo Akademii Ekonomicznej w Poznaniu, Poznań 2005, s. 344-345.
 - ² L. Witek, *Wpływ ekologicznych funkcji opakowań na postawy rynkowe konsumentów*, *Opakowanie*, nr 5, 2006, s. 12-17.
 - ³ J. Strojny, *Zmiany gospodarcze i społeczne w integrującej się Europie*, *Zeszyty Naukowe Politechniki Rzeszowskiej*, nr 225, *Zarządzanie i Marketing*, z. 5, 2006, s. 45-50.
5. Nie należy pozostawiać na końcu wiersza tytułów znajdujących się przed nazwiskiem, inicjału imienia, spójników, cyfr arabskich i rzymskich
 6. Należy stosować wyłącznie legalne jednostki miar

Zachęcamy Autorów do zapoznania się z archiwum artykułów naukowych zawartych w Zeszytach Naukowych Politechniki Rzeszowskiej oraz do wykorzystania ich w bibliografii swojego artykułu.

Zeszyty Naukowe Politechniki Rzeszowskiej, Mechanika
RUTMech (p-ISSN 0209-2689), (e-ISSN 2300-5211)
Scientific Letters of Rzeszow University of Technology, Mechanics

KOMITET REDAKCYJNY

Dane kontaktowe do redakcji:

Redaktor naczelny

prof. dr hab. Bartłomiej WIERZBA
Politechnika Rzeszowska
Wydział Budowy Maszyn i Lotnictwa
Katedra Nauki o Materiałach
al. Powstańców Warszawy 8
35-959 Rzeszów
e-mail: bwierzba@prz.edu.pl
tel. +48 17 743 2374

Osoby do kontaktu/adresy e-mail do przesyłania artykułów:

Redaktorzy tematyczni - naukowci

dr hab. inż. Andrzej BURGHARDT, prof. PRz
Katedra Mechaniki Stosowanej i Robotyki
e-mail: andrzejb@prz.edu.pl
tel. +48 17 865 1905

dr hab. inż. Tomasz ROGALSKI, prof. PRz
Katedra Awioniki i Sterowania
e-mail: orakl@prz.edu.pl
tel. +48 17 865 1477

prof. dr hab. inż. Jarosław SĘP
Katedra Technologii Maszyn i Inżynierii Produkcji
e-mail: jsztmiop@prz.edu.pl
tel. +48 17 865 1512

Redaktor statystyczny

prof. dr hab. inż. Paweł PAWLUS
e-mail: ppawlus@prz.edu.pl
tel. +48 17 854 1183

Sekretarz redakcji

dr hab. inż. Tomasz TRZEPIECIŃSKI, prof. PRz
e-mail: tomtrz@prz.edu.pl
tel. +48 17 865 1714

Członkowie

dr hab. inż. Tadeusz BALAWENDER, prof. PRz
e-mail: tbalaw@prz.edu.pl
tel. +48 17 865 1667

dr hab. inż. Piotr STRZELCZYK, prof. PRz
e-mail: piotstrz@prz.edu.pl
tel. +48 17 865 1608

Adres pocztowy i afiliacja Komitetu Redakcyjnego

Politechnika Rzeszowska
Wydział Budowy Maszyn i Lotnictwa
al. Powstańców Warszawy 8
35-959 Rzeszów, Polska

Informacje dla autorów
<https://oficyna.prz.edu.pl/zeszyty-naukowe/mechanika>

Dane kontaktowe do wydawcy:

Kierownik Oficyny Wydawniczej
mgr Anna JANICKA
Politechnika Rzeszowska
Powstańców Warszawy 12
35-959 Rzeszów
e-mail: annaj@prz.edu.pl
tel. +48 17 865 1195

DOCUMENT
CREATED
WITH



PDF
COMBINER

PDF Combiner is a free application that you can use to combine multiple PDF documents into one.

Three simple steps are needed to merge several PDF documents. First, we must add files to the program. This can be done using the Add files button or by dragging files to the list via the Drag and Drop mechanism. Then you need to adjust the order of files if list order is not suitable. The last step is joining files. To do this, click button Combine PDFs.

Main features:

secure PDF merging - everything is done on your computer and documents are not sent anywhere

simplicity - you need to follow three steps to merge documents

possibility to rearrange document - change the order of merged documents and page selection

reliability - application is not modifying a content of merged documents.

Visit the homepage to download the application:

www.jankowskimichal.pl/pdf-combiner

To remove this page from your document, please donate a project.