

# Ocena wpływu makro i mikronaprężeń na powstawanie i rozwój pęknięć w staliwie austenitycznym podczas zmęczenia cieplnego. II. Mikronaprężenia

J. Tuleja

Instytut Inżynierii Transportu, Akademia Morska, Wały Chrobrego 1-2, 70-500 Szczecin, Polska  
Kontakt korespondencyjny: e-mail: j.tuleja@am.szczecin.pl

Otrzymano 20.05.2010; zaakceptowano do druku 05.06.2010

## Streszczenie

W pracy oceniono wpływ mikronaprężeń na pękanie elementów oprzyrządowania technologicznego eksploatowanych w piecach do nawęglania. Doświadczalnie oceniono możliwość wystąpienia przemiany fazowej w warunkach oddziaływania podwyższonej i zmiennej temperatury w staliwie austenitycznym typu Fe-Ni-Cr-C. Numerycznie, metodą elementów skończonych, wyznaczono naprężenia strukturalne  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$ , powstające wskutek różnic, głównie w wartościach współczynników rozszerzalności cieplnej węglików i austenitu, w modelu węgla częściowo osłoniętego austenityczną osnową, podczas jego gwałtownego chłodzenia. Dla przyjętego modelu węgla, stosując hipotezę niezmienników Burzyńskiego określono obszar, w którym węgiel ulegnie uszkodzeniu. Wykazano, że naprężenia strukturalne wynikające z różnic we właściwościach fizycznych faz są bezpośrednią przyczyną pęknięcia badanych elementów.

**Słowa kluczowe:** Obróbka cieplna; Mikronaprężenia; Staliwo austenityczne; Pękanie

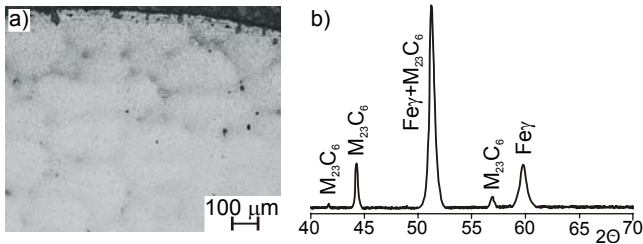
## 1. Wprowadzenie

Jako możliwe źródło naprężeń prowadzących do pęknięcia elementów oprzyrządowania technologicznego pieców do nawęglania wskazuje się mikronaprężenia [1÷4]. Przyczyną ich powstawania mogą być przemiany fazowe i/lub różnice we właściwościach fizycznych faz występujących w strukturze materiału, zwłaszcza w wartościach współczynników rozszerzalności cieplnej, bądź ich anizotropii [5÷7]. W pracy podjęto próbę kompleksowej analizy mikronaprężeń występujących w elementach oprzyrządowania technologicznego, w celu opracowania mechanizmu ich pęknięcia, co będzie przedmiotem odrębnej publikacji.

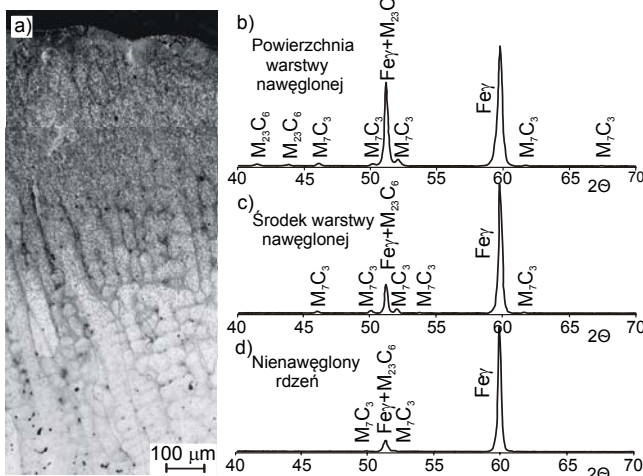
## 2. Badany materiał

Badanym materiałem było staliwo austenityczne typu Fe-Ni-Cr-C powszechnie stosowane na elementy oprzyrządowania technologicznego pieców do nawęglania o następującym składzie chemicznym (% mas.) [1]: C = 0.19%, Mn = 0.36%, Si = 1.35%, Cr = 16.10%, Ni = 37.05%. Przykładowe mikrostruktury badanego staliwa w stanie nienawęglonym (wyżarzone) i nawęglonym, których sposób przygotowania opisano w pracy [1] przedstawiono na rys. 1a i 2a. Identyfikację występujących w nich składników fazowych, przeprowadzoną metodą dyfrakcji rentgenowskiej na dyfraktometrze Philips PW1710 przy zastosowaniu lampy Co,

napięciu 30 kV, prądzie 40 mA, w zakresie kątowym  $2\Theta$  od  $20\div 120^\circ$  przedstawiono na rys. 1b i 2b.



Rys. 1. Staliwo austenityczne w stanie nienawęglonym (wyżarzonym): a) przykładowa mikrostruktura, b) wyniki rentgenowskiej analizy fazowej



Rys. 2. Staliwo austenityczne w stanie nawęglonym: a) przykładowa mikrostruktura warstwy nawęglonej po 340 h nawęglania w temperaturze 890°C, b), c), d) wyniki rentgenowskiej analizy fazowej w kolejnych przekrojach warstwy nawęglonej

W strukturze tego materiału zarówno w stanie nienawęglonym jak i nawęglonym występują następujące fazy - austenit oraz rozlokowane w nim węgliki. W stopie nienawęglonym są to węgliki tylko typu  $M_{23}C_6$ , natomiast w nawęglonym  $M_{23}C_6$  oraz  $M_7C_3$ .

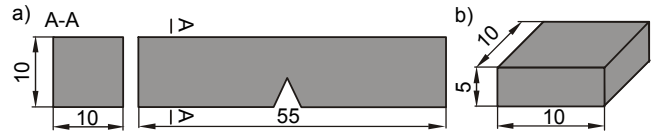
Wyniki badań są zgodne z wynikami uzyskanymi przez innych badaczy [1, 8÷12].

### 3. Mikronapężenia wywołane przemianami fazowymi

Wpływ mikronaprzeżeń wywołanych przemianą fazową na pękanie elementów wykonanych z badanego staliwa austenitycznego oceniono, porównując jego skład fazowy przed i po chłodzeniu w dwóch czynnikach chłodzących – wodzie i oleju.

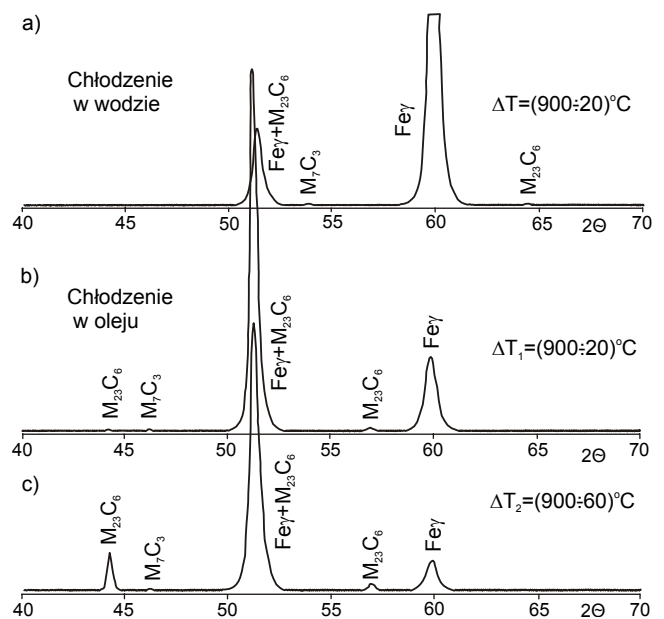
Do badań wykorzystano próbki o wymiarach 10x10x15 mm, wycięte z próbek udarnościowych wykorzystanych w pracy [1]. Próbki oraz sposób ich wycięcia przedstawiono na rys. 3. Tak przygotowane próbki poddano procesowi zmęczenia cieplnego. Cykl cieplny polegał na ich nagrzewaniu w piecu

elektrycznym do temperatury  $T_0 = 900^\circ C \pm 5^\circ C$ , wygrzewaniu w tej temperaturze przez 10 minut, a następnie ich chłodzeniu w wodzie o temperaturze  $T_{czw} = 20^\circ C$  i w oleju o temperaturach odpowiednio  $T_{czo1} = 20^\circ C$  oraz  $T_{czo2} = 60^\circ C$ . Zakresy zmian temperatury przyjęto, jako odpowiadające rzeczywistym warunkom prowadzenia procesu hartowania po nawęglaniu.



Rys. 3. Próbka do badań: a) schemat wycięcia, b) wymiary próbki

Identyfikację składników fazowych po zmęczeniu cieplnym dokonano metodą dyfrakcji rentgenowskiej w sposób przedstawiony w punkcie 2, a uzyskane wyniki przedstawiono na rys. 4.



Rys. 4. Porównanie wyników rentgenowskiej analizy składu fazowego badanego staliwa austenitycznego przed i po chłodzeniu z temperatury  $T_0 = 900^\circ C$ : a) w wodzie  $T_{czw} = 20^\circ C$ , b) w oleju  $T_{czo1} = 20^\circ C$ , c) w oleju  $T_{czo2} = 60^\circ C$

Zmęczenie cieplne nie prowadzi do zmian składu fazowego badanego staliwa - w jego strukturze niezależnie od szybkości chłodzenia (woda, olej) nadal obecne są fazy - austenit oraz węgliki.

Obserwowane zmiany składu fazowego badanego staliwa ograniczają się tylko do zmiany udziałów węglików. Dotyczy to zarówno procesu nawęglania (rys. 2b, 2c, 2d) jak i zmęczenia cieplnego (rys. 4a, 4b, 4c). Z porównania objętości właściwej węglików różnego typu oraz austenitu (tablica 1) wynika, że niezależnie od typu węglików ich objętość właściwa jest większa od objętości właściwej austenitu, stąd w wydzielających się węglkach naprężenia będą ściskające – tablica 1 [1, 13].

Tablica 1

Objętość właściwa faz występujących w staliwie austenitycznym typu Fe-Ni-Cr-C [1, 13]

Faza	Objętość właściwa, $V_c$ [cm <sup>3</sup> /g]
austenit $\gamma$	0.1264-0.1288
węglik $M_{23}C_6$	0.1431
węglik $M_7C_3$	0.1445
węglik $M_3C_2$	0.1497

Pozwala to założyć, że procesy wydzieleniowe węglików można wykluczyć jako źródło naprężeń prowadzących do pęknięcia badanych elementów. Tak przyjęte założenie potwierdzają badania przeprowadzone na próbkach staliwa w stanie nawęglonym metodą proszkową i wywarzonych w takiej samej temperaturze i czasie, w których pomimo zachodzących procesów wydzielenia węglików nie stwierdzono obecności pęknięć [1].

W elementach wykonanych z badanego staliwa austenitycznego podczas ich chłodzenia nie będą występowały naprężenia, których źródłem są przemiany fazowe. Potwierdzają to również inne prace [14, 15].

#### 4. Mikronaprężenia wywołane różnicami we właściwościach fizycznych współczynników rozszerzalności cieplnej węglików i austenitu w warunkach ich gwałtownego chłodzenia

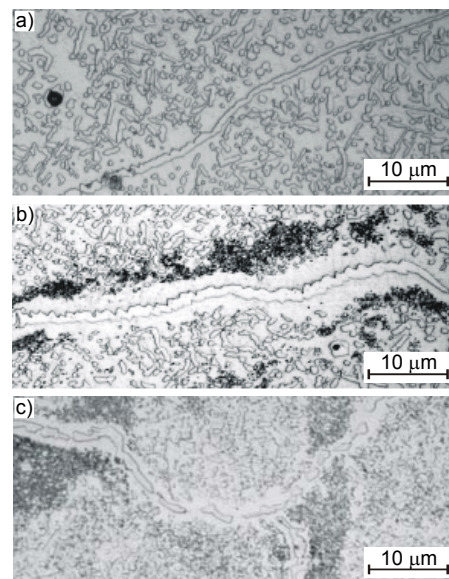
##### 4.1. Model mikrostruktury staliwa austenitycznego

Model mikrostruktury badanego staliwa austenitycznego opracowano na podstawie analiz metalograficznych tego materiału w stanie nienawęglonym (wywarzonym), nawęglonym w różnym czasie w temperaturze 890 i 920°C metodą proszkową w proszku o składzie: BaCO<sub>3</sub> – 11%, Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> – 4%, węgiel drzewny – 85% [1] oraz zmęczonym cieplnie. Przykładową mikrostrukturę warstwy nawęglonej po 340 h nawęglania w temperaturze 890°C przedstawiono na rys. 5.

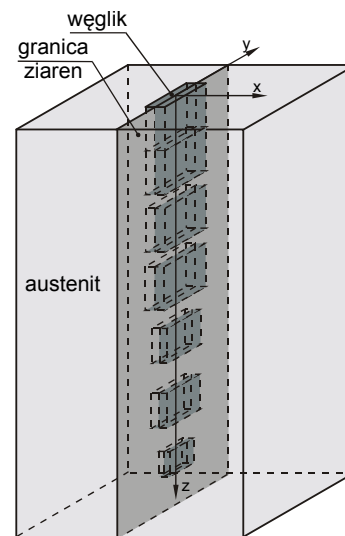
Wszystkie pęknięcia w męczonych cieplnie elementach wykonanych ze staliwa austenitycznego typu Fe-Ni-Cr-C przebiegają po granicach ziaren [1, 8, 16]. Z przeprowadzonych obserwacji wynika, że węgliki zlokalizowane w tym obszarze, niezależnie od tego, czy dotyczy to stopu nienawęglonego (wywarzonego), nawęglonego czy też zmęczonego cieplnie są większe i masywniejsze oraz tworzą najczęściej ciągłą siatkę. Kształtem są one zbliżone do prostopadłościennych płytek, których dwa wymiary znacznie przewyższają wymiar trzeci (rys. 5a, 5b). Wydzielenia wewnątrz ziaren, z reguły są mniejsze, a ich kształt jest bardziej zróżnicowany – kulisty, elipsoidalny, walcowy, prostopadłościenny i leżą zwykle w pewnym oddaleniu od węglików zlokalizowanych na granicy ziaren – rys. 5b.

Na podstawie przeprowadzonych analiz metalograficznych przyjęto model obliczeniowy granicy ziarna, który przedstawiono na rys. 6. Węglik zlokalizowany w obszarze przypowierzchniowym

ma jedną powierzchnię nieosłoniętą austenityczną osnową. W dotychczasowych pracach wykazano, że tylko w takich węglkach mogą występować naprężenia rozciągające  $\sigma_x$ ,  $\sigma_{red}$ , które są wskazywane jako możliwa przyczyna ich niszczenia [1÷4, 16, 17].



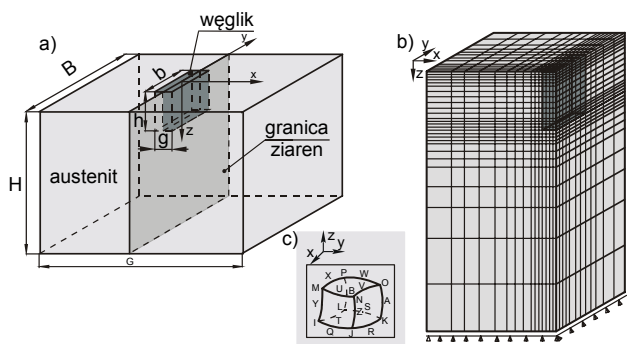
Rys. 5. Mikrostruktura warstwy nawęglonej w staliwie austenitycznym: a), b) obszar przypowierzchniowy warstwy nawęglonej, c) nienawęglony rdzeń



Rys. 6. Model obliczeniowy granicy ziarna

##### 4.2. Rozkłady naprężeń $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ w węgluku

Wpływ mikronaprężeń wywołanych różnicami w wartościach fizycznych faz występujących w strukturze badanego staliwa oceniono wyznaczając numerycznie, metodą elementów skończonych rozkłady naprężeń  $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$  w węgluku częściowo osłoniętym austenityczną osnową, przedstawionym na rys. 7.



Rys. 7. Węglik częściowo osłonięty austenityczną osnową:

a) model obliczeniowy, b) model dyskretny, c) zastosowane elementy skończone

W przedstawionym przykładzie obliczeniowym założono, że węglik typu  $M_7C_3$  w kształcie prostokątnej płytki o wymiarach:  $g = 4 \mu\text{m}$ ,  $h = 12 \mu\text{m}$ ,  $b = 18 \mu\text{m}$  znajduje się w austenitycznej osnowie o wymiarach:  $G = 120 \mu\text{m}$ ,  $H = 120 \mu\text{m}$ ,  $B = 120 \mu\text{m}$  – rys. 7a. Wymiary węglika przyjęto na podstawie ilościowych analiz metalograficznych próbek wykonanych z badanego staliwa po różnym czasie nawęglania (20-340 h) w temperaturze  $890^\circ\text{C}$  [1]. Do obliczeń przeprowadzonych metodą elementów skończonych dokonano dyskretyzacji przyjętego modelu węglika i austenitycznej osnowy, a podziału dokonano stosując strukturalne elementy 20-węzłowe – rys. 7c. Uzyskany model dyskretny przedstawiono na rys. 7b.

Założono, że węglik jest materiałem sprężystym w całym zakresie zmian temperatury, zaś austenit sprężysto-plastycznym z umocnieniem liniowym. W czasie chłodzenia temperatura ulega gwałtownemu obniżeniu z  $T_0 = 700^\circ\text{C}$  do temperatury  $T_{cz} = 20^\circ\text{C}$ , a jej zmiany zachodzą równocześnie w całej objętości modelu.

Do obliczeń przyjęto granicę plastyczności austenitu  $R_{0.2} = 208 \text{ N/mm}^2$  oraz moduł jego umocnienia  $E_c = 4.09 \cdot 10^3 \text{ N/mm}^2$  [1]. Wartości pozostałych stałych materiałowych faz występujących w modelu obliczeniowym zestawiono w tabelicy 2 [1].

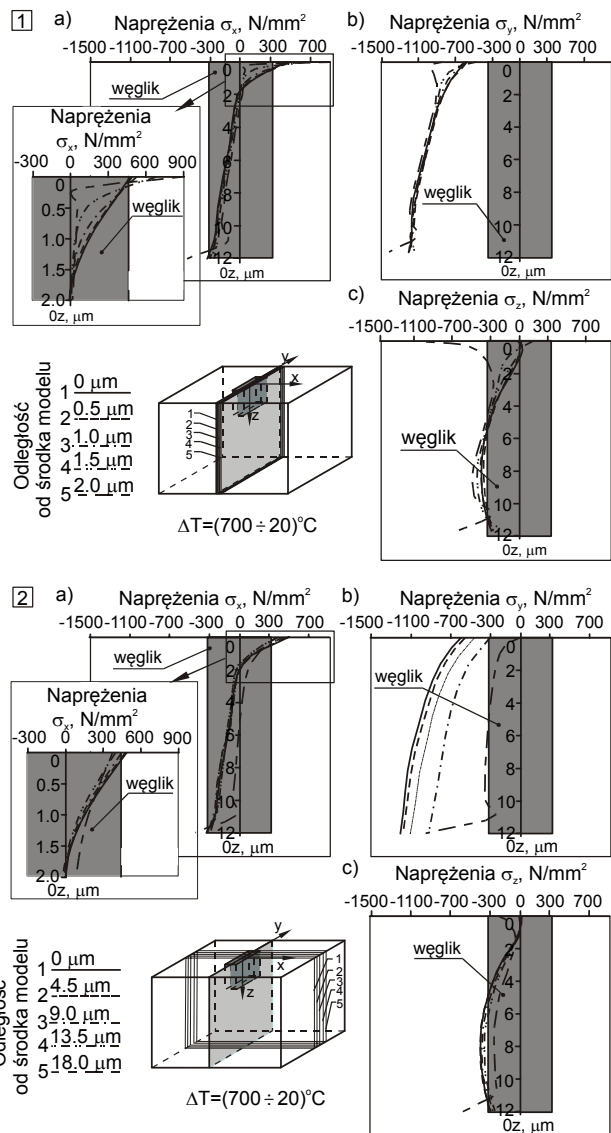
Tabela 2.

Stałe materiałowe [1]

Faza	$E \cdot 10^3$ , $\text{N/mm}^2$	$\nu$ ,	$\alpha \cdot 10^{-6}$ , $\text{K}^{-1}$	$R_{p0.2}$ , $\text{N/mm}^2$	$E_c \cdot 10^3$ , $\text{N/mm}^2$
Węglik $M_7C_3$	2.94	0.372	11.81	-	-
Austenit	1.73	0.253	17.73	208	4.09

W pracy przedstawiono rozkłady naprężeń  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$  tylko w węgliku. Ograniczenie to przyjęto na podstawie przeprowadzonych analiz metalograficznych nawęglonych i zmęczonych cieplnie żeber wykonanych z badanego staliwa, z których wynikało, że pęknięcia w takich elementach przebiegają tylko przez węgliki [16].

Rozkłady naprężeń  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$  w węgliku określone w trzech wzajemnie prostopadłych kierunkach, wzdłuż pionowej osi  $Oz$ , w dwóch płaszczyznach –  $xz$  i  $yz$ , w różnej odległości od środka modelu obliczeniowego, przedstawiono na rys. 8.



Rys. 8. Rozkłady naprężeń  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$  w węgliku w różnych odległościach od jego środka: 1a, b, c) płaszczyzna  $xz$ , 2a, b, c) płaszczyzna  $yz$

Wyznaczone rozkłady naprężeń  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$  w węgliku w obu rozpatrywanych płaszczyznach są zbliżone. Różne są tylko wartości tych naprężeń - wyższe są w płaszczyźnie  $xz$ . Wynika to z proporcji wymiarów przyjętego modelu węglika, którego szerokość  $g$  w płaszczyźnie  $xz$  jest dziewięciokrotnie niższa od długości  $b$  w płaszczyźnie  $yz$ , co jednocześnie odpowiada proporcjom wymiarów rzeczywistych węglików zlokalizowanych na granicach ziaren. Poza obszarem przypowierzchniowym analizowanego węglika wszystkie naprężenia  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$  są ujemne, a ich wartość nie przekracza średniej wytrzymałości takich węglików na ściskanie ( $R_c$ ) [13, 18÷22].

W obszarze przypowierzchniowym węglika stan naprężeń jest inny, jedno z naprężeń -  $\sigma_x$  jest dodatnie do głębokości  $1.8 \mu\text{m}$ , przy czym do około  $0.6 \mu\text{m}$  jego wartość przekracza średnią



wytrzymałość takich węglików na rozciąganie ( $R_m$ ) [13, 18÷22]. Pozwala to sądzić, że węgiel będzie ulegał rozrywaniu wzdłuż osi  $Ox$ . Jednak na podstawie analizy tylko tego jednego naprężenia nie można wnioskować o możliwości zniszczenia tej fazy.

### 4.3. Rozkłady naprężeń $\sigma_{red}$ w węgliku

W złożonym stanie naprężeń obszar, w którym węgiel ulegnie zniszczeniu można określić oceniając wyężenie tej fazy poprzez obliczenie naprężenia zredukowanego  $\sigma_{red}$  i porównanie go z naprężeniem dopuszczalnym przy jednoosiowym rozciąganiu ( $R_m$ ) lub ścisaniu ( $R_c$ ). W dotychczasowych pracach wyężenie węglików częściowo osłoniętych austenityczną osnową oceniano tylko w wybranych obszarach: w ich osi w jednym punkcie –  $0.04 \mu m$  pod powierzchnią węglika [1], w obszarze, w którym naprężenia  $\sigma_x$  przyjmowały wartość dodatnią [2] oraz wzdłuż jednej z osi przyjętych modeli obliczeniowych [17]. W żadnej z dotychczasowych prac nie przeprowadzono oceny wyężenia takich węglików w całej ich objętości i tym samym nie wykluczono możliwości zniszczenia tej fazy w innym obszarze niż przypowierzchniowy.

Do oceny wyężenia przyjętego modelu węglika wykorzystano hipotezę Burzyńskiego, którą wybrano na podstawie analizy warunków zniszczenia przeprowadzonej w pracy [17].

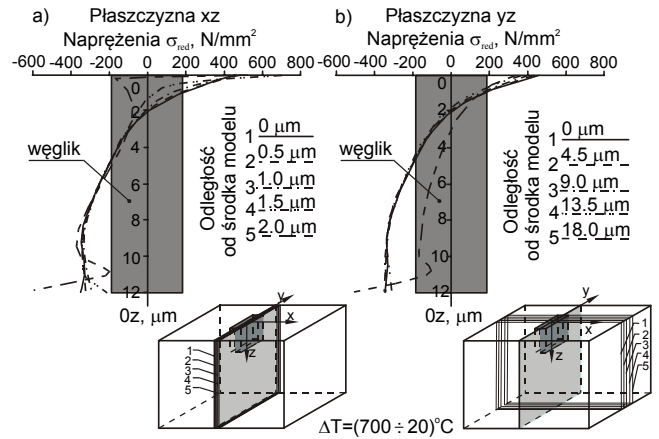
Naprężenia zredukowane  $\sigma_{red}$  będące miarą wyężenia materiału  $W$  na podstawie naprężeń  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$ , według przyjętej hipotezy wyznaczono z zależności [23, 24]:

$$\sigma_{red} = \frac{z+1}{2z} \sqrt{\sigma_x^2 + \sigma_y^2 + \sigma_z^2 - \sigma_x \sigma_y - \sigma_x \sigma_z - \sigma_y \sigma_z + 3(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2)} + \frac{z-1}{2z} (\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z) \quad (1)$$

gdzie:  $z = \frac{R_c}{R_m}$

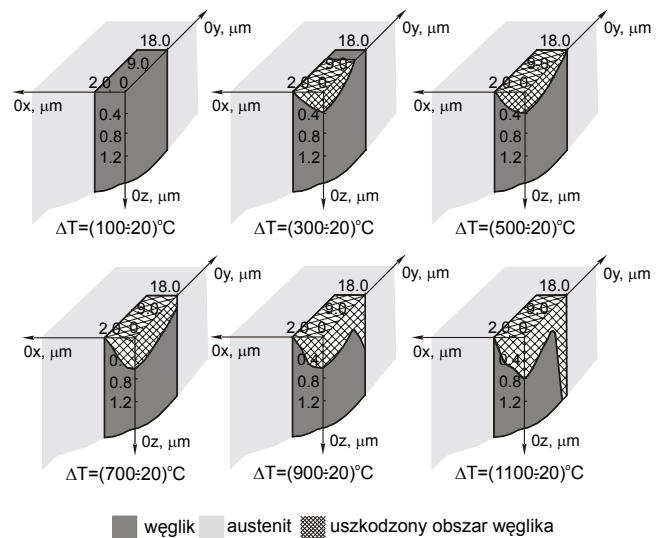
Rozkłady naprężeń  $\sigma_{red}$  w węgliku określone w trzech wzajemnie prostopadłych kierunkach, wzdłuż pionowej osi  $Oz$ , w dwóch płaszczyznach –  $xz$  i  $yz$ , w różnej odległości od środka modelu obliczeniowego, przedstawiono na rys. 9.

W obu płaszczyznach naprężenia zredukowane  $\sigma_{red}$  w węgliku w obszarze przypowierzchniowym do jego głębokości  $1.8 \mu m$  są dodatnie, przy czym do ok.  $0.6 \mu m$  ich wartość przekracza średnią wytrzymałość takich węglików na rozciąganie ( $R_m$ ), co wskazuje na niszczenie takiego węglika w obszarze przypowierzchniowym. W pozostałym obszarze, w którym węgiel jest ściskany, wartość tych naprężeń nie przekracza jego średniej wytrzymałości na ścisanie ( $R_c$ ), stąd w tym obszarze nie ulegnie on zniszczeniu. Z przeprowadzonych obliczeń wynika, że przyczyną powstawania pęknięć w elementach wykonanych z badanego staliwa austenitycznego eksploatowanych w warunkach nawęglania i zmęczenia cieplnego są naprężenia strukturalne wynikające z różnic, głównie w wartościach współczynników rozszerzalności cieplnej węglików i austenitycznej osnowy.



Rys. 9. Rozkłady naprężeń  $\sigma_{red}$ , w węgliku w różnych odległościach od jego środka: a) płaszczyzna  $xz$ , b) płaszczyzna  $yz$

Na podstawie wyznaczonych wartości naprężeń zredukowanych  $\sigma_{red}$  określono obszar, w którym węgiel zostanie zniszczony dla rozpatrywanego przypadku ( $\Delta T = (700 \pm 20)^\circ C$  oraz dodatkowo oceniono wpływ temperatury  $T_{0n}$  ( $\Delta T = (T_{0n} \pm 20)^\circ C$ ) na zasięg tego obszaru – rys. 10.



Rys. 10. Zasięg zniszczonego obszaru w węgliku w zależności od temperatury początkowej  $T_{0n}$  podczas chłodzenia czynnikiem o temperaturze  $T_{cz} = 20^\circ C$  ( $\Delta T = (T_{0n} \pm 20)^\circ C$ )

Z przeprowadzonych obliczeń wynika, że węgiel ulegnie zniszczeniu w warunkach gwałtownego chłodzenia niezależnie od różnicy temperatur  $\Delta T$ , której wzrost prowadzi tylko do zwiększania się uszkodzonego obszaru węglika.

## 5. Podsumowanie i wnioski

Pęknięcie w warunkach gwałtownego chłodzenia w elementach wykonanych ze staliwa austenitycznego jest procesem

nieuniknionym. Bezpośrednią przyczyną powstawania i rozwoju pęknięć w takich elementach są naprężenia strukturalne wynikające z różnic w wartościach współczynników rozszerzalności cieplnej węglików i austenitycznej osnowy.

Badania doświadczalne własne oraz innych autorów [14÷16] wykluczają powstanie w badanym materiale naprężeń prowadzących do jego pęknięcia, wynikających z obecności przemian fazowych oraz procesów wydzieleniowych węglików w warunkach oddziaływania podwyższonych i zmiennych temperatur.

Jednocześnie jako źródło naprężeń prowadzących do powstawania i rozwoju pęknięć w warunkach zmęczenia cieplnego można wskazać, różnice w wartościach stałych materiałowych faz występujących w badanym materiale.

Z porównania wartości współczynników rozszerzalności cieplnej innych węglików [8, 20÷22] mogących występować w staliwie austenitycznym typu Fe-Ni-Cr-C wynika, że ich niszczenie w analizowanych w pracy warunkach będzie zachodziło w podobny sposób [4].

## Literatura

- [1] Gutowski P.: Badanie przyczyn pęknięcia palet używanych w piecach do nawęglania, Praca doktorska PS, Szczecin (1989).
- [2] Gutowski P., J. Tuleja: Wytężeniowa analiza rozwoju pęknięć w stabilnym staliwie austenitycznym podczas nagłych zmian temperatury, ATMiA, 25 (2006) 25-37.
- [3] Tuleja J., Gutowski P., Leus M.: Rozwój naprężeń strukturalnych w staliwie LH17N36S w wyniku nawęglania i nagłych zmian temperatury, Archives of Foundry vol. 6, Nr 22 (2006) 590-597.
- [4] Tuleja J.: Fracture formation in austenitic cast steel during thermal fatigue, Archives of Foundry Engineering, vol. 8, Nr 1 (2008) 139-142.
- [5] Orłowski Z. i in.: Naprężenia cieplne, PWN, Warszawa (1982).
- [6] Weroński A.: Zmęczenie cieplne metali, WNT, Warszawa (1983).
- [7] Żuchowski R.: Analiza procesu zniszczenia podczas zmęczenia cieplnego metali, Prace Naukowe PW, Wrocław (1986).
- [8] Piekarski B.: Odlewy ze staliwa austenitycznego w budowie pieców do nawęglania. Prace Naukowe PS Nr 573, Szczecin (2003).
- [9] Mrowiec S., Weber T.: Nowoczesne materiały żaroodporne, WNT, Warszawa (1982).
- [10] Padilha A.F., Rios P.R.: Decomposition of austenitic stainless steels, ISIJ International, 42 (2002) 325-337.
- [11] Sourmail T.: Precipitation in creep resistant austenitic stainless steel, Mat. Science and Technology, 17 (2002) 1-14.
- [12] Ul-Hamid A., Tawancy H.M. i in.: Carburisation of Fe-Ni-Cr alloys at high temperatures, Materials Science 24 2/1 (2006) 319-331.
- [13] Union Carbide Corporation, ME December (1986) 189.
- [14] Kubicki J., Christodoulu P.: Stabilność austenitu w staliwach chromowo-niklowych w warunkach nawęglania i wstrząsów cieplnych. Materiały IX Symp. Nauk. z okazji Dnia Odlewnika, ITiMO AGH, Kraków (1983) 93-99.
- [15] Barcik J.: Procesy wydzielenia fazy sigma w chromowo-niklowych stalach austenitycznych. Prace Naukowe UŚ nr 340, Katowice (1979).
- [16] Tuleja J.: Powstawanie i rozwój pęknięć w staliwie austenitycznym w warunkach zmęczenia cieplnego, Akademia Morska, Szczecin (2009), praca nie publikowana.
- [17] Tuleja J.: Analysis of effort of carbides and austenite in austenitic cast steel cooled violently, Archives of Foundry vol. 10, Nr 1 (2010) 205-210.
- [18] Xiao B., Xing J.D., Feng J.: Theoretical study on the stability and mechanical property of Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Physica B 403 (2008) 2273-2281.
- [19] Music D., Kreissing U., Mertens R.: Electronic structure and mechanical properties of Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, Physics Letters A 326 (2004) 473-476.
- [20] www.matweb.com, www.memnet.org
- [21] Bauccio M.: ASM Engineered Materials Reference Book, ASM International, Materials Park, OH (1994).
- [22] Linde D.R.: CRC Handbook of Chemistry and Physics, Ed. 80<sup>th</sup> Edition, CRC Press, Boca Raton, FL (1999).
- [23] Dyląg Z. i in.: Wytrzymałość materiałów, PWN, Warszawa (1996).
- [24] Niezgodziński T.: Elastooptyka i metoda elementów skończonych w mechanice pęknięcia. Monografie PŁ, Łódź (2007).

## Evaluation of the effect of macro and microstresses on the formation and development of fractures in austenitic cast steel during thermal fatigue. II. Microstresses

### Abstract

In the study, the effect of microstresses on the cracking of techno-logical instrumentation elements used in carburising furnaces was evaluated. A possibility of the appearance of phase transition in austenitic cast steel of the Fe-Ni-Cr-C type under raised and variable temperature effect conditions was evaluated experimentally. Structural stresses –  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  and  $\sigma_z$  - developing due to differences, for the most part, in carbide and austenite thermal expansion coefficient values were determined numerically with the finite element method in the carbide model partially surrounded by the austenitic matrix during its rapid cooling. For the adopted carbide model, the area where the carbide will be damaged was determined using the Burzyński's hypothesis of invariants. It was shown that microstresses resulting from differences in the physical properties of phases are a direct cause of cracking of the examined elements.