POLITECHNIKA KRAKOWSKA

im. Tadeusza Kościuszki Wydział Inżynierii Lądowej

mgr inż. PAULINA ZAJDEL

PO-POŻAROWA DEGRADACJA WYBRANYCH STALI STOSOWANYCH W BUDOWNICTWIE W ŚWIETLE WYNIKÓW EKSPERYMENTALNYCH UZYSKANYCH W ZINSTRUMENTALIZOWANEJ PRÓBIE UDARNOŚCI CHARPY'EGO

Praca doktorska

Promotor: prof. dr hab. inż. MARIUSZ MAŚLAK

Kraków 2023r.

Składam serdeczne podziękowania prof. dr hab. inż. Mariuszowi Maślakowi, za opiekę naukową, cenne uwagi merytoryczne, nieocenione wsparcie i możliwość rozwoju. Chciałabym także podziękować mgr inż. Markowi Stankiewiczowi oraz dr inż. Krzysztofowi Pańcikiewiczowi za inspirację, dzielenie się wiedzą i naukowym doświadczeniem, a także wsparcie merytoryczne w zrealizowanych badaniach.

SPIS TREŚCI

	Wykaz oznaczeń i symboli	7
1	Właściwości stali w temperaturze pożarowej	13
1.	1.1. Normowe miary redukcji właściwości mechanicznych stali w warunka	ach
	nożaru.	.13
	1.2. Zmiany właściwości mechanicznych konstrukcyjnej stali weglowej jako sku	tek
	oddziaływania pożaru	.13
	1.3. Zmiany właściwości mechanicznych w warunkach pożaru odniesione do st	tali
	nierdzewnych	16
	1.4. Zmiany właściwości mechanicznych stali wysokich wytrzymałości w przypad	lku
	ich ekspozycji na temperaturę pożarową	.18
	1.5. Czynniki mechaniczne warunkujące wytrzymałość stali eksponowa	nej
	na temperaturę pożarową	.20
	1.6. Wpływ pierwiastków stopowych na właściwości stali specyfikowa	ane
	w temperaturze pożarowej	.21
	1.6.1. Pierwiastki stopowe i ich rola	.21
	1.6.2. Azot i węgiel	.23
	1.6.3. Chrom i molibden	.23
	1.6.4. Mangan	.24
	1.6.5. Niob	.24
	1.6.6. Wanad	.24
	1.6.7. Krzem	.25
	160 Vahalt	25
	1.0.8. Kobalt	.25
2.	Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa	ine
2.	Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	.25 ine .26
2.	Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	.23 ine .26
2.	Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze 2.1. Zależność od szybkości nagrzewania. 2.2. Znaczenie sposobu i szybkości chłodzenia rozgrzanej stali.	.23 ine .26 .26 .28
2.	Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze 2.1. Zależność od szybkości nagrzewania. 2.2. Znaczenie sposobu i szybkości chłodzenia rozgrzanej stali. 2.3. Zmiany po-pożarowe identyfikowane przy powierzchni stali.	.23 ine .26 .26 .28 .33
2. 3.	Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze 2.1. Zależność od szybkości nagrzewania. 2.2. Znaczenie sposobu i szybkości chłodzenia rozgrzanej stali. 2.3. Zmiany po-pożarowe identyfikowane przy powierzchni stali. Zmiany właściwości mechanicznych stali konstrukcyjnych specyfikowa	.26 .26 .28 .33
 2. 3. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	.26 .26 .28 .33 ine .36
 2. 3. 4. 	Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze 2.1. Zależność od szybkości nagrzewania. 2.2. Znaczenie sposobu i szybkości chłodzenia rozgrzanej stali. 2.3. Zmiany po-pożarowe identyfikowane przy powierzchni stali. Zmiany właściwości mechanicznych stali konstrukcyjnych specyfikowa po pożarze Kruche pękanie stali w warunkach po-pożarowych	.26 .26 .28 .33 .33 .10e .36 .48
 2. 3. 4. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	.26 .26 .28 .33 ine .36 .48 .48
 2. 3. 4. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	ine .26 .26 .28 .33 ine .36 .48 .48 .48
 2. 3. 4. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	.23 .26 .26 .28 .33 .16 .36 .48 .48 .48 .50 55
 2. 3. 4. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	.23 ine .26 .28 .33 ine .36 .48 .48 .48 .50 .55
2. 3. 4.	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	.23 ine .26 .28 .33 ine .33 .33 ine .36 .48 .48 .50 .55 .55 .57
 2. 3. 4. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	.26 .26 .28 .33 .33 .48 .48 .50 .55 .55 .57 .60
 2. 3. 4. 5. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	. 26 .26 .28 .33
 2. 3. 4. 5. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	.23 ine .26 .28 .28 .33 ine .36 .48 .48 .48 .55 .55 .57 .60 .65
 2. 3. 4. 5. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	. 26 .26 .28 .33 . 18 .48 .48 .50 .55 .55 .55 .57 .60 . 65 em
 2. 3. 4. 5. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	. 26 .26 .28 .33 . 48 .48 .50 .55 .57 .60 . 65 em .66
 2. 3. 4. 5. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	. 26 .26 .28 .33 . 48 .48 .48 .55 .55 .57 .60 . 65 em .66 .72
 2. 3. 4. 5. 6. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	26 .26 .28 .33 106 .28 .33 106 .48 .48 .48 .48 .50 .55 .57 .60 .65 .65 em .66 .72 .79
 2. 3. 4. 5. 6. 	 Wpływ scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali obserwowa po pożarze	26 .26 .28 .33 10 6 .48 .48 .50 .55 .57 .60 .65 .65 .65 .65 .72 .79 .79

	6.3. Zakres pracy. Metodyka badań	82
	6.3.1. Materiał do badań	
	6.3.1.1. Dobór gatunków stali reprezentatywnych do szczegółow	vej oceny82
	6.3.1.2. S355J2+N	
	6.3.1.3. X20Cr13	86
	6.3.1.4. X6CrNiTi18-10	
	6.3.1.5. X2CrNiMoN22-5-3	89
	6.3.1.6. X2CrMnNiN21-5-1	92
	6.3.2. Przygotowanie próbek	93
	6.3.3. Aparatura badawcza	101
	6.3.4. Metodyka badań	107
	6.3.4.1. Zinstrumentalizowana próba udarności Charpy'ego	
	6.3.4.2. Statyczna próba rozciągania i badanie twardości	108
	6.3.4.3. Badania mikroskopowe stali	110
7.	Wyniki badań. Analiza	111
	7.1. Sposób prezentacji wyników	111
	7.2. Wyniki badań wraz z analizą	114
	7.2.1. S355J2+N	114
	7.2.2. X20Cr13	153
	7.2.3. X6CrNiTi18-10	175
	7.2.4. X2CrNiMoN22-5-3	
	7.2.5. X2CrMnNiN21-5-1	
8.	Podsumowanie i wnioski	
	8.1. Wnioski ogólne	
	8.2. Wnioski szczegółowe	
	8.3. Zamierzone kierunki dalszych badań	
9.	Literatura	
10.	Streszczenie	

WYKAZ OZNACZEŃ I SYMBOLI

Symbol	Wyjaśnienie	Podstawa normowa	
Duże litery alfabetu łacińskiego			
A _{c1}	Temperatura przemiany eutektoidalnej (727°C)		
<i>A</i> _{<i>c</i>3}	Temperatura przemiany alotropowej ferrytu α w austenit	[Gosowski, Kubica, 2012]	
A_k	Wydłużenie względne próbki rozciąganej zmierzona na bazie pomiarowej zerwanej próbki	[Chróścielewski et al., 2018]	
A _t	Wydłużenie względne próbki rozciąganej zmierzone w maszynie wytrzymałościowej	PN-EN ISO 6892-1:2020-05	
A _{5,Ø,post}	Wydłużenie całkowite w próbie rozciągania w warunkach po-pożarowych dla maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a Wydłużenie całkowite w próbie rozciagania	Oznaczenie własne	
A _{5,20}	temperaturze 20°C		
В	Grubość próbki do wyznaczenia całki Rice'a	[Butnicki, 1996]	
С	Sieczna miara odkształcalności próbki w zakresie poza-sprężystym	[Kobayashi, 2001]	
	Miara spręzystej odkształcalności probki	DN EN 1002 1 1 2007	
E	Moduł spręzystosci liniowej (moduł Younga)	PN-EN 1993-1-1:2006	
Ea	przy normalnej temperaturze	PN-EN 1993-1-2:2007	
E _{a,Θ}	Moduł sprężystości liniowej stali w podwyższonej temperaturze Θ_a		
$E_{a,\Theta,post}$	Moduł sprężystości liniowej stali w warunkach po- pożarowych dla maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a	Oznaczenie własne	
<i>E</i> _{<i>a</i>,20}	20°C		
F	Siła	PN-EN ISO 14556:2015	
F	Srednia arytmetyczna wartość siły	Oznaczenie własne	
Fa	Siła zatrzymania niestabilnego rozwoju szczeliny w próbie udarności Charpy-V	PN-EN ISO 14556:2015	
F _{end}	Siła odpowiadająca zakończeniu próby udarności	Oznaczenie własne	
Fgy	Ogólna siła plastyczności w próbie udarności Charpy-V	PN-EN ISO 14556:2015	
F_i	Wartość siły w punkcie	Oznaczenie własne	
F _{ini}	Siła inicjująca stabilny rozwój szczeliny w próbie udarności Charpy-V	[Chaouadi, Puzzolante, 2009]	
F _{iu}	Siła inicjująca niestabilny rozwój szczeliny w próbie udarności Charpy-V	PN-EN ISO 14556:2015	
F_m	Maksymalna siła w próbie udarności Charpy-V		
G	Współczynnik uwalniania energii		
G _C	Krytyczna wartość współczynnika uwalniania energii	[Butnicki, 1996]	

Gue	Krytyczna wartość współczynnika uwalniania		
ΨIC	energii w płaskim stanie odkształcenia		
H ^{sub}	Ciepło sublimacji	[François et al., 1993]	
J	Całka Rice'a - odporność sprężysto-plastyczna na kruche pękanie	PN-EN 1993-1-10:2007	
Ic	Krytyczna wartość całki Rice'a		
J _{IC}	Krytyczna wartość całki Rice'a w płaskim stanie odkształcenia	[Butnicki, 1996]	
K	Współczynnik intensywności naprężeń	PN-EN 1993-1-10:2007	
K _C	Krytyczny współczynnik intensywności naprężeń	[Butnicki, 1996]	
K _{IC}	Krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń w płaskim stanie odkształcenia (odporność na kruche pękanie w płaskim liniowo- sprężystym stanie odkształcenia)	PN-EN 1993-1-10:2007	
KV	Praca łamania potrzebna do złamania próbki udarnościowej z karbem Charpy-V	PN-EN 1993-1-10:2007 PN-EN ISO 14556:2015	
L _c	Długość części równoległej próbki do statycznej próby rozciągania		
Lo	Długość pomiarowa początkowa próbki do statycznej próby rozciągania	PN-EN ISO 6892-1:2020-05	
L _t	Długość całkowita próbki do statycznej próby rozciągania		
L _u	Długość pomiarowa końcowa próbki po rozerwaniu w statycznej próbie rozciągania		
LE	Wartość rozszerzenia poprzecznego (poszerzenia bocznego)	PN-EN ISO 148-1:2017-2	
\overline{LE}	Średnia arytmetyczna wartość rozszerzenia poprzecznego LE	Oznaczenie własne	
M _f	Temperatura, w której austenit prawie całkowicie przekształcił się w martenzyt podczas chłodzenia	PN-FN ISO 4885:2018-05	
M _s	Temperatura, w której austenit zaczyna przemieniać się w martenzyt podczas chłodzenia	110 110 1005.2010 05	
Ν	Ilość indywidualnych wyników w serii	Oznaczenie własne	
Р	Obciążenie do wyznaczenia całki Rice'a	[Butnicki, 1996]	
R _e	Wyraźna granica plastyczności		
R _{eH}	Górna granica plastyczności		
$R_{p0,2}$	Umowna granica plastyczności odpowiadająca odkształceniu 0,2%		
R_m	Wytrzymałość na rozciąganie	DN EN ISO 6802 1.2020 05	
So	Początkowe pole przekroju poprzecznego długości części równoległej próbki do statycznej próby	1 N-EN 150 0892-1.2020-05	
	rozciągania		
Su	Najmniejsze pole przekroju poprzecznego próbki po rozerwaniu w statycznej próbie rozciągania		
$SFA_{(n)}$	Udział przełomu ścinania (przełomu plastycznego) w przełomie próbki Charpy-V	PN-EN ISO 148-1:2017-2	
T_d	Temperatura dolnego progu kruchości na zimno		
T_{g}	Temperatura górnego progu kruchości na zimno	[Gosowski, Kubica, 2012]	

I ₂₇ J	Temperatura, przy której minimalna praca łamania próbek Charpy-V nie będzie mniejsza niż 27J	PN-EN 1993-1-10:2007
$T_{50\%}$	Temperatura, przy której udział przełomu kruchego próbek Charpy-V wynosi 50%	[Tasak, 2002]
W	Energia	PN-EN ISO 14556:2015
\overline{W}	Średnia arytmetyczna wartość energii	Oznaczenie własne
Wa	Energia zatrzymania szczeliny w próbie udarności Charpy-V	PN-EN ISO 14556:2015
W_i	Wartość energii w punkcie	
W _{ini}	Energia inicjacji stabilnego rozwoju pęknięcia w próbie udarności Charpy-V	Oznaczenie własne
W _{iu}	Energia inicjacji niestabilnego rozwoju szczeliny w próbie udarności Charpy-V	
W _m	Energia przy sile maksymalnej w próbie udarności Charpy-V	PN-EN ISO 14556:2015
W _t	Całkowita energia uderzenia w próbie udarności Charpy-V	
Ζ	Przewężenie procentowe przekroju	PN-EN ISO 6892-1:2020-05
7	Przewężenie przekroju zerwanej próbki w próbie	
Z _{⊕,post}	rozciągania w warunkach po-pozarowych dla meksymelnej temperatury pogrzewenie Q	Oznaczania własna
	Inaksymaniej temperatury nagrzewania \mathcal{O}_a	Oznaczenie własne
Z ₂₀	rozciagania w temperaturze 20°C	
	Małe litery alfabetu łacińskiego	
<i>a</i> ₁	Rozmiar atomu	[François et al., 1993]
d_o	Początkowa średnica długości części równoległej okragłej próbki do badań	PN-EN ISO 6892-1:2020-05
f.,	Granica proporcionalności stali	[Maślak 2020]
<u> </u>	Granica proporcionalności stali w podwyższonej	
$f_{p, \Theta}$		
	temperaturze Θ_a	DNI ENI 1002 1 2.2007
fue	temperaturze Θ_a Wytrzymałośćnarozciąganiestali	PN-EN 1993-1-2:2007
f _{u,0}	temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w podwyższonej temperaturze Θ_a	PN-EN 1993-1-2:2007
$f_{u,\Theta}$	temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w warunkach po-pożarowych dla maksymalnej temperatury	PN-EN 1993-1-2:2007
f _{u,0} f _{u,0,post}	temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w warunkach po-pożarowych dla maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a	PN-EN 1993-1-2:2007
$f_{u,\Theta}$ $f_{u,\Theta,post}$	temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w warunkach po-pożarowych dla maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w temperaturze	PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne
$f_{u,\Theta}$ $f_{u,\Theta,post}$ $f_{u,20}$	temperaturze Θ_a Wytrzymałośćnarozciąganiestaliw podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość narozciąganie stali w warunkachpo-pożarowychdlamaksymalnejtemperaturynagrzewania Θ_a Wytrzymałość narozciąganie stali w temperaturze20°C	PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne
$f_{u,\Theta}$ $f_{u,\Theta,post}$ $f_{u,20}$ f_{v}	temperaturze Θ_a Wytrzymałośćnarozciąganiestaliw podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w warunkachpo-pożarowychdlamaksymalnejtemperaturynagrzewania Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w temperaturze20°CGranica plastyczności staliGranicaGranica	PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne PN-EN 1993-1-1:2006
$f_{u,\Theta}$ $f_{u,\Theta,post}$ $f_{u,20}$ f_{y}	temperaturze Θ_a Wytrzymałośćnarozciąganiestaliw podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość narozciąganie stali w warunkachpo-pożarowychdlamaksymalnejtemperaturynagrzewania Θ_a Wytrzymałość narozciąganie stali w temperaturze $20^{\circ}C$ Granica plastyczności staliEfektywnagranicaplastycznościstali	PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne PN-EN 1993-1-1:2006
$f_{u,\Theta}$ $f_{u,\Theta,post}$ $f_{u,20}$ f_{y} $f_{y,\Theta}$	temperaturze Θ_a Wytrzymałośćnarozciąganiestaliw podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w warunkachpo-pożarowychdlamaksymalnejtemperaturynagrzewania Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w temperaturze20°CGranica plastyczności staliEfektywnagranicaplastycznościstaliw podwyższonej temperaturze Θ_a V	PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne PN-EN 1993-1-1:2006 PN-EN 1993-1-2:2007
$f_{u,\Theta}$ $f_{u,\Theta,post}$ $f_{u,20}$ f_{y} $f_{y,\Theta}$	temperaturze Θ_a Wytrzymałośćnarozciąganiestaliw podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość narozciąganie stali w warunkachpo-pożarowychdlamaksymalnejtemperaturynagrzewania Θ_a Wytrzymałość narozciąganie stali w temperaturze $20^{\circ}C$ Granica plastyczności staliEfektywnagranicaplastyczności staliw podwyższonej temperaturze Θ_a Granica plastyczności stali w warunkach po-	PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne PN-EN 1993-1-1:2006 PN-EN 1993-1-2:2007
$f_{u,\Theta}$ $f_{u,\Theta,post}$ $f_{u,20}$ f_{y} $f_{y,\Theta}$ $f_{y,\Theta,post}$	temperaturze Θ_a Wytrzymałośćnarozciąganiestaliw podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w warunkachpo-pożarowychdlamaksymalnejtemperaturynagrzewania Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w temperaturze20°CGranica plastyczności staliEfektywnagranicaplastycznościstaliw podwyższonej temperaturze Θ_a Granica plastyczności staliwarunkach po-pożarowychdlamaksymalnejtemperatury	PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne PN-EN 1993-1-1:2006 PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne
$f_{u,\Theta}$ $f_{u,\Theta,post}$ $f_{u,20}$ $f_{y,\Theta}$ $f_{y,\Theta,post}$	temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w warunkach po-pożarowych dla maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w temperaturze 20°C Granica plastyczności stali Efektywna granica plastyczności stali w podwyższonej temperaturze Θ_a Granica plastyczności stali w warunkach po- pożarowych dla maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a	PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne PN-EN 1993-1-1:2006 PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne
$f_{u,\Theta}$ $f_{u,0,post}$ $f_{u,20}$ f_{y} $f_{y,\Theta}$ $f_{y,\Theta,post}$ $f_{y,20}$	temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w warunkach po-pożarowych dla maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w temperaturze 20°C Granica plastyczności stali Efektywna granica plastyczności stali w podwyższonej temperaturze Θ_a Granica plastyczności stali w warunkach po- pożarowych dla maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a Granica plastyczności stali w temperaturze 20°C	PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne PN-EN 1993-1-1:2006 PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne
$f_{u,\Theta}$ $f_{u,\Theta,post}$ $f_{u,20}$ $f_{y,\Theta}$ $f_{y,\Theta}$ $f_{y,\Theta,post}$ $f_{y,20}$	temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w podwyższonej temperaturze Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w warunkach po-pożarowych dla maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a Wytrzymałość na rozciąganie stali w temperaturze 20°C Granica plastyczności stali Efektywna granica plastyczności stali w podwyższonej temperaturze Θ_a Granica plastyczności stali w warunkach po- pożarowych dla maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a Granica plastyczności stali w temperaturze 20°C	PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne PN-EN 1993-1-1:2006 PN-EN 1993-1-2:2007 Oznaczenie własne

	E normy) oraz dla stali nierdzewnych załącznik C normy)	
$f_{0.2,p,20}$	Umowna granica plastyczności stali przy odkształceniu trwałym 0,2% w temperaturze 20°C	Oznaczenie własne
$f_{0.5,\Theta}$	Umowna granica plastyczności odpowiadająca odkształceniu całkowitemu na poziomie $0,5\%$ w podwyższonej temperaturze Θ_a	
$f_{1.5,\Theta}$	Umowna granica plastyczności odpowiadająca odkształceniu całkowitemu na poziomie 1,5% w podwyższonej temperaturze Θ_a	[Chen et al., 2006]
$f_{2.0,\Theta}$	Umowna granica plastyczności odpowiadająca odkształceniu całkowitemu na poziomie 2,0% w podwyższonej temperaturze Θ_a	
$k_{E, \Theta}$	Współczynnik redukcyjny do wyznaczenia modułu sprężystości liniowej w temperaturze Θ_a osiągniętej w czasie trwania pożaru <i>t</i>	
k _{p,Ø}	Współczynnik redukcyjny do wyznaczenia granicy proporcjonalności stali w podwyższonej temperaturze Θ_a osiągniętej w czasie trwania pożaru <i>t</i>	
k _{0.2,p,Ø}	Współczynnik redukcyjny do wyznaczenia umownej granicy plastyczności stali w podwyższonej temperaturze Θ_a osiągniętej w czasie trwania pożaru	PN-EN 1993-1-2:2007
$k_{u, \Theta}$	Współczynnik redukcyjny do wyznaczenia wytrzymałości na rozciąganie stali w podwyższonej temperaturze Θ_a osiągniętej w czasie trwania pożaru	
$k_{y, \Theta}$	Współczynnik redukcyjny do wyznaczenia granicy plastyczności stali w podwyższonej temperaturze Θ_a osiągniętej w czasie trwania pożaru <i>t</i>	
$k_{arepsilon u, artheta}$	Współczynnik redukcyjny do wyznaczenia odkształcenia granicznego stali w podwyższonej temperaturze Θ_a osiągniętej w czasie trwania pożaru	Oznaczenie własne
$r_{E,\Theta}$	Współczynnik odzysku do wyznaczenia modułu sprężystości liniowej odniesiony do warunków popożarowych przy założeniu maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a	
r _{u,0}	Współczynnik odzysku do wyznaczenia wytrzymałości na rozciąganie odniesiony do warunków po-pożarowych przy założeniu maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a	[Molkens et al., 2021a] [Molkens et al., 2021b]
$r_{y,\Theta}$	Współczynnik odzysku do wyznaczenia granicy plastyczności odniesiony do warunków po- pożarowych przy założeniu maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a	
r _{εu,Θ}	Współczynnik odzysku do wyznaczenia odkształcenia granicznego odniesiony do	

	warunków po-pożarowych przy założeniu		
	maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a		
S	Przemieszczenie	PN-EN ISO 14556:2015	
\overline{S}	Średnia arytmetyczna wartość przemieszczenia	Oznaczenie własne	
s _i	Wartość przemieszczenia w punkcie		
Sgy	Przemieszczenie odpowiadające wartości siły ogólnej plastyczności F_{gy} w próbie udarności Charpy-V	PN-EN ISO 14556:2015	
S _P	Przemieszczenie punktu obciążenia do momentu inicjacji pęknięcia w próbce zginanej z karbem bocznym do wyznaczenia całki Rice'a	[Butnicki, 1996]	
v	Współczynnik Poissona	PN-EN 1993-1-1:2006	
v_F	Współczynnik zmienności siły		
v_{LE} v_s	Współczynnik zmienności rozszerzenia poprzecznego Współczynnik zmienności przemieszczenia	Oznaczenie własne	
v_W	Współczynnik zmienności energii		
W	Szerokość próbki zginanej z karbem bocznym do wyznaczenia całki Rice'a	[Butnicki, 1996]	
	Duże litery alfabetu greckiego		
ΔL_t	Wydłużenie ekstensometryczne próbki rozciąganej przy rozerwaniu	PN-EN ISO 6892-1:2020-05	
	Małe litery alfabetu greckiego		
$lpha_{\Theta}$	Kąt nachylenia prostoliniowego odcinka wykresu naprężenie – odkształcenie w podwyższonej temperaturze Θ_a	[Maślak, 2020]	
Υ _{M0,Ø,post}	Częściowy współczynnik bezpieczeństwa do wyznaczenia wartości obliczeniowych właściwości mechanicznych stali w warunkach po-pożarowych, przy założeniu maksymalnej temperatury nagrzewania Θ_a	[Sykora et al., 2017]	
δ	Rozwarcie dna karbu mierzone na małej próbce w celu wyznaczenia odporności sprężysto- plastycznej na kruche pękanie	PN-EN 1993-1-10:2007	
δ_{C}	Krytyczna wartość rozwarcia pęknięcia (inaczej COD)	[Butnicki, 1996]	
Е	Odkształcenie	PN-EN 1993-1-1:2006	
\mathcal{E}_{Θ}	Odkształcenie stali w podwyższonej temperaturze Θ_a	[Maślak, 2020]	
$\mathcal{E}_{p,\Theta}$	Odkształcenie przy osiągnięciu granicy proporcjonalności stali w podwyższonej temperaturze Θ_a	PN-EN 1993-1-2:2007	
$\mathcal{E}_{0.2,p,\Theta}$	Odkształcenie 0,2% odpowiadające umownej granicy plastyczności stali	[Maślak, 2020]	
ε _{t,Θ}	Odkształcenie przy końcu plastycznego płynięcia stali w podwyższonej temperaturze Θ_a	PN-EN 1993-1-2:2007	

E	Odkształcenie graniczne stali w podwyższonej		
Cu,0	temperaturze Θ_a		
	Odkształcenie graniczne stali w warunkach po-		
$\mathcal{E}_{u,\Theta,post}$	pożarowych dla maksymalnej temperatury	Oznaczonia własna	
_	nagrzewania Θ_a	Oznaczenie własne	
$\varepsilon_{u,20}$	Odkształcenie graniczne stali w temperaturze 20°C		
	Odkształcenie przy osiągnięciu granicy		
$\mathcal{E}_{\mathcal{V},\Theta}$	plastyczności stali w podwyższonej temperaturze		
<i>.</i>	Θ_a	PN-EN 1993-1-2:2007	
Θ	Temperatura		
Θ_a	Temperatura stali		
σ	Naprężenie	PN-EN 1993-1-1:2006	
	Lokalne naprężenie pod dnem karbu próbki		
σ_{local}	Charpy-V podczas próby udarności		
-	Naprężenie maksymalne w próbce Charpy-V		
o_{max}	identyfikowane w próbie udarności		
	Naprężenie minimalne w próbce Charpy-V	Oznaczenie własne	
σ_{min}	identyfikowane w próbie udarności		
_	Nominalne naprężenie pod dnem karbu próbki		
0 _{nom}	Charpy-V podczas próby udarności		
σ_{pl}	Naprężenie równe granicy plastyczności	[Butnicki, 1996]	
σ_{Θ}	Naprężenie stali w podwyższonej temperaturze Θ_a	[Maślak, 2020]	
σ_F	Odchylenie standardowe wartości siły		
_	Odchylenie standardowe wartości rozszerzenia		
o_{LE}	poprzecznego LE		
	Odchylenie standardowe wyznaczone z próby	Oznaczenie własne	
o_{n-1}	małej		
σ_s	Odchylenie standardowe wartości przemieszczenia		
σ_W	Odchylenie standardowe wartości energii		

UWAGA

Istnieje rozbieżność w nazewnictwie stali w normach hutniczych oraz normach stosowanych do projektowania konstrukcji stalowych. Stal określana w [PN-EN 1993-1-2:2007] jako stal węglowa, zgodnie z nazewnictwem przyjętym w normie [PN-EN 10020:2003] jest nazywana stalą niestopową. Natomiast stal określana w [PN-EN 1993-1-2:2007] jako stal nierdzewna, zgodnie z klasyfikacją normy [PN-EN 10020:2003] jest stalą odporną na korozję. Również nazywane zgodnie z normą [PN-EN 1993-1-12:2008] stale wysokiej wytrzymałości, w [PN-EN 10025-6+A1:2023-04] określane są jako stale konstrukcyjne (stopowe) o podwyższonej granicy plastyczności.

W niniejszej pracy przyjęto określenia stali zgodne z normami stosowanymi do projektowania konstrukcji stalowych w budownictwie, czyli normami serii PN-EN 1993.

Ze względu na podobne rozbieżności w symbolice oznaczania niektórych właściwości fizykalnych pomiędzy normami budowlanymi, a hutniczymi w niniejszej pracy przyjęta została zasada, że w fragmentach tekstu dotyczących norm budowlanych stosowana jest symbolika zgodna z tymi normami, a w fragmentach dotyczących kwestii metalurgicznych symbolika stosowana w normach hutniczych, zgodnie z powyższą tabelą oznaczeń.

1. WŁAŚCIWOŚCI STALI W TEMPERATURZE POŻAROWEJ

1.1. NORMOWE MIARY REDUKCJI WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH STALI W WARUNKACH POŻARU

Analizując zmianę właściwości mechanicznych stali w warunkach pożarowych należy odnieść się do wymagań określonych w aktualnie obowiązującej normie [PN-EN 1993-1-2:2007] (w tym także do jej uaktualnienia [prPN-EN 1993-1-2:2020] będącego obecnie w procesie ankietyzacji). W normie tej opisuje się ponadto skojarzoną z oddziaływaniem pożaru względną zmianę parametrów termicznych stali, takich jak jej ciepło właściwe, a także przewodnością i rozszerzalnością cieplną. W niniejszym rozdziale szczegółowej analizie zostaną poddane jedynie parametry wytrzymałościowe. Wpływają one bowiem w sposób bezpośredni na redukcję nośności i sztywności wykonanych z tej stali elementów konstrukcyjnych. Zalicza się do nich kolejno granicę plastyczności f_y (wyraźną lub umowną), granicę proporcjonalności f_p oraz moduł sprężystości liniowej *E*.

Zgodnie z zaleceniami normowymi, miarą stopnia redukcji parametrów wytrzymałościowych stali, charakterystycznych dla specyfikowanych dla tego materiału i odniesionych do warunków pożaru wykresów naprężenie – odkształcenie, są następujące współczynniki:

-
$$k_{y,\Theta} = \frac{f_{y,\Theta}}{f_y}$$
 – jako miara stopnia redukcji efektywnej granicy plastyczności;

- $k_{p,\theta} = \frac{f_{p,\theta}}{f_y}$ – jako pośrednia (odniesiona do wyznaczonej przed pożarem granicy plastyczności materiału) miara stopnia redukcji granicy proporcjonalności;

-
$$k_{E,\Theta} = \frac{E_{a,\Theta}}{E_{\sigma}}$$
 – jako miara stopnia redukcji modułu sprężystości liniowej.

Dolny indeks Θ opisuje w tym zapisie zależność danego parametru od wartości zmieniającej się wraz z rozwojem pożaru temperatury stali.

1.2. ZMIANY WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH KONSTRUKCYJNEJ STALI WĘGLOWEJ JAKO SKUTEK ODDZIAŁYWANIA POŻARU

Modele zachowania się stali w warunkach pożarowych opracowane w normie [PN-EN 1993-1-2:2007] dotyczą typowej stali węglowej S235 (wg normy [PN-EN 10020:2003] używane jest określenie stal niestopowa). Na ich podstawie zatem, oraz ewentualnie na podstawie wyników dodatkowych badań doświadczalnych prowadzonych dla innych stali węglowych, można wnioskować na temat prognozowanych zmian właściwości mechanicznych stali tych gatunków powodowanych wpływem wysokiej temperatury. Normowy opis zależności naprężenie – odkształcenie, specyficzny dla stali węglowych i odniesiony do warunków pożaru, został przedstawiony na rys. 1.1. Jest to model sprężysto-eliptyczno – idealnie plastyczny. Jak łatwo zauważyć, model opisujący zachowanie się stali węglowych w wysokiej temperaturze znacznie różni się od analogicznego modelu stosowanego do tych stali przy ich analizie w temperaturze pokojowej. Na skutek dużych odkształceń materiału, a także jego sprężysto-plastycznej odpowiedzi na różnego typu oddziaływania mechaniczne i/lub termiczne, następuje zanik wyraźnej granicy plastyczności. W tej sytuacji za miarodajną

uważa się wartość umownej granicy plastyczności skojarzonej z odkształceniem trwałym specyfikowanym na poziomie 0,2%, oznaczonej symbolem $f_{0.2,0}$. Wraz ze wzrostem temperatury analizowanego materiału, wartość tak zdefiniowanej umownej granicy plastyczności maleje w sposób monotoniczny (rys. 1.2).



Rys. 1.1. Normowa zależność naprężenie – odkształcenie specyfikowana dla stali węglowych i odniesiona do warunków pożaru (według [PN-EN 1993-1-2:2007])

Zgodnie z przywołanym powyżej modelem przed osiągnięciem granicy proporcjonalności $f_{p,\theta}$ rozważana stal zachowuje się jak materiał liniowo-sprężysty, natomiast po osiągnięciu granicy plastyczności $f_{y,\theta}$ jest już materiałem idealnie plastycznym. W momencie osiągnięcia maksymalnego odkształcenia $\varepsilon_{t,\theta}$ charakteryzującego proces plastycznego płynięcia stali naprężenie zaczyna ulegać postępującej liniowo redukcji, aż do realizacji granicznego odkształcenia $\varepsilon_{u,\theta}$. Do kalibracji modelu obliczeniowego przyjmuje się następujące wartości odkształceń: $\varepsilon_{y,\theta} = 0,02, \varepsilon_{t,\theta} = 0,15, \varepsilon_{u,\theta} = 0,20.$



Rys. 1.2. Zależność naprężenie – odkształcenie odniesiona do stali węglowej S235 i specyfikowana dla różnych wartości temperatury materiału [Maślak, 2020]

Wartości współczynników redukujących podstawowe właściwości mechaniczne stali węglowych podano w normie [PN-EN 1993-1-2:2007] w postaci stabelaryzowanej. Odnoszą się one do elementów konstrukcyjnych o przekroju klasyfikowanym wg [PN-EN 1993-1-1-2006] do klasy 1, 2 lub 3. W przypadku, gdy przekrój elementu spełnia warunki przekroju klasy

4 miarodajną granicą plastyczności staje się granica umowna określana na poziomie $f_{0.2,p,\Theta}$. W takiej sytuacji należy zatem zastosować współczynnik redukcyjny $k_{0.2,p,\Theta}$.

Opisane powyżej współczynniki redukcyjne w bardziej zaawansowanej analizie powinny być potraktowane jako zmienne losowe. W niektórych pracach [Holicky, 2005] wykazuje się nawet ich zmienność statystyczną dochodząca do 20%. W takim ujęciu normowe wartości tych współczynników należy interpretować jako wartości reprezentatywne poszczególnych zmiennych losowych. Rozumie się zatem, że ich wartości zostały wyznaczone na poziomie odpowiednich kwantyli. Z badań statystycznych [Khorasani et al., 2015] wynika bowiem, że w zakresie temperatury stali 20°C – 400°C empiryczna mediana jest wyraźnie większa niż zalecana do stosowania wartość normowa (rys. 1.3). W temperaturze powyżej 400°C wartości normowe wydają się już jednak być stosunkowo bliskie medianie wyznaczonej z próby statystycznej, a zatem ich tradycyjne interpretowanie jako typowy kwantyl zmiennej losowej staje się dość problematyczne.



Rys. 1.3. Statystyczna zmienność losowego współczynnika redukcyjnego granicy plastyczności specyfikowanego dla stali węglowej (według [Khorasani et al., 2015])

Porównanie wartości omawianych powyżej współczynników redukcyjnych wyznaczonych doświadczalnie z odpowiadającymi im wartościami zalecanymi przez Eurokod [PN-EN 1993-1-2:2007] przeprowadzono w pracy [Kodur, et al., 2010]. Wykorzystano przy tym wyniki badań raportowanych w pracach [Chen et al., 2006], [Chen, Young, 2008] oraz [Outinen, Mäkeläinen, 2004]). Otrzymane zestawienia pokazano na rys. 1.4 w odniesieniu do stopnia redukcji granicy plastyczności i na rys. 1.5 w odniesieniu do stopnia redukcji modułu sprężystości liniowej.



Rys. 1.4. Wybrane wartości otrzymanych doświadczalnie współczynników redukcyjnych dotyczących granicy plastyczności specyfikowanej dla stali węglowych w sytuacji pożaru i ich odniesienie do zaleceń normowych, europejskich i amerykańskich (według [Kodur et al., 2010])



Rys. 1.5. Wybrane wartości otrzymanych doświadczalnie współczynników redukcyjnych dotyczących modułu sprężystości liniowej stali węglowych w sytuacji pożaru i ich odniesienie do zaleceń normowych, europejskich i amerykańskich (według [Kodur et al., 2010])

Na obu tych rysunkach obok rekomendacji zamieszczonych w normie [PN-EN 1993-1-2:2007] pokazano również alternatywną rekomendację zamieszczoną w normie amerykańskiej [ASCE, 1992]. Jak widać, zalecenia amerykańskie w porównaniu do odpowiadających im zaleceń europejskich są znacznie bardziej ostre jeśli odnosić je do redukcji granicy plastyczności stali (rys. 1.4), natomiast zdecydowanie łagodniejsze w relacji do modułu sprężystości liniowej (rys. 1.5). Szersza analiza na temat metod kalibracji opisanych powyżej współczynników, a także oceny wiarygodności dokonanych oszacowań nie jest tematem niniejszego opracowania, zostanie więc pominięta w dalszych rozważaniach.

1.3. ZMIANY WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH W WARUNKACH POŻARU ODNIESIONE DO STALI NIERDZEWNYCH

W zapisach normy [PN-EN 1993-1-2:2007] dla wszystkich rodzajów stali nierdzewnych (zgodnie z nazewnictwem [PN-EN 10020:2003] używane określenie stal odporna na korozję) proponowany jest jeden wspólny model obliczeniowy opisujący zależność naprężenie – odkształcenie, specyfikowaną dla wybranej temperatury materiału. Pokazano go na rys. 1.6. Charakterystyczne punkty tego wykresu są następujące: $f_{0.2,p,\theta}$ - jako wartość umownej granicy plastyczności określonej na poziomie odkształcenia całkowitego $\varepsilon_{0.2,p,\theta} = 0,2\%$ i $f_{u,\theta}$ - jako wartość naprężenia granicznego określanego na poziomie maksymalnego odkształcenia całkowitego $\varepsilon_{u,\theta}$. Wartość $E_{a,\theta}$ obrazuje moduł sprężystości liniowej stali. Z badań doświadczalnych wynika jednak, że wartości współczynnika redukcyjnego $k_{0.2,p,\theta}$ określone dla stali nierdzewnych powinny zostać zróżnicowane ze względu na charakteryzującą daną stal jej wewnętrzną mikrostrukturę. Potrzebę tego rodzaju rozróżnienia potwierdza zestawienie pokazane na rys. 1.7, przywołane tu za pracą [Baddoo, Burgan, 2008].

W nowelizowanej obecnie normie [prPN-EN 1993-1-2:2020] podano już rekomendowane wartości współczynnika $k_{0.2,p,\theta}$, różnicując je dla stali o strukturze austenitycznej, o strukturze ferrytycznej oraz dla stali o dwufazowej strukturze ferrytyczno-austenitycznej typu duplex. Zestawienie ze sobą normowego stopnia redukcji granicy plastyczności specyfikowanego dla konwencjonalnej stali węglowej z odpowiadającym mu i określonym dla stali nierdzewnych stopniem redukcji umownej granicy plastyczności, pozwala wnioskować o większej odporności



Rys. 1.6. Zależność naprężenie – odkształcenie specyfikowana dla stali nierdzewnych w normie [PN-EN 1993-1-2:2007]



Rys. 1.7. Zróżnicowanie wartości współczynników redukcyjnych $k_{0.2,p,\Theta}$ w zależności od wybranego do analizy gatunku stali nierdzewnej (według [Baddoo, Burgan, 2008])



Rys. 1.8. Porównanie wartości współczynnika redukcyjnego $k_{0.2,p,\theta}$ odniesionego do umownej granicy plastyczności określanej dla stali nierdzewnych i odpowiadającego mu współczynnika redukcyjnego $k_{y,\theta}$ kojarzonego z efektywną granicą plastyczności stali węglowej (według [Tylek, Kuchta, 2014])

stali nierdzewnej na działanie wysokiej temperatury. Różnica na tym polu staje się szczególnie wyraźna, gdy temperatura stali osiąga poziom powyżej 500°C (rys. 1.8). Dodatkową zaletą jest w tym zakresie znacznie mniejsza redukcja sztywności w warunkach pożaru wszelkiego typu

elementów wykonanych ze stali nierdzewnej, warunkowana zdecydowanie słabszą redukcją modułu sprężystości $E_{a,\theta}$ [Tylek, Kuchta, 2014] (rys. 1.9). Szczegółowa analiza zachowania się w pożarze elementów wykonanych ze stali nierdzewnych, została przedstawiona na przykład w pracy [Orabi et al., 2019], gdzie porównano modele numeryczne elementów belkowych pracujących w warunkach pożarowych pod względem ich nośności i sztywności do analogicznych elementów wykonanych z konwencjonalnej stali węglowej.



Rys. 1.9. Porównanie wartości współczynników redukcyjnych odniesionych do modułu sprężystości liniowej, odpowiednio dla stali nierdzewnych i dla konwencjonalnych stali węglowych (według [Tylek, Kuchta, 2014])

1.4. ZMIANY WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH STALI WYSOKICH WYTRZYMAŁOŚCI W PRZYPADKU ICH EKSPOZYCJI NA TEMPERATURĘ POŻAROWĄ

Elementy konstrukcyjne wykonane ze stali o wysokiej wytrzymałości (zgodnie z [PN-EN 10025-6+A1:2023-04] określane jako konstrukcyjne (stopowe) o podwyższonej granicy plastyczności) przy tych samych warunkach obciążenia w stosunku do analogicznych elementów otrzymanych po zastosowaniu konwencjonalnej stali weglowej mają na ogół znacząco mniejszy przekrój poprzeczny niezbędny do bezpiecznego przenoszenia przyłożonych obciążeń. Zredukowany przekrój powstaje z reguły przez pocienienie ścianek, a to skutkuje szybszym nagrzewaniem się stali. Zachowanie się stali wysokich wytrzymałości w pożarze prognozuje się zwykle na podstawie badań eksperymentalnych. Wykazuje się przy tym istotne różnice w porównaniu do analogicznego zachowania się w tych warunkach konwencjonalnych stali węglowych. Różnice te wynikają na ogół z odmiennego sposobu wytwarzania stali wysokich wytrzymałości, gdzie procesy obróbki cieplnej należy kojarzyć z wielokrotnym wyżarzaniem i odpuszczaniem materiału. Ich przyczyny zostały w dużym stopniu objaśnione w pracy [Maraveas et al., 2017a]. Intencjonalnie uzyskana w procesie hutniczym wewnętrzna struktura danej stali może w warunkach pożaru w dużym stopniu utracić swoje korzystne właściwości, najpierw wskutek szybkiego i chaotycznego nagrzewania materiału, a finalnie, wskutek jego mniej lub bardziej gwałtownego studzenia. W pracy [Chen et al., 2006] zaproponowano model obliczeniowy opisujący zachowanie się tego rodzaju stali w warunkach pożaru (rys. 1.10). Stanowi on rozbudowaną wersję modelu normowego opracowanego wcześniej dla konwencjonalnych stali węglowych.

W modelu tym do szczegółowego opisu prezentowanych relacji wykorzystuje się w praktyce znacząco więcej punktów charakterystycznych. Są to kolejno: $f_{0.2,p,\theta}$ – jako

umowna granica plastyczności odpowiadająca odkształceniu trwałemu na poziomie 0,2%, $f_{0.5,\Theta}$ i $f_{1.5,\Theta}$ – jako dodatkowe umowne granice plastyczności odpowiadające odkształceniom całkowitym odpowiednio na poziomie 0,5% i na poziomie 1,5%, $f_{2,\Theta}$ – jako zastępcza efektywna granica plastyczności specyfikowana dla odkształcenia całkowitego na poziomie 2% oraz $f_{p,\Theta}$ – jako granica proporcjonalności wyznaczająca koniec odcinka sprężystości materiału.



Rys. 1.10. Zależność naprężenie – odkształcenie odniesiona do warunków pożaru, typowa dla stali wysokich wytrzymałości (według [Chen et al., 2006])

Przy tego rodzaju podejściu dla zadanej wartości temperatury stali można wyznaczać kolejne współczynniki redukcyjne. Są to w szczególności współczynniki (zdefiniowane na podstawie pracy [Winful et al., 2017]):

• $k_{p,\Theta} = \frac{f_{p,\Theta}}{f_{y,20}}$ - określający poziom redukcji granicy proporcjonalności;

•
$$k_{0.2,p,\Theta} = \frac{f_{0.2,p,\Theta}}{f_{0.2,p,20}}$$
 - określający poziom redukcji umownej granicy plastyczności;

•
$$k_{y,\theta} = \frac{f_{2,\theta}}{f_{y,20}}$$
 - określający poziom redukcji zastępczej efektywnej granicy plastyczności:

•
$$k_{E,\Theta} = \frac{E_{a,\Theta}}{E_{a,20}}$$
 - określający poziom redukcji modułu sprężystości liniowej.



Rys. 1.11. Wartości współczynnika redukcyjnego granicy plastyczności otrzymane z badań doświadczalnych wybranych gatunków stali wysokiej wytrzymałości [Winful et al., 2017] w zestawieniu z normowymi zaleceniami specyfikowanymi dla konwencjonalnej stali węglowej



Rys. 1.12. Wartości współczynnika redukcyjnego modułu sprężystości liniowej otrzymane z badań doświadczalnych wybranych gatunków stali wysokiej wytrzymałości [Winful et al., 2017] w zestawieniu z normowymi zaleceniami specyfikowanymi dla konwencjonalnej stali węglowej

Współczynniki redukcyjne granicy plastyczności i modułu sprężystości liniowej, otrzymane doświadczalnie dla wybranych stali wysokich wytrzymałości, i ich odniesienie do analogicznych wartości tych współczynników, rekomendowanych w normie [PN-EN 1993-1-2:2007] dla konwencjonalnej stali węglowej przedstawiono odpowiednio na rys. 1.11 i rys. 1.12. Jak widać, stopień redukcji zastępczej efektywnej granicy plastyczności w stalach wysokiej wytrzymałości w warunkach pożarowych wydaje się być zbliżony do tego, który jest typowy dla zwykłej stali węglowej. Podobieństwo to nie zachodzi jednak w odniesieniu do stopnia redukcji modułu sprężystości liniowej. W tej sytuacji bowiem w większości badanych stali wysokiej wytrzymałości współczynnik $k_{E,\Theta}$ wykazywał wartość wyraźnie wyższą niż jego odpowiednik wyznaczony wcześniej dla typowej stali węglowej. Jest to równoznaczne z lepszą odpornością tego typu stali na generowaną oddziaływaniem temperatury pożarowej redukcję sztywności materiału.

1.5. CZYNNIKI MECHANICZNE WARUNKUJĄCE WYTRZYMAŁOŚĆ STALI EKSPONOWANEJ NA TEMPERATURĘ POŻAROWĄ

Wielkość ziarna ma znaczny wpływ na właściwości mechaniczne stali, także w temperaturze pożarowej. Powszechnie wiadomo, że w stalach konstrukcyjnych pracujących w temperaturze pokojowej wraz ze zmniejszaniem się wielkości ziarna wzrastają ich właściwości wytrzymałościowe (w tym w szczególności granica plastyczności R_e i granica wytrzymałości R_m) przy równoczesnym pogorszeniu zdolności materiału do bezpiecznego przenoszenia odkształceń plastycznych. Trzeba jednak zauważyć, że w stalach poddanych oddziaływaniu wysokiej temperatury pomimo występowania tego efektu występuje również innego rodzaju czynnik powodujący osłabienie materiału. Dodatkowa energia dostarczana do sieci krystalicznej ułatwia bowiem w tej sytuacji inicjowanie poślizgów na granicach ziaren. Dąży się zatem do wytworzenia w sposób intencjonalny struktury gruboziarnistej, tak aby powierzchnia rozwinięcia granic ziaren była jak najmniejsza. Z badań raportowanych w pracy [Dieter, 1987] wynika, że zjawisko to może mieć istotny wpływ na właściwości stali już w temperaturze 630°C. Na tym poziomie bowiem wytrzymałość osnowy i wytrzymałość granicy ziaren stają się równe. Po przekroczeniu tej wartości, w wyniku ścinania, następuje przesuwanie granicy ziaren spowodowane osłabieniem tej granicy względem wnętrza ziarna.

Zjawisko to jest zwykle powiązane z odkształceniem pochodzącym od pełzania, zachodzącym przy stałych naprężeniach, z reguły mniejszych od granicy plastyczności stali. Przyjmuje się, że w przypadku pożaru krótkotrwałego efekty spowodowane pełzaniem są pomijalne. W sytuacji długotrwałego nagrzewania stali niekorzystne efekty takie jak poślizg dyslokacji, przesuwanie granicy ziaren, pełzanie dyfuzyjne, w połączeniu z efektem pełzania mogą zachodzić ze znacząco większą intensywnością.

Na osłabienie wytrzymałości stali istotny wpływ mają również zanieczyszczenia występujące w jej osnowie. Nawet w temperaturze pokojowej widoczny jest efekt ich działania, gdy cząstki zanieczyszczeń odrywają się od osnowy metalicznej od razu po uzyskaniu przez nią plastyczności. Dekohezja osnowy zachodzi najpierw przy wtrąceniach siarczku MnS, następnie przy mniejszych tlenkach, a w końcu przy małych węglikach. Szkodliwą rolę wtrąceń MnS działających jako mikro-defekty inicjujące pęknięcie opisano w pracach [Rosenfield, Shetty, 1981] i [Baker et al., 1986]. W wysokiej temperaturze to niekorzystne zjawisko jest potęgowane przez różnicę wartości współczynnika rozszerzalności cieplnej charakteryzującego cząstkę zanieczyszczenia w stosunku do analogicznego współczynnika opisującego zachowanie się atomu żelaza. Z tego względu, w warunkach pożaru w osnowie metalicznej generowane są naprężenia termiczne przyspieszające dekohezję. W pracy [Honeycombe, Bhadeshia, 1995] wykazano, że najbardziej szkodliwy wpływ mają w tym kontekście gliniany wapnia i tlenek aluminium. Wynika to ze znacznie mniejszego współczynnika rozszerzalności cieplnej tych cząstek w stosunku do rozszerzalności cieplnej osnowy.

Kolejnym zjawiskiem osłabiającym wytrzymałość stali jest powstawanie pustek w osnowie metalicznej. Dzieje się tak w wyniku opuszczania węzłów sieci przez atomy, które dyfundują na powierzchnię przez przestrzeń międzywęzłową. Takie punktowe defekty sieci krystalicznej określa się mianem defektów Schottky'ego. W temperaturze pożarowej energia cieplna powoduje przesunięcie wszystkich atomów z ich pierwotnych miejsc w sieci krystalicznej, a zatem wzmożone staje się generowanie punktowych defektów tej sieci.

1.6. WPŁYW PIERWIASTKÓW STOPOWYCH NA WŁAŚCIWOŚCI STALI SPECYFIKOWANE W TEMPERATURZE POŻAROWEJ

1.6.1. Pierwiastki stopowe i ich rola

Na właściwości stali zarówno w warunkach jej standardowego użytkowania, jak również w sytuacji oddziaływania na nią temperatury pożarowej, wpływa w znacznej mierze jej skład chemiczny. Pierwiastki stopowe wprowadzane do stali w sposób intencjonalny mogą mieć przypisane różne zadania, w tym w szczególności:

- inicjowanie pożądanych zmian strukturalnych;
- uzyskanie specjalnych właściwości wytrzymałościowych, chemicznych lub fizycznych;
- podwyższenie hartowności;
- polepszenie efektów obróbki cieplnej, ułatwienie technologii wytopu itp.

Dodawane do stali w procesie metalurgicznym pierwiastki w większości przechodzą do roztworu ciekłego. Po skrzepnięciu stali, dodatki stopowe mogą wystąpić w roztworach stałych (ferryt, austenit), azotkach, węglikach, w związkach międzymetalicznych oraz w postaci wolnej jako czysty pierwiastek. Pierwiastki stopowe nie są na ogół równomiernie rozłożone we wszystkich składnikach strukturalnych, ale mają skłonność do skupiania się w poszczególnych fazach tej struktury ze względu na różnice w ich potencjale chemicznym.

W zagadnieniach rozważanych w niniejszej pracy istotną rolę odgrywają pierwiastki stopowe mające wpływ na zmianę ciągliwości oraz granicy plastyczności stali obserwowane przy zmianie wartości oddziałującej na nią temperatury.

Pierwiastki stopowe, które rozpuszczają się w ferrycie (np. Ni, Cu, Al, Si) lub ewentualnie w węglikach (np. Mn) opóźniają początek przemian przechłodzonego austenitu. Pierwiastkami przyspieszającymi przemianę przechłodzonego austenitu są Co oraz także Si, ale tylko w stalach o małej zawartości innych pierwiastków stopowych. Si i Al generują powstawanie najmniejszej twardości przechłodzonego austenitu w wyższej temperaturze, natomiast Ni, Mn oraz Cu powodują, że ta temperatura jest niższa. Wzrost stężenia Cr, W, Mn i V (są to pierwiastki tworzące własne węgliki) pomiędzy obszarem przemian dyfuzyjnych, a obszarem przemian pośrednich powoduje zwiększenie trwałości przechłodzonego austenitu. Pierwiastki te wydłużają również czas potrzebny do rozpoczęcia przemiany przechłodzonego austenitu.

Zdecydowana większość pierwiastków stopowych zmniejsza temperaturę, w której rozpoczyna się przemiana martenzytyczna (M_s), co powoduje wzrost ryzyka powstania pęknięć w elementach ulegających zahartowaniu. Wpływ pierwiastków stopowych na przemiany przechłodzonego austenitu pokazano na rys. 1.13.



Rys. 1.13. Wpływ pierwiastków stopowych na przemiany przechłodzonego austenitu (według S. Prowansa) [Pacyna, 2005]

Działanie poszczególnych pierwiastków jest zależne od wielu czynników, m.in. od typu stali, warunków jej obróbki oraz sposobu użytkowania. Pierwiastki stopowe mogą zmieniać swój wpływ na właściwości stali w zależności od innych dodatków, z którymi mogą synergicznie współdziałać lub z którymi działają przeciwstawnie [Węgrzyn et al., 2007]. Na podstawie badań doświadczalnych analizowanych w literaturze oraz informacji podanych w [Sha et al., 2001], dwa główne mechanizmy wzmacniania stali w warunkach wysokiej temperatury to wydzielenia oraz umacnianie roztworów stałych poprzez interakcje między dodatkami, a osnową. Stąd, tak ważna jest analiza mechanizmów działania poszczególnych pierwiastków stopowych w celu rozpoznania ich wpływu na właściwości stali określane w warunkach pożarowych. Do szczegółowej analizy zostały wybrane pierwiastki o największym wpływie na odporność stali specyfikowaną w tego typu okolicznościach.

1.6.2. Azot i węgiel

Azot i węgiel to pierwiastki o decydującym wpływie na właściwości mechaniczne stali w warunkach pożarowych, ze względu na wydzielanie węglikoazotków. Jest to jeden z najbardziej istotnych mechanizmów umacniania stali w warunkach pożaru, a jego wpływ zależy głównie od składu stali. Mają one znaczny wpływ zarówno na granicę plastyczności materiału jak i na maksymalne naprężenie indukowane w roztworze stałym. Im większa zawartość wegla w stali, tym mniejsza jest jej plastyczność. Równocześnie wzrasta wytrzymałość na rozciąganie, granica plastyczności, a także zwiększa się twardość. Przyrost wytrzymałości jest jednak ograniczony ze względu na niską rozpuszczalność obu tych pierwiastków w ferrycie [Llewellyn, 1995]. Rozpuszczalność dla wegla wynosi przy tym 0,02% w temperaturze 723°C, natomiast dla azotu 0,1% w temperaturze 590°C. W wysokiej temperaturze atomy węgla i azotu ulegają segregacji na granicach ziaren, gdzie redukują powstające dyslokacje, a tym samym wpływają na wzrost granicy plastyczności. Jednym ze sposobów na poprawę wytrzymałości stali w wysokiej temperaturze (ograniczonej jednak do wartości 350°C) jest zwiększenie zawartości węgla [Houdremont, 1953]. Jednak wraz ze zwiększoną zawartością węgla w stali walcowanej na gorąco zmniejsza się jej udarność i spawalność. Zatem dla stali ognioodpornych zalecany zakres ilości węgla wynosi 0,05%-0,20% masy.

Biorąc pod uwagę dane literaturowe, dodatek 0,01% węgla lub azotu do czystego żelaza nie powoduje istotnego umocnienia stali w zakresie temperaturowym 20°C–750°C. Ponadto, należy zauważyć, że w przypadku dwuskładnikowych stopów żelaza z dodatkiem 1% molibdenu lub chromu, dodatek węgla lub azotu w ilości 0,01% w temperaturze powyżej 450°C powoduje znaczne umocnienie roztworu stali. Takie trójskładnikowe stopy są czystymi roztworami stałymi, tak więc do temperatury 600°C nie występują w nich żadne wydzielenia, a efekt umocnienia zależy od interakcji spowodowanych przez dodatki stopowe w roztworze stałym. Natomiast stopy Fe-C z niewielką zawartością azotu wykazują efekt umocnienia dyspersyjnego już w temperaturze powyżej 200°C, w wyniku dodania chromu, molibdenu, manganu, miedzi lub wolframu. W przypadku dodania tytanu lub wanadu, efekt ten nie występuje [Maślak, Skiba, 2015].

1.6.3. Chrom i molibden

Chrom ma w stali działanie węglikotwórcze, a zatem poprawia jej odporność na ścieranie i twardość. Ze względu na większą szybkość dyfuzji w ferrycie w stosunku do pozostałych pierwiastków, wydzielanie się węglików chromu następuje przy stosunkowo niewysokiej temperaturze. Przykładowo w temperaturze 500°C jest już możliwe wydzielanie się węglików Cr₇C₃. W celu spowolnienia szybkiego rozrostu ziaren, do stali dodawany jest molibden. Chrom prawie całkowicie rozpuszcza się w ferrycie, może również rozpuszczać się w Mo₂C zmniejszając jego stabilność. Dodatek chromu wpływa na zmniejszenie właściwości plastycznych i udarności, ale jego głównymi funkcjami są zwiększenie hartowności, a także wytrzymałości wysokotemperaturowej i odporność na utlenianie stali.

Molibden jest pierwiastkiem stosowanym do produkcji większości stali ognioodpornych, ze względu na znaczący wpływ na wzrost wytrzymałości na rozciąganie i na pełzanie stali intensyfikowany w temperaturze pożarowej. Dlatego jest uważany za pierwiastek niezbędny do produkcji wszystkich rodzajów stali konstrukcyjnych pracujących w wysokiej temperaturze. Molibden podobnie jak chrom ma działanie węglikotwórcze. W mniejszych ilościach do 2,5%, jest stosowany w celu zwiększenia twardości wtórnej w stalach ferrytycznych. Wzmacnianie stali przez molibden w temperaturze pożaru następuje dzięki blokowaniu dyslokacji tworzących się w osnowie metalicznej w połączeniu z atomami węgla i azotu (powstają węglikoazotki molibdenu). Atomy molibdenu mogą łączyć się w klastry. Molibden powoduje również wzrost rozpuszczalności niobu w austenicie, co z kolei powoduje intensyfikację wydzielania się węglików niobu w ferrycie. Wokół węglików niobu NbC tworzy się warstwa atomów molibdenu, która przez spowolnienie dyfuzji atomów niobu zmniejsza szybkość rozrostu ziaren. Molibden wpływa również na wzrost temperatury rekrystalizacji stali przez przeciwdziałanie samodyfuzji żelaza. W stalach ferrytycznych i austenitycznych molibden zwiększa odporność stali na korozję.

Przyjmuje się, że mechanizm związany z umacnianiem czystego roztworu stałego przez molibden lub chrom w zakresie temperaturowym 20°C–750°C jest praktycznie niewrażliwy na temperaturę. Przeprowadzone badania [Panigrahi, 2006] wykazały, że w temperaturze 600°C możliwe jest uzyskanie granicy plastyczności wynoszącej 2/3 wartości odpowiadającej temperaturze pokojowej przy zawartości 0,20%–0,25% molibdenu oraz 0,30%–0,55% chromu w przypadku niskowęglowej stali konstrukcyjnej walcowanej na gorąco. Dodatkowe zastosowanie niobu lub wanadu do rozważanej stali pozwoliło uzyskać wyższą granicę plastyczności w temperaturze pożarowej.

1.6.4. Mangan

Mangan jest wprowadzany do stali w celu jej odtleniania, czyli usunięcia szkodliwego tlenku żelaza. Przez powstawanie wtrąceń MnS mangan zapobiega tworzeniu się siarczku żelaza, przez co redukuje możliwość inicjowania zjawiska kruchości stali na gorąco. W większych ilościach dodawany jest w celu umocnienia roztworu stali, poprawienia hartowności oraz zmniejszenia ziarna ferrytu. Mangan wyraźnie podnosi hartowność stali ferrytyczno-perlitycznych, ale umiarkowanie wpływa na austenit. Dodatek manganu poprawia właściwości wytrzymałościowe poprzez utwardzanie roztworu stałego w stalach walcowanych na gorąco, ale zmniejsza właściwości plastyczne. W zakresie temperaturowym 250°C–500°C mangan we współpracy z azotem i węglem daje umiarkowany efekt umacniający. Ponadto mangan sprzyja segregacji atomów węgla i azotu oraz powoduje obniżenie eutektoidalnej zawartości węgla w stali. Pierwiastek ten przeciwdziała niekorzystnemu tworzeniu się cementytu na granicach ziaren [Merrit, Ricketts, 2001].

1.6.5. Niob

Niob jest pierwiastkiem bardzo silnie węglikotwórczym. Węgliki NbC są stabilniejsze niż węgliki MnC dzięki czemu wpływają na rozdrobnienie ziarna w austenicie. Niob w połączeniu z manganem istotnie wpływa na zwiększenie wytrzymałości stali niskostopowych w wysokiej temperaturze. Wydzielanie węglików niobu może być opóźnione przez działanie manganu i może zachodzić w fazie chłodzenia po przemianie austenitu w ferryt. Wytrzymałość stali nierdzewnej o strukturze ferrytycznej w temperaturze 950°C jest wprost proporcjonalna do ilości niobu w stali, aż do poziomu rzędu 0,8%, przy którym przyjmuje się osiągnięcie maksymalnej wytrzymałości [Maślak, Skiba, 2015].

1.6.6. Wanad

Wanad jest jednym z głównych pierwiastków stopowych dodawanych do składu stali konstrukcyjnej S355, ze względu na swoje właściwości powodujące wzrost odporności na ścieranie, twardości, wytrzymałości i granicy plastyczności. Zastosowanie wanadu zwiększa również udarność i sprężystość stali. Pierwiastek ten poprawia zarówno właściwości wytrzymałościowe, jak i plastyczne. Wanad w postaci rozpuszczonej istotnie zwiększa hartowność i sprzyja tworzeniu drobnych ziaren austenitu. Dodatek wanadu poprawia właściwości stali również pod względem jej pracy w wysokiej temperaturze. Badania opisane

w pracach [Zheng, Liu, 2005a] oraz [Zheng, Liu, 2005b] wykazały, że dodatek 0,10% wanadu do stali o zawartości 0,60% molibdenu ma niewielki wpływ na właściwości stali. Jednak dodatek wanadu w wysokości 0,20% wpływa na wzrost ferrytu ziarnistego w strukturze. Wzrost zawartości wanadu powoduje powstanie coraz drobniejszych i gęsto rozmieszczonych jego wydzieleń.

1.6.7. Krzem

Krzem, podobnie jak mangan jest dodawany do stali w celu jej odtleniania. Jest traktowany jako pierwiastek ferrytotwórczy i rozpuszczalny utwardzacz ferrytu (w ilościach 0,5%–1% umacnia ferryt). Zawartość krzemu znacząco zwiększa granicę plastyczności, natomiast w mniejszym stopniu poprawia twardość i wytrzymałość stali. Krzem zwiększa aktywność atomów węgla i azotu, a tym samym redukuje proces segregacji tych pierwiastków na granicach ziaren. Odpowiedni dodatek krzemu powoduje opóźnienie rozrostu ziaren cementytu, co wpływa na wzrost wytrzymałości stali w wysokiej temperaturze. Opóźnia proces mięknięcia stali w wysokiej temperaturze i powoduje wzrost jej hartowności. Jednak zawartość krzemu ponad 0,3% może niekorzystnie wpływać na spawalność stali.

1.6.8. Kobalt

Kobalt przez rozpuszczenie w ferrycie powoduje podwyższenie temperatury topnienia, a w efekcie obniża podatność stali na przegrzanie w wysokiej temperaturze. Rozpuszczalność kobaltu w ferrycie wynosi 80%, dlatego jest traktowany jako stabilizator ferrytu. Skłonność do tworzenia węglików kobaltu jest niewiele większa od skłonności czystego żelaza. Pierwiastek ten może zmniejszać hartowność stali przez zwiększenie krytycznej szybkości chłodzenia [Maślak, Skiba, 2015].

2. WPŁYW SCENARIUSZA ROZWOJU POŻARU NA WŁAŚCIWOŚCI STALI OBSERWOWANE PO POŻARZE

2.1. ZALEŻNOŚĆ OD SZYBKOŚCI NAGRZEWANIA

Pożar jako zmieniające się w czasie i niekontrolowane oddziaływanie wysokiej temperatury na stal, może być interpretowany jako jej chaotyczna obróbka termiczna. Klasyczna obróbka termiczna jest jedną z podstawowych technik wpływających na celowe polepszenie właściwości mechanicznych i użytkowych stali, jednakże procesy zachodzące w pożarze nie mogą być analizowane na podstawie typowych procesów obróbki cieplnej, takich jak hartowanie, odpuszczanie, wyżarzanie, przesycanie i starzenie [Digges et al., 1966], [Verhoeven, 2007]. Standardowe procesy obróbki termicznej podczas wytwarzania stali zachodzą bowiem w sposób kontrolowany i ściśle zaprojektowany, w celu osiągnięcia konkretnych właściwości. W warunkach pożaru oddziaływanie temperatury przebiega w sposób losowy, niekontrolowany, ze zmieniającymi się z różną intensywnością parametrami pola temperaturowego. Podczas pożaru procesy przemian strukturalnych w materiale zachodzą jedynie częściowo, bywa że w sposób przyspieszony, powodując na ogół degradację właściwości stali, obserwowaną w warunkach po-pożarowych. Skutkiem epizodów niekontrolowanego ogrzewania, a następnie stygnięcia stali są często trwałe, niekorzystne zmiany jej struktury, co powoduje przeważnie znacznie mniejszą ciągliwość efektywną, wyraźny wzrost twardości oraz zwiększoną podatność na kruche pękanie.

Liczne badania doświadczalne wykazały istotny wpływ szybkości nagrzewania stali na jej obserwowaną a'posteriori wytrzymałość na rozciąganie, a także na jej zinwentaryzowane odkształcenia i deformacje [Lu, Mäkeläinen, 2003], [Skowroński 2004], [Bednarek, Kamocka, 2003]. Skowroński w swojej pracy wykazał, że odkształcenie wywołane pełzaniem dla badanej przez niego stali węglowej S235 pod wpływem oddziaływania termicznego było zdecydowanie większe w scenariuszu wolniejszego nagrzewania materiału. W warunkach pożaru, gdy nagrzewanie stali postępuje stosunkowo szybko, wpływy tego typu okazały się na tyle małe, że w modelach formalnych mogą być obliczeniowo pomijane.

W pracy [Bednarek, Kamocka, 2006] wskazano na fakt, że intensywne i w zasadzie niekontrolowane procesy nagrzewania i chłodzenia stali, zachodzace podczas jej ekspozycji na oddziaływanie pożaru, wpływają w sposób bezpośredni na zdolność ziaren mikrostruktury do ich mniej lub bardziej skrępowanego odkształcania. Stopień intensywności zachodzących procesów może być przy tym mierzony przez szybkość zmian temperatury stali lub alternatywnie, przez szybkość zmian strumienia energii rozpraszanej podczas pożaru. Na ogół, podczas obciążania elementu stalowego, w jego strukturze zachodzi zjawisko wydłużania się pojedynczych ziaren osnowy ferrytycznej w kierunku działania tego obciażenia. Wraz ze wzrostem temperatury materiału, w sposób oczywisty wzrasta jego podatność na tego rodzaju wydłużenie. Zbyt szybki wzrost długości ziaren osnowy, obserwowany często przy większej szybkości nagrzewania, może jednak zwiększać ryzyko kruchego pękania stali w warunkach po-pożarowych, co zostało doświadczalnie wykazane przez autorki pracy dla badanych przez nie stali S235 i S355. W badaniach metalograficznych wykazano bowiem, że w scenariuszu wolniej nagrzewanej stali ziarna ferrytu ulegały wydłużeniu w sposób uporządkowany, w kierunku zgodnym z kierunkiem przyłożonego do badanego elementu obciążenia zewnętrznego. W przypadku szybkiego nagrzewania natomiast kierunkowo uporządkowana deformacja ziaren osnowy nie zdołała się wytworzyć. Rozrost ziaren następował w sposób chaotyczny, w losowych kierunkach, co skutkowało powstawaniem pustek i defektów struktury, osłabiających wiązania pomiędzy ziarnami ferrytu, a wiążącą je siatką wydzieleń cementytu. Ważnym wnioskiem wynikającym z tych badań była konstatacja, że deformacje ziaren ferrytu okazały się trwałe i nie zanikały po wystudzeniu elementu. Przy większej prędkości nagrzewania, po wystudzeniu materiału, wykazano jego zwiększoną podatność na kruche pękanie. A zatem, z jednej strony - im wolniej nagrzewa się element stalowy - tym większa okazuje się redukcja parametrów wytrzymałościowych stali z której został on wykonany. Z drugiej strony jednak, znacząco mniejsze okazuje się w tej sytuacji inicjowane tym procesem i prognozowane dla jego przyszłego użytkowania po pożarze ryzyko kruchego pękania. Można zatem wnioskować, że stal jest w stanie w dużym stopniu dopasować się do powolnego nagrzewania, co sprawia, że stopniowo zachodzące zmiany jej struktury nie okazują się być tak destrukcyjne dla jej po-pożarowych właściwości. Jednak im większe tempo przyrostu temperatury materiału, tym większe naprężenia cieplne powstające w jego strukturze, a zatem, w ich konsekwencji, większe osłabienie wewnętrznej spoistości struktury stali i większa podatność na kruche pękanie po wystudzeniu [Maślak, 2008].

Wpływ szybkości nagrzewania stali był również badany w pracy [Kosiorek, 1979]. Zauważono tam, że wraz ze wzrostem szybkości nagrzewania testowanych próbek, wzrastały również wartości pomierzonych dla nich wytrzymałości na rozciąganie R_m i granicy plastyczności R_e , a także modułu sprężystości podłużnej *E*. Zauważono przy tym, że im większa była temperatura badanego materiału, tym wykazany powyżej efekt był ilościowo bardziej znaczący.

Wiadomo również, że wartości wytrzymałości otrzymane w odniesionej do warunków pożaru statycznej próbie rozciągania zależą również od samej metodyki badania. Efekt ten został potwierdzony w pracy [Skowroński, 2000]. W typowym teście izotermicznym, gdy temperatura próbki była stała, a zmieniało się jedynie narastające w czasie i przyłożone do tej próbki obciążenie mechaniczne (tak zwany scenariusz steady-state heating regime - rys. 2.1), wartość uzyskanej w badaniu granicy plastyczności okazywała się z reguły znacząco wyższa w zestawieniu z analogiczną wartością tej samej wytrzymałości, uzyskaną jednak w teście nie-izotermicznym, w którym przyłożone do próbki obciążenie było stałe, zmieniała się natomiast temperatura, narastająca w sposób monotoniczny aż do zerwania (tak zwany scenariusz transient-state heating regime - rys. 2.1). Różnice w uzyskanych wartościach naprężenia były przy tym szczególnie widoczne na poziomie trwałego wydłużenia próbki wynoszącego 0,2% (a więc odpowiadającego umownej granicy plastyczności badanej stali), zanikały natomiast przy wydłużeniu rejestrowanym na poziomie około 1%. Test izotermiczny pozwala na sterowanie obciążeniem lub odkształceniem, podczas gdy temperatura próbki jest stała. W alternatywnym teście nie-izotermicznym próbka jest najpierw poddana obciążeniu siłą rozciągającą o ustalonej wartości, a następnie ogrzewana z utrzymaniem stałej prędkości nagrzewania materiału, aż do momentu zniszczenia. Jak pokazano na rys. 2.1 test izotermiczny



Rys. 2.1. Porównanie wyników uzyskanych w teście izotermicznym (z lewej) i teście nie-izotermicznym (z prawej) (według [Maślak, 2020])

pozwala uzyskać zależność naprężenie-odkształcenie w danej temperaturze badania, natomiast wynikiem testu nie-izotermicznego jest zależność temperatura-odkształcenie przy stałym naprężeniu. W badaniu nie-izotermicznym szybkość nagrzewania ma istotny wpływ na przyrost odkształceń, dlatego test tego rodzaju dobrze jest wykonywać wielokrotnie, przy różnych założonych wstępnie wartościach szybkości nagrzewania. Test izotermiczny jest łatwiejszy do przeprowadzenia, jednak to wyniki testu nie-izotermicznego uznaje się za bardziej realistyczne [Winful et al., 2017].

2.2. ZNACZENIE SPOSOBU I SZYBKOŚCI CHŁODZENIA ROZGRZANEJ STALI

Istotny wpływ na ciągliwość stali identyfikowaną po pożarze ma przebieg i intensywność zrealizowanego w praktyce procesu chłodzenia rozgrzanego elementu. Zmiany zachodzące w strukturze stali będą w dużej mierze uzależnione od tego, czy element stalowy był studzony szybko i w sposób gwałtowny podczas prowadzonej przez straż pożarną akcji gaśniczej, czy też jego stygnięcie przebiegało powoli, bowiem stygł on swobodnie na powietrzu w ramach tak zwanego samo-dogasania pożaru.

Dla wiarygodnej oceny zmian strukturalnych generowanych w procesie chłodzenia rozgrzanej stali kluczowa wydaje się być informacja, czy w trakcie nagrzewania elementu jego maksymalna temperatura była wyższa niż dolna temperatura limitująca zakres inicjowania w tym materiale przemian fazowych. Jednak podczas pożaru, nawet poniżej tej progowej wartości temperatury, w rozważanej stali mogą być inicjowane różnego rodzaju zmiany strukturalne o trwałym charakterze. Mogą one mieć znaczący wpływ zarówno na po-pożarową wytrzymałość jak i po-pożarową plastyczność badanego materiału. Takim trwałym zjawiskiem utrzymującym się w strukturze stali po pożarze jest zwykle chaotyczny rozrost ziaren, aktywowany przez wysoką temperaturę i zatrzymany w strukturze poprzez szybkie chłodzenie stali. Efekt ten został potwierdzony w pracy [Maciejewski et al., 2012], gdzie stal niskowęglową A572-50 nagrzewano z prędkością 105°C/min do różnych poziomów temperatury z przedziału od 300°C do 700°C. Próbki były utrzymywane w ustalonej temperaturze przez 200 minut, a następnie gwałtownie chłodzone w kąpieli wodnej. Badania wykazały około 50%-owy wzrost rozmiaru ziarna struktury stali odnotowany w temperaturze 700°C, podczas gdy w temperaturze nieprzekraczającej poziomu 600°C wzrost ten był jedynie nieznaczny. W temperaturze 700°C w badanej stali zaobserwowano także zjawisko zanikania ziaren perlitu oraz początki sferoidyzacji ziaren cementytu. Niekorzystnym efektem trwałego, chaotycznego rozrostu ziaren może być również zanik struktury pasmowej, co szczegółowo omówiono w pracy [Trilleros et al., 2012], a co za tym idzie zmniejszenie celowo wytworzonej w procesie przetwarzania stali anizotropii jej właściwości mechanicznych.

Innym zjawiskiem zależnym od tempa chłodzenia stali po pożarze jest przemiana austenitu w perlit skutkująca powstaniem drobnoziarnistej struktury podczas swobodnego stygnięcia stali (rys. 2.2). Przemiana ta może nastąpić gdy temperatura stali podczas ekspozycji ogniowej osiągnie wartość co najmniej 700°C–800°C. Część ziaren może wtedy ulec przemianie analogicznie jak w wyżarzaniu normalizującym - tradycyjnej obróbce cieplnej. Podczas tego procesu pod wpływem temperatury występuje zanikanie naprężeń wewnętrznych oraz rozpad faz międzymetalicznych i rozpuszczanie dodatków stopowych w osnowie. Dzięki temu następuje polepszenie właściwości plastycznych, a zarazem rośnie twardość i wytrzymałość stali. Wyżarzanie normalizujące stosuje się również do usunięcia ewentualnych skutków przegrzania, w tym gruboziarnistej mikrostruktury, struktury Widmannstättena, a także w celu zmniejszenia pasmowości. Na etapie nagrzewania stali z perlitu powstaje drobnoziarnisty

austenit. Natomiast na etapie jej powolnego chłodzenia, gdy temperatura jest obniżana z bardzo małą szybkością, powstaje drobnoziarnista struktura ferrytyczno-perlityczna, o ziarnach znacznie mniejszych niż były one w stanie pierwotnym, przed epizodem pożarowym.



Rys. 2.2. Schemat przemiany austenitu w perlit (według R.F. Mehla) [Pacyna, 2005]

Podobne zjawisko, zachodzące wskutek dyfuzji atomów węgla i żelaza, zostało potwierdzone w badaniach opisanych w pracy [Bangi et al., 2014]. Próbki wykonane z różnych stali nagrzewano do temperatury z przedziału 100°C-1000°C, następnie utrzymywano przez godzinę w ustalonej temperaturze i w końcu zapewniono ich swobodne stygnięcie na wolnym powietrzu. Niezależnie od rodzaju badanej stali, w scenariuszach z temperaturą nagrzewania niższą niż 500°C nie obserwowano istotnych zmian wielkości ziarna. Jednak gdy wartość tej temperatury była wyższa od 500°C, przy coraz wyższych wartościach temperatury nagrzewania otrzymywano coraz drobniejsze ziarna. Część ziaren ferrytu i perlitu, która nie brała udziału w przemianie perlitycznej zachowała przy tym swoją pierwotną wielkość i kształt. Przy swobodnym stygnięciu stali i uzyskaniu drobnoziarnistej ferrytycznoperlitycznej struktury materiału, jego właściwości mechaniczne nie ulegały pogorszeniu, a nawet, w niektórych przypadkach, poprawiały się. Zdecydowanie odmienne skutki uzyskiwano jednak w scenariuszach gwałtownego chłodzenia próbek woda. W takich przypadkach w strukturze stali obok ferrytu, który nie brał udziału w przemianie fazowej, powstawały ogniska perlitu o grubych płytkach. Zbyt gwałtowne obniżanie temperatury stali w zakresie przemiany austenitu w ferryt, przy temperaturze nieznacznie przewyższającej wartość A₁ specyfikowaną dla stali zawierających 0,22%–0,24% węgla (np. dla stali w gatunku S355), może powodować powstanie struktury Widmannstättena (rys. 2.3), w której ferryt krystalizuje wzdłuż uprzywilejowanych kierunków i przybiera postać iglastą. Ostre zakończenia igieł ferrytu są w tej sytuacji karbami koncentrującymi naprężenia. Stale o takiej strukturze są na ogół bardzo kruche.



Rys. 2.3. Struktura Widmannstättena w stali podeutektoidalnej (według B. Pawłowskiego) [Pacyna, 2005]

W przypadku nagrzania stali do temperatury przekraczającej wartość odpowiadającą przemianom fazowym, a następnie przy odpowiednio szybkim jej chłodzeniu, można uzyskać strukturę typową dla procesu hartowania stali. Zbyt gwałtowne obniżenie temperatury stali może inicjować w niej przemianę bainityczną lub martenzytyczną, a także skutkować

powstaniem siatki mikropęknięć, które mogą ulegać nie hamowanej propagacji przy dalszym użytkowaniu elementu stalowego. Mimo tego, że szybkie chłodzenie zwiększa twardość stali, to równocześnie zdecydowanie pogarsza jej właściwości plastyczne. Podatność na tego typu zmiany, a tym samym na ryzyko kruchego pękania, wzrasta wraz ze wzrostem zawartości w stali węgla i manganu. Z tego względu zjawiska tego typu będą obserwowane częściej w stali S355 niż w stali S235 [Maślak, Żwirski, 2017], [Zajdel, 2021].

Zwiększona szybkość chłodzenia stali w zakresie występowania austenitu powoduje, że zmiany struktury nie nadążają za szybkością chłodzenia i przemiana ma charakter bezdyfuzyjno-dyfuzyjny. W zależności od szybkości chłodzenia tworzą się zatem obszary zawierające bainit górny (pierzasty), a następnie, przy jeszcze bardziej zwiększonej szybkości chłodzenia, bainit dolny (iglasty). Jeżeli szybkość chłodzenia przekroczy wartość krytyczną, w strukturze stali tworzy się martenzyt. Zarówno struktura bainityczna, jak i struktura martenzytyczna, powstają wskutek przesycenia ferrytu węglem, a zróżnicowanie obu tych mikrostruktur jest skutkiem końcowych właściwości stali odpowiadających poszczególnym strukturom. Schemat tworzenia się bainitu górnego i dolnego został przedstawiony na rys. 2.4.



Rys. 2.4. Schemat tworzenia się bainitu w strukturze gwałtownie chłodzonej stali, w tym: a) bainitu górnego, b) bainitu dolnego (według S. Prowansa) [Pacyna, 2005]

Bainit składa się z ferrytu przesyconego węglem i z węglików. Przemiana bainityczna następuje w zakresie temperaturowym lokującym się pomiędzy przemianą perlityczną, a martenzytyczną. Podczas tworzenia się perlitu następuje dyfuzja atomów węgla i ograniczona dyfuzja atomów żelaza, polegająca na ich przejściu przez granicę międzyfazową austenitu i perlitu. Bainit górny tworzy się w temperaturze od 550°C do 400°C, natomiast bainit dolny w temperaturze poniżej 400°C, a równocześnie powyżej temperatury przemiany martenzytycznej. Proces tworzenia się bainitu górnego rozpoczynają tworzące się wiązki ferrytu o różnych orientacjach, co powoduje lokalny wzrost stężenia węgla w austenicie. Zatem pomiędzy wiązkami ferrytu na granicy międzyziarnowej wydziela się cementyt, a jego ilość zależy od ilości węgla w stali. Pierzasta struktura bainitu górnego powoduje, że stal jest krucha. W miejscu nagromadzenia dużych cząstek cementytu łatwo powstają pustki i pęknięcia, zwłaszcza przy obciążeniu dynamicznym. Wraz z obniżeniem temperatury przemiany zmniejsza się wymiar płytek ferrytu oraz rozmiar cząstek węglików. Równocześnie jednak wzrasta ich liczba. Cechą wyróżniającą bainit dolny jest występowanie w nim dwóch rodzajów wydzieleń cementytu. Cementyt wydziela się z austenitu przesyconego w węgiel, który oddziela płytki ferrytu (na granicy międzyziarnowej), a także w postaci bardzo drobnych

cząstek we wnętrzu płytek (ziaren) ferrytu. Mikrostruktura bainitu dolnego składa się z większej liczby płytek niż mikrostruktura bainitu górnego i jest zbliżona do martenzytu. Taka struktura stali charakteryzuje się znaczną twardością, ale jest to związane również z większą podatnością na kruche pękanie (w zestawieniu z analogiczną strukturą charakteryzującą bainit górny) [Blicharski, 2012].

W skrajnych przypadkach, bardzo intensywne chłodzenie stali może zainicjować w niej przemianę martenzytyczną. Zachodzi ona wtedy, gdy austenit zostanie przechłodzony poniżej temperatury M_s , rozpoczynającej przemianę. Przemiana ta jest bezdyfuzyjna i polega na zmianie struktury krystalicznej stali z regularnie ściennie centrowanej A1 na regularnie przestrzennie centrowaną A2 o nieco większej objętości. Skład chemiczny stali nie ulega zmianie podczas tej przemiany, więc skład martenzytu pozostaje taki sam jak skład austenitu, z którego powstał. Podatność martenzytu na kruche pękanie jest jeszcze większa niż bainitu, ze względu na powstałe w tej przemianie w mikrostrukturze stali naprężenia strukturalne. Dodatkowo, zarówno przemiana bainityczna jak i przemiana martenzytyczna powoduje w stali zanik struktury pasmowej. Przemiana martenzytyczna zachodzi w stalach tylko przy ich ciągłym chłodzeniu w zakresie temperatury M_s-M_f (a więc o granicach uznawanych za początek i koniec tej przemiany). Obie (dolna i górna) graniczne wartości tej temperatury zależą przy tym od zawartości w stali węgla i pierwiastków stopowych. Zależność ta została szczegółowo pokazana na rys. 2.5. Jak łatwo zauważyć, wszystkie pierwiastki stopowe rozpuszczone w austenicie, z wyjątkiem Al i Co, obniżają zarówno temperaturę początku jak i temperaturę końca tego rodzaju przemiany.



Rys. 2.5. Wpływ stężenia: a) węgla na temperaturę M_s i M_f (według S. Prowansa) b) pierwiastków stopowych na temperaturę M_s (według V.I. Zjuzina i innych) [Pacyna, 2005]

Szybkość rozrostu płytek w przemianie martenzytycznej jest porównywalna z prędkością rozchodzenia się dźwięku w stali (1000 m/s –7000 m/s). W miarę obniżania temperatury przemiana ta dokonuje się poprzez tworzenie nowych płytek martenzytu, a nie przez rozrost mniejszych płytek powstałych wcześniej. W początkowej fazie przemiany powstają największe płytki. Ich wielkość zależy od rozmiaru ziarna austenitu. Kolejne płytki są już coraz mniejsze i dogęszczają przestrzeń ziarna. Schemat powstawania płytek martenzytu został przedstawiony szczegółowo na rys. 2.6.



Rys. 2.6. Schemat powstania płytek martenzytu w ziarnach austenitu [Blicharski, 2012]

Potwierdzeniem opisanych różnic w odniesieniu do struktury stali otrzymanej w zależności od zastosowanego w praktyce sposobu jej chłodzenia, są badania opisane w pracy [Peng et al., 2016]. Testy przeprowadzone dla stali SN490C (odpowiednik stali S355) polegały w tym przypadku na nagrzewaniu próbek do różnych wartości temperatury z zakresu 600°C-1000°C, a następnie na godzinnym utrzymywaniu ich w ustalonej temperaturze. Próbki były chłodzone na dwa różne sposoby, przez swobodne stygniecie na wolnym powietrzu oraz alternatywnie, przez ich gwałtowne chłodzenie w kapieli wodnej. Dla wszystkich próbek nagrzewanych do temperatury przewyższającej wartość kojarzoną z przemianą perlityczną, a następnie poddanych szybkiemu chłodzeniu w wodzie, zaobserwowano zarówno obszary zawierające strukturę bainityczną, jak i strukturę martenzytyczna. Procentowy udział tych obszarów był tym większy, im wyższa była temperatura w której rozpoczynano proces chłodzenia. Swobodne stygnięcie próbek na powietrzu nie inicjowało jednak ani przemiany bainitycznej, ani też przemiany martenzytycznej. Korelacje pomiędzy wzajemnym udziałem obszarów bainitu i martenzytu, a skojarzonymi z tymi proporcjami właściwościami mechanicznymi stali potwierdziły wyniki uzyskane w próbie udarności i próbie rozciągania. Próbki poddane chłodzeniu w wodzie, w których nastąpiła przemiana bainityczna i martenzytyczna, charakteryzowały się zmniejszeniem wydłużenia i zdecydowanym pogorszeniem udarności. Przeciwny efekt osiągnięto w próbkach studzonych na wolnym powietrzu. Sposób chłodzenia różnicował również zależności między temperaturą nagrzewania, a wartością granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie. W przypadku próbek poddanych powolnemu stygnięciu, stopień redukcji tych wartości wzrastał wraz ze wzrostem temperatury. Jednak gwałtowne chłodzenie wodą próbek i towarzysząca temu chłodzeniu przemiana bainityczna i martenzytyczna, które zaszły w strukturze stali, skutkowały osiągnieciem większej wytrzymałości na rozciąganie i wyższej granicy plastyczności stali w zestawieniu z analogicznymi wartościami charakteryzującymi tę stal w stanie pierwotnym. Podobne zjawiska uzależnione od wystąpienia w strukturze obszarów bainitu i martenzytu opisano w pracy [Panigrahi, 2006], gdzie analizie poddano stale odporne na temperature pożarowa.

Wpływ różnych metod chłodzenia na krzywe naprężenie-odkształcenie przeanalizowano szczegółowo w pracy [Lee et. al., 2012] na podstawie przeprowadzonych badań doświadczalnych. W próbkach chłodzonych przez studzenie w piecu lub na wolnym powietrzu nie zaobserwowano istotnych zmian w kształcie uzyskanej po badaniu krzywej naprężenie-odkształcenie (w porównaniu do analogicznej krzywej charakterystycznej dla stanu wyjściowego). Jednak w przypadku próbek poddanych szybkiemu chłodzeniu w wodzie, widoczny był zanik półki plastycznej, znaczne skrócenie wydłużenia kojarzonego ze zniszczeniem, a także wyraźnie podwyższenie wytrzymałości na rozciąganie. Wyniki te przedstawiono schematycznie na rys. 2.7.



Rys. 2.7. Kształt krzywej naprężenie-odkształcenie uzyskany dla różnych sposobów chłodzenia rozgrzanej stali (według [Lee et. al., 2012]). Linią ciągłą pokazano w tym zestawieniu zależność dotycząca gwałtownego chłodzenia stali wodą

2.3. ZMIANY PO-POŻAROWE IDENTYFIKOWANE PRZY POWIERZCHNI STALI

Po zakończonych epizodach chaotycznego nagrzewania i chłodzenia stali, typowych dla oddziaływania pożaru, często w przypowierzchniowych warstwach materiału obserwuje się utlenienie jego powierzchni, a także odwęglenie, grafityzację i/lub sferoidyzację cementytu. Mimo, że są to zjawiska o charakterze raczej lokalnym, zachodzą bowiem w zasadzie jedynie w warstwach przypowierzchniowych, mogą mieć istotny wpływ na oceniane po wystudzeniu po-pożarowe właściwości badanej próbki.

Gorące powietrze, oddziałujące na powierzchnię elementu stalowego w czasie pożaru, jest zwykle silnie wzbogacone w dwutlenek węgla. Inicjuje to reakcję utleniania zachodzącą na zewnętrznej powierzchni materiału. Reakcję tę opisują następujące relacje:

$$2Fe + O_2 \rightarrow 2FeO \tag{2.1}$$

$$Fe + CO_2 \rightarrow FeO + CO$$
 (2.2)

$$Fe + H_2 O \rightarrow FeO + H_2$$
 (2.3)

W ich wyniku zewnętrzna powierzchnia stali traci połysk. Wydziela się bowiem na niej warstwa tlenku żelaza *FeO* o grubości zależnej od stopnia dyfuzji z fazy metalicznej jonów żelaza z równoważną liczbą elektronów [Maślak, Żwirski, 2017]. Kolor tej powierzchniowej warstwy, powstałej na skutek utleniania stali po ekspozycji pożarowej, pozwala oszacować temperaturę maksymalnego nagrzania materiału. Żółta barwa świadczy o maksymalnej temperaturze nagrzewania nie przekraczającej 250°C i grubości warstwy tlenku żelaza około 0,05µm. Pozwala to wnioskować, że w materiale nie nastąpiły istotne zmiany wpływające na właściwości mechaniczne i użytkowe. Natomiast barwa niebieska nalotu świadczy o temperaturze nagrzania stali w zakresie 250°C–400°C i odpowiadającej grubości warstwy tlenku żelaza około 0,08µm [Kosiorek, 2000]. W tych warunkach w typowej stali konstrukcyjnej może nastąpić proces starzenia przez wydzielenie się węglikoazotków pierwiastków stopowych lub cementytu trzeciorzędowego na granicach ziaren struktury. Efektem tego zjawiska jest pogorszenie plastyczności materiału i wzrost jego kruchości.

Podobne zjawisko jest obserwowane w procesie spawania w pewnej odległości od spoiny i jest określane "zjawiskiem kruchości na niebiesko", gdzie w stalach konstrukcyjnych struktura ferrytyczno-perlityczna pozostaje bez zmian, jednak wzrasta kruchość materiału. Nagrzewanie stali w temperaturze przekraczającej wartość związaną z rekrystalizacją, czyli w przedziale 700°C–800°C, powoduje powstanie grubszej, wielofazowej warstwy utlenionej zwanej zgorzeliną. Warstwa ta składa się z tlenków żelaza FeO, Fe_2O_3 i Fe_3O_4 , przy czym to faza FeOze względu na jej najniższy stopień utlenienia, graniczy bezpośrednio z materiałem. Warstwa zgorzeliny jest porowata i krucha, a powierzchnia stali silnie zerodowana, bez połysku i gładkości charakterystycznych dla stali w warunkach przed ekspozycją pożarową. Jest to skutek intensywnej dyfuzji tlenu w całej objętości materiału, która następuje w tak wysokiej temperaturze [Gewain et al., 2003]. Bardzo długie nagrzewanie stali w wysokiej temperaturze może skutkować spaleniem materiału, charakteryzującym się wnikaniem atomów tlenu w głąb struktury, wzdłuż granic ziaren, a przez to nadtopieniem granic ziaren w warstwie przypowierzchniowej. Tego typu zmiany, nawet gdy wystąpią tylko lokalnie, wykluczają przydatność materiału do dalszego użytkowania po pożarze [Zajdel, 2021].

Innym zjawiskiem powierzchniowym występującym po pożarze jest odwęglenie stali, które wpływa na zmniejszenie twardości w odwęglonych obszarach i zachodzi zgodnie z reakcją:

$$Fe_3C + CO_2 \rightarrow 3Fe + 2CO \tag{2.4}$$

Skutkuje przy tym zmniejszoną zawartością cementytu w zewnętrznej warstwie przypowierzchniowej ogrzewanej stali [Węgrzyn et al., 2011]. W pracy [Setién et al., 2002] przeprowadzono badania mikrostruktury stali, które uwidoczniły lokalnie występujące ciemne obszary otoczone jasnymi strefami odwęglonego materiału. Efekt ten obserwowany był jedynie na powierzchni próbki. Wewnętrzna struktura materiału pozostała bez zmian, bowiem stal nagrzewano do temperatury poniżej wartości oznaczającej początek rekrystalizacji. Proces odwęglenia przebiega na ogół na powierzchni elementu ale ze względu na wymuszoną dyfuzję cementytu z głębszej strefy materiału powoduje stopniowy zanik jego występowania również w warstwach przypowierzchniowych. Przykładem może być stal o typowej strukturze ferrytyczno-perlitycznej, która po procesie nagrzewania i chłodzenia wykazuje czysto ferrytyczną strukturę w warstwach przypowierzchniowych. Dodatkowo, w odweglonej warstwie zewnętrznej widoczny jest niewielki rozrost ziaren ferrytu. W tym przypadku zjawisko odwęglenia może okazać się korzystne w scenariuszu związanym z powtórnym wystawieniem wystudzonego wcześniej elementu stalowego na ekspozycje pożarowa. Struktura ferrytyczna uniemożliwia wtedy powstawanie stref o wysokiej kruchości, zawierających bainit lub martenzyt. Obszary odwęglone charakteryzują się mniejszą twardością i gorszymi parametrami wytrzymałościowymi, ale równocześnie większą plastycznością i ciągliwością. Elementy stalowe normalizowane na skutek odwęglenia przy powierzchni, mogą wykazywać jednak zwiększoną podatność na inicjowanie i późniejszą propagację pęknięć zmęczeniowych. Przy długim nagrzewaniu rozrost ziaren ferrytu osłabia przeszkody mechaniczne, które mają za zadanie zapobieganie swobodnemu przemieszczaniu się dyslokacji na granicach ziaren [Maślak, 2020].

W warunkach nagrzewania stali w atmosferze utleniającej oprócz zjawiska odwęglenia może wystąpić grafityzacja [Maślak, 2020], czyli rozkład cementytu zgodny z reakcją:

$$Fe_3C \to 3Fe + C \ (grafit)$$
 (2.5)

Poprzez rozkład perlitu następuje wytrącanie się węgla w postaci grafitu, który tworzy ciągłe pasma w kierunku prostopadłym do przyłożonego obciążenia [Vecchio, 2005]. Losowość

rozmieszczenia warstw grafitu powoduje osłabienie stali. Grafit, który jest fazą niemetaliczną i charakteryzuje się małą twardością i wytrzymałością, niekorzystnie wpływa na właściwości mechaniczne stali. Dodatkowo, wydzielenia w postaci płatków o ostrych krawędziach działają jak karb inicjujący kruche pękanie. Zjawisko grafityzacji może zachodzić w przypadku, gdy element był długo narażony na oddziaływanie temperatury około 500°C. W badaniach mikroskopowych grafit obserwowany jest w postaci czarnych wydzieleń, które w połączeniu z otrzymaną powierzchniową strukturą ferrytyczno-perlityczną świadczą o niezupełnej grafityzacji. Natomiast jeśli te wydzielenia są obserwowane w powierzchniowej strukturze ferrytycznej, oznacza to grafityzację zupełną. Podatność na zjawisko grafityzacji zależy także od pierwiastków stopowych występujących w składzie chemicznym. W stalach konstrukcyjnych, zawartość manganu przeciwdziała reakcji wydzielenia grafitu, dlatego stal S355 jest mniej narażona na grafityzację niż stal S235 [Maślak, Żwirski, 2017].

Nagrzewanie elementu stalowego do temperatury przewyższającej wartość temperatury grafityzacji, to znaczy do minimum 550°C, powoduje wzrost prawdopodobieństwa powstania zjawiska sferoidyzacji cementytu. Polega ono na degradacji perlitu przez formowanie się wydzieleń sferoidytu, czyli cementytu kulkowego, powodującego spadek twardości stali [Fajt et al., 2023]. Gdy ekspozycja na wysoką temperaturę podczas pożaru jest bardzo długa, tworza się konglomeraty cementytu o jak największej średnicy. Jednak krótki czas nagrzewania skutkuje częściową sferoidyzacją cementytu. Wtedy w osnowie metalicznej obserwowane są wydzielenia cementytu w postaci kulistych cząstek, a także płytek powstałych w procesie grafityzacji. Powstanie zjawiska sferoidyzacji cementytu zależy w dużej mierze od struktury stali. Perlit drobnoziarnisty charakteryzuje się zdecydowanie szybszym łaczeniem czastek w większe skupiska niż perlit gruboziarnisty. Nawet krótsza ekspozycja próbki na temperaturę wynoszącą około 750°C powoduje powstanie zjawiska sferoidyzacji cementytu. Jednak zachodzi ono w inny sposób niż przy niższych wartościach temperatury. Podczas procesu nagrzewania w stali powstaje struktura składająca się z niejednorodnego austenitu i pozostałości nierozpuszczonego cementytu. Następnie, w procesie chłodzenia, następuje zjawisko sferoidyzacji cementytu spowodowane występowaniem lokalnych różnic w stężeniu składników roztworu. W procesach wytwarzania stali, gdy obróbka cieplna jest kontrolowana i prowadzona w ściśle określonych warunkach, zjawisko sferoidyzacji cementytu jest uważane za korzystne. Pomimo zmniejszenia efektywnej wytrzymałości na rozciąganie i twardości powoduje wzrost ciągliwości stali [Maślak, 2020].

Powyższe efekty należy analizować w połączeniu z intensyfikacją procesu wydzielania się w wysokiej temperaturze węglików pierwiastków stopowych oraz domieszek. Wydzielenia te najczęściej koncentrują się na granicach ziaren ferrytu, a tym samym osłabiają spójność struktury. Niebezpiecznym skutkiem grafityzacji i sferoidyzacji cementytu jest także wzrost kruchości stali [Vecchio, 2005]. Również warstwa powierzchniowa ulegająca odwęgleniu może ułatwiać powstawanie i wzrost mikropęknięć, które z kolei mogą inicjować kruche pękanie stali przy jej dalszym użytkowaniu po pożarze.

3. ZMIANY WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH STALI KONSTRUKCYJNYCH SPECYFIKOWANE PO POŻARZE

Aktualnie obowiązujące normy projektowe nie zawierają zaleceń dotyczących modelowania zachowania się stali w warunkach po-pożarowych. W normie [PN-EN 1993-1-2:2007] podano jedynie wytyczne odnoszące się do określania wartości współczynników redukcyjnych podstawowych właściwości mechanicznych specyfikowanych jednak dla sytuacji pożarowej, i to tylko dla konwencjonalnej stali węglowej. Ze względu na opisane w rozdziale 2 niniejszej pracy możliwe zmiany strukturalne o trwałym charakterze obserwowane a'posteriori w wystudzonej stali po uprzednich epizodach jej nagrzewania i chłodzenia, oczywistym jest, że właściwości mechaniczne tej stali specyfikowane po pożarze będą różnić się w sposób znaczący od analogicznych właściwości charakteryzujących tę samą stal ocenianą przed pożarem. Po-pożarowa ocena stopnia redukcji podstawowych parametrów wytrzymałościowych analizowanej stali może zatem w tej sytuacji być prowadzona jedynie na podstawie odpowiednio zaprojektowanych badań eksperymentalnych, zgodnie z [Aziz, Kodur, 2013].

Na podstawie wyników uzyskanych z odpowiednio licznego zbioru tego rodzaju badań w pracy [Maraveas, Fasoulakis, 2014] podjęto próbę opracowania uogólnionych zależności pozwalających na określenie stopnia redukcji podstawowych właściwości mechanicznych stali, specyfikowanych po pożarze. Dotyczą one przypadku swobodnego chłodzenia rozgrzanej stali na wolnym powietrzu. W odniesieniu do konwencjonalnej stali niestopowej zaproponowano następujące równania:

• współczynnik redukcyjny dotyczący granicy plastyczności:

$$\frac{f_{y,\theta,post}}{f_{y,20}} = \begin{cases} 1 & \theta_a \le 600^{\circ}C \\ 1,504 - \theta_a/1200 & 600^{\circ}C < \theta_a < 900^{\circ}C \\ 0,748 & \theta_a \ge 900^{\circ}C \end{cases}$$
(3.1)

• współczynnik redukcyjny dotyczący wytrzymałości na rozciąganie:

$$\frac{f_{u,\theta,post}}{f_{u,20}} = \begin{cases} 1 & \theta_a \le 600^{\circ}C \\ 1,208 - \theta_a/2900 & 600^{\circ}C < \theta_a < 900^{\circ}C \\ 0,896 & \theta_a \ge 900^{\circ}C \end{cases}$$
(3.2)

• współczynnik redukcyjny dotyczący modułu sprężystości liniowej:

$$\frac{E_{a,\theta,post}}{E_{a,20}} = \begin{cases} 1 & \theta_a \le 600^{\circ}C \\ 1,431 - \theta_a/1400 & \theta_a > 600^{\circ}C \end{cases}$$
(3.3)

Litera Θ w dolnym indeksie oznacza zależność od maksymalnej temperatury do której dana stal była nagrzana podczas ekspozycji pożarowej. Maksymalną temperaturę nagrzewania, od której zależą wartości współczynników redukcyjnych oznaczono symbolem Θ_a .

W odniesieniu do stali stopowych, a także do stali wysokich wytrzymałości, redukcja modułu sprężystości liniowej opisywana jest zależnością (3.3), a zatem w sposób identyczny jak dla stali węglowych. Pozostałe współczynniki opisywane są jednak w sposób odmienny, zależnościami (3.4) i (3.5), w szczególności:
• współczynnik redukcyjny dotyczący granicy plastyczności:

$$\frac{f_{y,\theta,post}}{f_{y,20}} = \begin{cases} 1 & \theta_a \le 600^{\circ}C \\ 1,756 - \theta_a/800 & 600^{\circ}C < \theta_a < 800^{\circ}C \\ 0,748 & \theta_a \ge 800^{\circ}C \end{cases}$$
(3.4)

• współczynnik redukcyjny dotyczący wytrzymałości na rozciąganie:

$$\frac{f_{u,\theta,post}}{f_{u,20}} = \begin{cases} 1 & \theta_a \le 600^{\circ}C \\ 1,655 - \theta_a/920 & 600^{\circ}C < \theta_a < 800^{\circ}C \\ 0,782 & \theta_a \ge 800^{\circ}C \end{cases}$$
(3.5)

Zależności (3.1)-(3.5) zestawiono na rys. 3.1 z wynikami uzyskanymi w różnych testach. Ich szczegółowa analiza pozwala wnioskować, że w ramach rozważanej populacji wyników dają one bezpieczne oszacowania analizowanych współczynników.



Rys. 3.1. Porównanie stopni redukcji po-pożarowych właściwości stali zaproponowanych w pracy [Maraveas, Fasoulakis, 2014] z odpowiadającymi im wynikami badań eksperymentalnych, w tym dotyczących kolejno: a) granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) modułu sprężystości liniowej

Alternatywne podejście do specyfikacji zależności stopnia redukcji po-pożarowych właściwości mechanicznych stali od maksymalnej temperatury do której stal ta była nagrzewana zaproponowano w pracach [Molkens et al., 2021a] i [Molkens et al., 2021b]. Miarą redukcji danej właściwości specyfikowanej po pożarze jest w tym ujęciu tak zwany współczynnik retencji interpretowany jako iloczyn normowego współczynnika redukcyjnego (odpowiednio $k_{y,\theta}$, $k_{u,\theta}$, $k_{\varepsilon u,\theta}$, $k_{E,\theta}$) określonego jak dla warunków pożarowych oraz odpowiadającego mu współczynnika odzysku (odpowiednio $r_{y,\theta}$, $r_{u,\theta}$, $r_{\varepsilon u,\theta}$, $r_{E,\theta}$). Współczynniki odzysku są w tej metodzie ilorazem wartości danej właściwości specyfikowanej po pożarze i najmocniej zredukowanej wartości tej samej właściwości określonej przy założeniu sytuacji pożarowej. Mogą zatem osiągać wartości wyższe niż 1, co oznacza, że dana stal analizowana po pożarze w pełni odzyskała swoje pierwotne właściwości.

Na rys. 3.2 przedstawiono wartości opisanych powyżej współczynników retencji odniesione do stali węglowych i kalibrowanych na podstawie badań eksperymentalnych opisanych w pracach [Smith et al., 1981], [Outinen, 2007], [Lee, 2012] oraz [Lu et al., 2016]. Przerywaną linią na rys. 3.2a oraz rys. 3.2d oznaczono w celach porównawczych wartości odpowiadających im normowych współczynników redukcyjnych *k* odniesionych do sytuacji pożaru (na podstawie [PN-EN 1993-1-2:2007]).



Rys. 3.2. Zestawienie wyników badań doświadczalnych i zalecanych do stosowania wartości współczynników retencji opracowanych dla stali węglowych, w tym dotyczących kolejno:
a) granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) odkształcenia granicznego, d) modułu sprężystości liniowej (według [Molkens et al., 2021b])

Analogiczne zalecenia dotyczące tym razem stali nierdzewnych o strukturze austenitycznej, zaprezentowane również w [Molkens et al., 2021a], przedstawiono na rys. 3.3 (niebieska linia ciągła). Kalibrowanie przeprowadzono w tym przypadku na podstawie wyników badań eksperymentalnych raportowanych w pracach [Felicetti et al., 2009], [Gao et al., 2017],

[Hu et al., 2019] oraz [Wang et al., 2014]. Czerwoną, przerywaną linią oznaczono na tych wykresach wartości współczynnika redukcyjnego specyfikowanego dla sytuacji pożarowej, odpowiednio $k_{0.2,p,\theta}$, $k_{u,\theta}$, $k_{\varepsilon u,\theta}$, $k_{E,\theta}$, zalecane do stosowania dla tego rodzaju stali w pracy [Afshan et al., 2017].



Rys. 3.3. Zestawienie wyników badań doświadczalnych i zalecanych wartości współczynników retencji opracowanych dla stali nierdzewnych o strukturze austenitycznej, w tym dotyczących kolejno:
a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) odkształcenia granicznego, d) modułu sprężystości liniowej (według [Molkens et al., 2021a])

Podobne zestawienia, opracowane tym razem dla stali o strukturze austenitycznoferrytycznej typu duplex, pokazano na rys. 3.4 (według [Molkens et al., 2021a]). Współczynniki retencji kalibrowano tu z wykorzystaniem wyników badań eksperymentalnych raportowanych w pracach [Tao et al., 2018] i [Huang, Young, 2018]. Podobnie jak na rysunkach przywołanych wcześniej proponowane wartości współczynników retencji zestawiono z odpowiadającymi im wartościami współczynników redukcyjnych specyfikowanych dla sytuacji pożarowej, w tym odpowiednio: $k_{0.2,p,\theta}$, $k_{u,\theta}$, $k_{\varepsilon u,\theta}$, $k_{E,\theta}$. Współczynniki te zgromadzono na podstawie pracy [Afshan et al., 2017].



Rys. 3.4. Zestawienie wyników badań doświadczalnych i zalecanych wartości współczynników retencji opracowanych dla stali o strukturze austenityczno-ferrytycznej typu duplex, w tym dotyczących kolejno: a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) odkształcenia granicznego, d) modułu sprężystości liniowej (według [Molkens et al., 2021a])

Kolejna grupa wykresów (rys. 3.5) dotyczy stali nierdzewnych o strukturze ferrytycznej. Współczynniki retencji odniesione do tych stali i zaproponowane w pracy [Molkens et al., 2021a] skonfrontowano z wynikami badań raportowanych w pracach [Huang, Young, 2017] i [Tao et al., 2018]. Czerwoną linią przerywaną pokazano na tych wykresach wartości odpowiednich współczynników redukcyjnych specyfikowanych dla sytuacji pożarowej, w tym kolejno $k_{0.2,p,\Theta}$, $k_{u,\Theta}$, $k_{\varepsilon u,\Theta}$, $k_{E,\Theta}$. Współczynniki te cytowano za pracą [Afshan et al., 2017].

Łączna analiza rysunków 3.2-3.5 pozwala na wyciągnięcie następujących wniosków ogólnych (rys. 3.6):

- stale nierdzewne, niezależnie od charakteryzującej daną stal struktury wewnętrznej, zachowują po epizodzie pożarowym granicę plastyczności, jeżeli tylko nie były nagrzewane do temperatury powyżej 750°C. Temperatura graniczna specyfikowana dla konwencjonalnych stali węglowych jest w tej sytuacji niższa i wynosi jedynie 600°C;
- stopień redukcji po pożarze wartości wytrzymałości na rozciąganie jest niewielki dla wszystkich rozważanych powyżej gatunków stali;
- konstrukcyjne stale węglowe wykazują po pożarze silniejszą redukcję wartości odkształcenia granicznego, jeżeli tylko ich nagrzewanie mieściło się w zakresie temperaturowym 200°C–800°C;



Rys. 3.5. Zestawienie wyników badań doświadczalnych i zalecanych wartości współczynników retencji opracowanych dla stali nierdzewnych o strukturze ferrytycznej, w tym dotyczących kolejno:
a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) odkształcenia granicznego, d) modułu sprężystości liniowej (według [Molkens et al., 2021a])

- przy nagrzewaniu stali nierdzewnych do temperatury wyższej niż specyfikowana dla nich dolna graniczna temperatura przemiany fazowej po-pożarowa odkształcalność stali tego typu drastycznie spada, jednak jedynie w sytuacji gdy charakteryzowała ją struktura ferrytyczna. W stalach nierdzewnych o strukturze austenitycznej, a także w stalach tego typu o dwufazowej strukturze austenityczno-ferrytycznej typu duplex nie obserwuje się w tych okolicznościach istotnej zmiany specyfikowanej po pożarze wartości odkształcenia granicznego;
- współczynnik retencji modułu sprężystości liniowej wyznaczany zarówno dla stali nierdzewnych, jak i dla konwencjonalnej stali węglowej jest bardzo wysoki, niezależnie od zrealizowanej w praktyce w warunkach pożaru temperatury nagrzewania. Po-pożarowa względna redukcja sztywności jest przy tym nieznacznie mniejsza w przypadku stali węglowych, niemniej jednak dla wszystkich rozpatrywanych stali nie przewyższa wartości 10%.

Niezależnie od rekomendowanych dla danego rodzaju stali wartości kolejnych współczynników retencji w pracach [Molkens et al., 2021a] i [Molkens et al., 2021b] za pracą [Sykora et al., 2017] przywołuje się zalecane do stosowania wartości częściowych współczynników bezpieczeństwa niezbędne do specyfikacji odpowiednich wartości obliczeniowych. Zestawiono je w Tabeli 3.1.



Rys. 3.6. Porównanie współczynników retencji wyznaczonych dla stali węglowych, stali nierdzewnych bez gatunków ferrytycznych i stali nierdzewnych ferrytycznych oraz stali duplex, dotyczących: a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) odkształcenia granicznego, d) modułu sprężystości liniowej ([Molkens et al., 2021a] i [Molkens et al., 2021b])

Tabela 3.1. Częściowe współczynniki bezpieczeństwa (według [Sykora et al., 2017])

	Maksymalna temperatura	Współczynnik bezpieczeństwa			
Rodzaj stali	nagrzewania w pożarze Θ_a	Υμ0,Ø,post			
	[°C]	[-]			
Stale węglowe	$\Theta_a > 650^o C$	1,15			
Stale austenityczne	$\Theta_a > 750^o C$	1,15			
Stale duplex	$\Theta_a > 500^o C$	1,15			
Stale formutuezne	$\Theta_a > 500^o C$	1,20			
State terrytyczne	$\Theta_a > 800^o C$	1,25			

Analiza zmian właściwości mechanicznych w stali typu Lean duplex po pożarze została przeprowadzona w pracy [Huang, Young, 2018]. Zaproponowano wartości współczynników redukcyjnych umownej granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie, odkształcenia granicznego oraz modułu sprężystości liniowej zgodnie z zależnościami:

• współczynnik redukcyjny dotyczący umownej granicy plastyczności:

$$\frac{f_{y,\theta,post}}{f_{y,20}} = \begin{cases} 1 & 24^{\circ}C \leq \Theta_a \leq 500^{\circ}C \\ 1 - 0,63(\Theta_a - 500)/\Theta_a & 500^{\circ}C < \Theta_a \leq 1000^{\circ}C \end{cases}$$
(3.6)

• współczynnik redukcyjny dotyczący wytrzymałości na rozciąganie:

$$\frac{f_{u,\Theta,post}}{f_{u,20}} = 1 \qquad \qquad 24^{\circ}C \leq \Theta_a \leq 1000^{\circ}C \qquad (3.7)$$

• współczynnik redukcyjny dotyczący modułu sprężystości liniowej:

$$\frac{E_{a,\theta,post}}{E_{a,20}} = 1 \qquad \qquad 24^{\circ}C \leq \Theta_a \leq 1000^{\circ}C \qquad (3.8)$$

• współczynnik redukcyjny dotyczący odkształcenia granicznego:

$$\frac{\varepsilon_{u,\theta,post}}{\varepsilon_{u,20}} = \begin{cases} 1 - 7.54 * 10^{-6} (\Theta_a - 24)^{2.5} / \Theta_a & 24^{\circ}C \leq \Theta_a \leq 600^{\circ}C \\ -4.1 + 8.5 * 10^{-3}\Theta_a & 600^{\circ}C < \Theta_a \leq 700^{\circ}C \\ 1.85 & 700^{\circ}C < \Theta_a \leq 900^{\circ}C \\ 6.98 - 5.7 * 10^{-3}\Theta_a & 900^{\circ}C < \Theta_a \leq 1000^{\circ}C \end{cases}$$
(3.9)

Zależności współczynników redukcyjnych od temperatury nagrzewania (3.6÷3.9) zostały porównane do badań eksperymentalnych na rys. 3.7.



Rys. 3.7. Porównanie stopni redukcji po-pożarowych właściwości stali Lean Duplex zaproponowanych w pracy [Huang, Young, 2018] z odpowiadającymi im wynikami badań eksperymentalnych, dotyczących kolejno: a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) odkształcenia granicznego, d) modułu sprężystości liniowej

W literaturze znane są badania dotyczące redukcji właściwości mechanicznych odpowiedników stali S355 po przejściu przez epizod pożarowy i wystudzonych do temperatury pokojowej. W pracy [Shi et al., 2022] badano stal Q345 z rozróżnieniem dwóch sposobów chłodzenia próbek. Dla stali poddanej powolnemu stygnięciu na wolnym powietrzu zaproponowano następujące zależności dla współczynników redukcyjnych:

• współczynnik redukcyjny dotyczący granicy plastyczności:

$$\frac{f_{y,\theta,post}}{f_{y,20}} = \begin{cases} 1 & \theta_a \le 500^{\circ}C \\ 0.8441 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^4 - 0.5259 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^3 - 0.4818 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^2 + 1 & 500^{\circ}C < \theta_a \le 1000^{\circ}C \end{cases} (3.10)$$

• współczynnik redukcyjny dotyczący wytrzymałości na rozciąganie:

$$\frac{f_{u,\theta,post}}{f_{u,20}} = \begin{cases} 1 & \theta_a \le 500^{\circ}C \\ -0.3431 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^4 + 1.187 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^3 - 0.91 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^2 + 1 & 500^{\circ}C < \theta_a \le 1000^{\circ}C \end{cases}$$
(3.11)

• współczynnik redukcyjny dotyczący modułu sprężystości liniowej:

$$\frac{E_{a,\theta,post}}{E_{a,20}} = 1 \qquad \qquad \Theta_a \le 1000^{\circ}C \tag{3.12}$$

• współczynnik redukcyjny dotyczący wydłużenia całkowitego:

$$\frac{A_{5,\theta,post}}{A_{5,20}} = \begin{cases} 1 & \Theta_a \le 500^{\circ}C \\ -2.858 \left(\frac{\Theta_a}{500} - 1\right)^4 + 3.142 \left(\frac{\Theta_a}{500} - 1\right)^3 - 0.253 \left(\frac{\Theta_a}{500} - 1\right)^2 + 1 & 500^{\circ}C < \Theta_a \le 800^{\circ}C \\ 1.217 & 800^{\circ}C < \Theta_a \le 1000^{\circ}C \end{cases}$$
(3.13)

• współczynnik redukcyjny dotyczący przewężenia przekroju:

$$\frac{Z_{\theta,post}}{Z_{20}} = \begin{cases} 1 & \theta_a \le 500^{\circ}C \\ -0.2455 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^4 - 0.3602 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^3 + 0.6031 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^2 + 1 & \frac{500^{\circ}C}{800^{\circ}C} < \theta_a \le 800^{\circ}C \\ 1.108 & 800^{\circ}C < \theta_a \le 1000^{\circ}C \end{cases}$$
(3.14)

Natomiast w przypadku gwałtownego studzenia wodą stali poddanej ekspozycji pożarowej zaproponowano zależności:

• współczynnik redukcyjny dotyczący granicy plastyczności:

$$\frac{f_{y,\theta,post}}{f_{y,20}} = \begin{cases} 1 & \theta_a \le 500^{\circ}C \\ 0.07909 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^4 - 1.694 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^3 + 2.963 \left(\frac{\theta_a}{500} - 1\right)^2 + 1 & 500^{\circ}C < \theta_a \le 1000^{\circ}C \end{cases} (3.15)$$

• współczynnik redukcyjny dotyczący wytrzymałości na rozciąganie:

$$\frac{f_{u,\theta,post}}{f_{u,20}} = \begin{cases} 1 & \Theta_a \le 500^{\circ}C \\ -3.99\left(\frac{\Theta_a}{500} - 1\right)^4 + 2.897\left(\frac{\Theta_a}{500} - 1\right)^3 + 2.01\left(\frac{\Theta_a}{500} - 1\right)^2 + 1 & 500^{\circ}C < \Theta_a \le 1000^{\circ}C \end{cases}$$
(3.16)

• współczynnik redukcyjny dotyczący modułu sprężystości liniowej:

$$\frac{E_{a,\theta,post}}{E_{a,20}} = \begin{cases} 1 & \theta_a \le 400^{\circ}C \\ -0.1796 \left(\frac{\theta_a}{400} - 1\right)^4 + 0.5003 \left(\frac{\theta_a}{400} - 1\right)^3 - 0.4012 \left(\frac{\theta_a}{400} - 1\right)^2 + 1 & 400^{\circ}C < \theta_a \le 1000^{\circ}C \end{cases} (3.17)$$

• współczynnik redukcyjny dotyczący wydłużenia całkowitego:

$$\frac{A_{5,\theta,post}}{A_{5,20}} = \begin{cases} 1 & \Theta_a \le 500^{\circ}C \\ -2.285 \left(\frac{\Theta_a}{500} - 1\right)^4 + 6.064 \left(\frac{\Theta_a}{500} - 1\right)^3 - 4.404 \left(\frac{\Theta_a}{500} - 1\right)^2 + 1 & 500^{\circ}C < \Theta_a \le 800^{\circ}C \\ 0.3503 & 800^{\circ}C < \Theta_a \le 1000^{\circ}C \end{cases}$$
(3.18)

• współczynnik redukcyjny dotyczący przewężenia przekroju:



Rys. 3.8. Porównanie zależności współczynnika redukcji po-pożarowych właściwości stali od temperatury nagrzewania zaproponowanych w pracy [Shi et al., 2022] dla stali Q345 (odpowiednik S355) z odpowiadającymi im wynikami badań eksperymentalnych, dotyczących kolejno: a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) modułu sprężystości liniowej, d) wydłużenia całkowitego, e) przewężenia przekroju

Badania dotyczące zmiany po-pożarowych właściwości mechanicznych stali Q355 (odpowiednik stali S355, zastępujący od 2019 roku stal Q345 produkowaną w Chinach) zostały opisane w pracy [Zhang et al., 2020a]. Opracowano zależności przestawiające stopień redukcji granicy plastyczności w odniesieniu do dwóch przypadków chłodzenia wodą. W przypadku chłodzenia stali pianą gaśniczą mają one następującą formę: • współczynnik redukcyjny dotyczący granicy plastyczności:

$$\frac{f_{y,\theta,post}}{f_{y,20}} = -1.373 \cdot 10^{-9} \theta_a^{\ 3} + 9.480 \cdot 10^{-7} \theta_a^{\ 2} - 1.278 \cdot 10^{-4} \theta_a + 0.995 \qquad 20^{\circ} C \le \theta_a \le 900^{\circ} C \tag{3.20}$$

• współczynnik redukcyjny dotyczący wytrzymałości na rozciąganie:

 $\frac{f_{u,\theta,post}}{f_{u,20}} = -4.163 \cdot 10^{-10} \theta_a^{\ 3} + 5.252 \cdot 10^{-8} \theta_a^{\ 2} + 5.360 \cdot 10^{-5} \theta_a + 0.993 \qquad 20^{\circ} C \le \theta_a \le 900^{\circ} C \tag{3.21}$

• współczynnik redukcyjny dotyczący modułu sprężystości liniowej:

$$\frac{E_{a,\theta,post}}{E_{a,20}} = -4.451 \cdot 10^{-10} \Theta_a^{\ 3} + 4.763 \cdot 10^{-7} \Theta_a^{\ 2} - 1.051 \cdot 10^{-4} \Theta_a + 1.002 \qquad 20^{\circ} C \le \Theta_a \le 900^{\circ} C \tag{3.22}$$

• współczynnik redukcyjny dotyczący odkształcenia granicznego:

$$\frac{\varepsilon_{u,\theta,post}}{\varepsilon_{u,20}} = \begin{cases} 6.249 \cdot 10^{-8} \theta_a^2 + 1.753 \cdot 10^{-5} \theta_a + 0.994 & 20^{\circ} C \le \theta_a \le 600^{\circ} C \\ -3.793 \cdot 10^{-8} \theta_a^3 + 8.205 \cdot 10^{-5} \theta_a^2 - 0.058 \theta_a + 14.452 & 600^{\circ} C < \theta_a \le 900^{\circ} C \end{cases}$$
(3.23).

Drugim rozważanym przypadkiem było gwałtowne chłodzenie wodą rozgrzanej stali. Opracowane zależności odniesione do tej sytuacji przedstawiają się następująco:

• współczynnik redukcyjny dotyczący granicy plastyczności:

$$\frac{f_{y,\theta,post}}{f_{y,20}} = 3.037 \cdot 10^{-9} \Theta_a^{\ 3} \cdot 3.289 \cdot 10^{-6} \Theta_a^{\ 2} + 9.045 \cdot 10^{-4} \Theta_a + 0.973 \qquad 20^{\circ} C \le \Theta_a \le 900^{\circ} C \tag{3.24}$$

• współczynnik redukcyjny dotyczący wytrzymałości na rozciąganie:

$$\frac{f_{u,\theta,post}}{f_{u,20}} = 2.919 \cdot 10^{-9} \theta_a^{\ 3} \cdot 3.232 \cdot 10^{-6} \theta_a^{\ 2} + 8.859 \cdot 10^{-4} \theta_a + 0.973 \qquad 20^{\circ} C \le \theta_a \le 900^{\circ} C \tag{3.25}$$

• współczynnik redukcyjny dotyczący modułu sprężystości liniowej:

$$\frac{E_{a,\theta,post}}{E_{a,20}} = -5.681 \cdot 10^{-10} \theta_a^{\ 3} + 5.871 \cdot 10^{-7} \theta_a^{\ 2} - 1.124 \cdot 10^{-4} \theta_a + 1.002 \qquad 20^{\circ} C \le \theta_a \le 900^{\circ} C \qquad (3.26)$$

• współczynnik redukcyjny dotyczący odkształcenia granicznego:

$$\frac{\varepsilon_{u,\theta,post}}{\varepsilon_{u,20}} = -3.930 \cdot 10^{-9} \Theta_a^{\ 3} + 3.903 \cdot 10^{-6} \Theta_a^{\ 2} - 8.726 \cdot 10^{-4} \Theta_a + 1.026 \qquad 20^{\circ} C \le \Theta_a \le 900^{\circ} C \tag{3.27}.$$

Przedstawione na rys. 3.8 i rys. 3.9 zalecane zależności współczynników redukcyjnych właściwości mechanicznych odpowiedników stali S355 wystudzonej po ekspozycji pożarowej porównane zostały do badań eksperymentalnych wykonanych przez autorów prac [Shi et al., 2022] oraz [Zhang et al., 2020a]. W przypadku próbek wygrzewanych w temperaturze większej niż 600°C i gwałtownie schłodzonych wodą, widoczne jest znaczne podwyższenie wytrzymałości związane z efektywnym utwardzaniem materiału. Skutkuje to jednak obniżeniem ciągliwości badanej stali, a tym samym zwiększeniem jej podatności na kruche pękanie.



Rys. 3.9. Porównanie zależności współczynnika redukcji po-pożarowych właściwości stali od temperatury nagrzewania zaproponowanych w pracy [Zhang et al., 2020a] dla stali Q355 (odpowiednik S355) z odpowiadającymi im wynikami badań eksperymentalnych, dotyczących kolejno: a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) modułu sprężystości liniowej, d) odkształcenia granicznego

4. KRUCHE PĘKANIE STALI W WARUNKACH PO-POŻAROWYCH

4.1. ROZWÓJ PĘKNIĘĆ W STALACH UŻYTKOWANYCH PO POŻARZE

4.1.1. Definicja i klasyfikacja pękania

Pękaniem definiuje się proces zniszczenia materiału na skutek utraty jego spójności pod wpływem działających naprężeń. Jest to zazwyczaj ostatnie stadium procesu odkształcenia, dlatego przebieg procesu pękania jest zależny od charakteru wcześniejszego odkształcenia materiału [Wyrzykowski et al., 1999]. Proces pękania, podobnie jak odkształcenie jest uzależniony od właściwości materiału i jest inicjowany przez naprężenia mechaniczne lub naprężenia cieplne [Godula, 2013].

Natomiast mianem pęknięcia definiowana jest nieciągłość struktury materiału o określonej wielkości i kształcie, na której nie działają siły wiązań atomowych. Powstanie dodatkowych naprężeń mechanicznych lub cieplnych w materiale może powodować wzrost pęknięcia lub wzajemne przemieszczanie się pęknięć. Pęknięcia mogą istnieć tylko wewnątrz materiału, lub częściowo wnikać w materiał, jak również mogą przecinać materiał na wskroś. Zakłada się, że proces pękania lub wzrost pęknięcia polega na zwiększeniu jego długości. Front pęknięcia przeważnie jest regularny, a w przypadku braku dodatkowych obciążeń jego powierzchnie są płaskie [Neimitz, 1998].

W literaturze wyróżnia się kilka klasyfikacji pękania, definiowanego według różnorodnych kryteriów. W [Neimitz, 1998] opracowano podział ze względu na orientację makroskopową powierzchni złomu, gdzie wyróżnia się:

- pękanie ciągliwe, tzw. ścięcie, podczas którego następuje zerwanie wiązań atomowych na skutek oddziaływania naprężeń stycznych w płaszczyźnie pękania równoległej do kierunku naprężenia poprzez ścinanie poprzeczne lub wzdłużne;
- pękanie rozdzielcze (łupliwe), tzw. oderwanie, które zachodzi na skutek zerwania wiązań atomowych poprzez oddziaływanie naprężeń normalnych (rozciągających) w płaszczyźnie pękania prostopadłej do kierunku naprężenia.

W procesie pękania stan naprężeń podczas odkształcenia może być zmienny, co uniemożliwia jednoznaczne określenie mechanizmu jako pęknanie ciągliwe lub rozdzielcze.

Inną klasyfikacją pękania jest podział ze względu na energochłonność procesu zniszczenia oraz intensywność odkształcenia plastycznego w tym procesie. Wyróżnia się następujące rodzaje pękania:

- pękanie plastyczne zniszczenie materiału jest poprzedzone odkształceniem plastycznym, które powoduje relaksację naprężeń w miejscach ich koncentracji. Aby nastąpiło zniszczenie konieczna jest duża siła zewnętrzna wymuszająca dalsze odkształcenie materiału oraz wywołująca naprężenie przekraczające granicę plastyczności [Butnicki, 1996]. Plastyczne zniszczenie materiału nie ma charakteru nagłego, dlatego że powolnemu rozprzestrzenianiu się pęknięcia towarzyszy łatwe do zaobserwowania, intensywne odkształcenie plastyczne. Rozdzielenie materiału następuje w miejscu występowania płaszczyzn z maksymalną wartością naprężeń stycznych, a więc pękanie następuje poprzez mechanizm ścinania [Grabski, 2000];
- pękanie kruche zniszczenie charakteryzuje się małą energochłonnością procesu, rozwija się szybko, w sposób niekontrolowany, przy bardzo małych odkształceniach

plastycznych. Pęknięcie propaguje bez dodatkowego zwiększenia obciążenia, gdy wartość naprężenia przekroczy określoną wartość, mniejszą od granicy plastyczności. Pękanie kruche zachodzi w sposób nagły, jego propagacja nie jest poprzedzona odkształceniem plastycznym materiału. Na powierzchni złomu powstają pęknięcia o powierzchni zorientowanej prostopadle do kierunku przyłożonego obciążenia [Wyrzykowski et al., 1999].



Rys. 4.1. Rodzaje pęknięcia obserwowanego na przełomie stali: a) plastyczne, b) kruche

Ze względu na powstanie pęknięcia w mikrostrukturze stali, zgodnie z [Przybyłowicz, 1984] wyróżnia się dwa rodzaje pękania materiałów polikrystalicznych:

- pęknięcie transkrystaliczne, które rozprzestrzenia się przez ziarna. Pękanie ma charakter kruchy, ale może być też poprzedzone znacznymi odkształceniami plastycznymi. Zachodzi w materiale w przypadku, gdy wtrącenia są równomiernie rozmieszczone w materiale i nie występuje ich segregacja na granicach ziaren [Jackiewicz, 2012];
- pęknięcie międzykrystaliczne, które rozprzestrzenia się wzdłuż granic ziaren. Zmiany składu fazowego i chemicznego w strefach przy granicach ziaren osłabiają wytrzymałość wiązań atomowych między ziarnami i następuje inicjacja pęknięcia. Powodem powstania tego pęknięcia może być segregacja wtrąceń, takich jak siarczki, tlenki, węgliki, która następuje najczęściej na granicach ziaren [Godula, 2013].



Rys. 4.2. Schemat pęknięcia w strukturze stali: a) transkrystalicznego, b) międzykrystalicznego (na podstawie [Neimitz, 1998])

4.1.2. Opis rozwoju pęknięć w stalach

Proces pękania rozpoczyna zarodkowanie pęknięcia, wspomagane przez lokalne odkształcenie plastyczne otaczającego materiału. Pęknięcie rozprzestrzenia się, gdy lokalne, skoncentrowane naprężenie rozciągające przekracza pewną krytyczną wartość naprężenia konieczną do powstania pęknięcia. Propagacja pęknięcia przebiega w dwóch stadiach. W pierwszym stadium pęknięcie rozprzestrzenia się powoli podczas zwiększania obciążenia, natomiast w drugim stadium następuje krytyczny, niekontrolowany wzrost pęknięcia, co w konsekwencji prowadzi do zniszczenia materiału. Niektóre stale charakteryzują się w pełni plastycznym pękaniem nawet po pożarze, a ich struktura nie pozwala na powstanie kruchego pękania. Materiał może wykazywać zdolność do samohamowania zainicjowanych pęknięć, zapobiegającego nagłemu zniszczeniu.

Zniszczenie materiału w sposób kruchy lub plastyczny charakteryzuje się różnymi mechanizmami pękania. Występujące w stopie wydzielenia takie jak: węgliki, azotki, tlenki, borki i krzemiany są niekoherentne z osnową i stanowią pustkę krystalograficzną. W wysokiej temperaturze następuje segregacja wtrąceń na granicach ziaren, a ich kumulacja inicjuje powstanie kruchego pęknięcia. Natomiast siarczki manganu i defekty struktury takie jak mikropustki, powodują powstanie plastycznego pęknięcia. Proces pękania może mieć również charakter mieszany, a więc zawierać powstałe na różnych etapach tego procesu pęknięcia plastyczne i kruche. W takim przypadku początkowe zarodkowanie pęknięć powstaje przy dużym odkształceniu materiału, jednak późniejsze rozprzestrzenienie się pęknięć może przebiegać z dużą prędkością w sposób niekontrolowany. Analiza mechanizmów pękania i procesów rozwoju pęknięcia pozwala zidentyfikować właściwości mikrostruktury wpływające na podatność lub odporność na kruche pękanie [Knott, 1992].

Wpływ wtrąceń na rozwój pęknięcia jest zależny od wielkości ich współczynnika rozszerzalności cieplnej, który w przypadku tlenków i krzemianów jest mniejszy od współczynnika rozszerzalności osnowy metalicznej. W takim przypadku osnowa podczas nagrzewania "zaciska" wtrącenie. Zachowanie ciągłości pomiędzy siatką dyslokacji w osnowie, a kruchą cząstką inicjuje propagację pęknięcia. Natomiast siarczki manganu charakteryzują się większym współczynnikiem rozszerzalności cieplnej niż osnowa. Wtrącenie w takim przypadku podczas nagrzewania powiększa się, a w procesie chłodzenia kurczy. Powstała pustka wokół wtrącenia stanowi barierę dla dalszej propagacji pęknięcia [François, 2002].

Zarodkowanie pęknięć w ciałach krystalicznych jest związane z odkształceniem plastycznym i przebiega wzdłuż ustalonych płaszczyzn krystalograficznych ziarna. Kruche pękanie także wiąże się z lokalnymi odkształceniami plastycznymi, a na powierzchni takiego przełomu widoczne są przeskoki powierzchni rozdziału na granicach ziarna oraz w obrębie ziarna. W stali, będącej materiałem polikrystalicznym ziarna mają odmienną, chaotyczną orientację, a więc krystalograficzne płaszczyzny łupliwości także będą różnie zorientowane. Pęknięcie przeskakuje z jednej krystalograficznej płaszczyzny łupliwości na drugą poprzez ścięcie, w celu zachowania głównego kierunku pękania. W poszczególnych ziarnach długość pęknięcia zależy od ich orientacji w stosunku do kierunku działających naprężeń [Tasak, 2002]. Propagację pęknięcia. Powstawanie uskoków jest powiązane ze wzrostem energii absorbowanej przez materiał podczas pękania. Zdolność stali do odkształcenia plastycznego w pobliżu wierzchołka powstałego pęknięcia pozwala zatrzymać jego propagację [Butnicki, 1996]. Na rys. 4.3. przedstawiono schemat przełomu transkrystalicznego, na którym widoczna jest różna długość pęknięcia w poszczególnych ziarnach.



Rys. 4.3. Przebieg pęknięcia transkrytalicznego [Tasak, Ziewiec, 2009]

Ruch dyslokacji przy odkształceniu plastycznym podczas zarodkowania pęknięcia może być blokowany na przeszkodach, którymi są obce fazy, granice ziaren lub przecinające się płaszczyzny poślizgu. Napotkanie takiej przeszkody powoduje spiętrzenie dyslokacji, czyli powstanie dyslokacji o wielokrotnym wektorze Burgersa. Przykładowe modele inicjacji pęknięcia poprzez spiętrzenie dyslokacji na granicy ziarna przedstawiono na rys. 4.4. Taki ruch dyslokacji wywołuje silną koncentrację naprężeń, przez co może powstać rozwarstwienie materiału w postaci "klina". Długość spiętrzenia dyslokacji jest determinowana przez rozmiar ziaren oraz odległość do następnej granicy ziarna, będącej barierą dla rozprzestrzeniającego się pęknięcia.



Rys. 4.4. Inicjacja pęknięcia w wyniku spiętrzenia dyslokacji na granicy ziaren [Butnicki, 1996]

Istotny wpływ na pękniecie mają wtrącenia i wydzielenia zawarte w strukturze stali, które w wielu przypadkach działają jako lokalne czynniki zwiększające naprężenie, powodując inicjację pęknięcia w kruchych fazach. Wzrost temperatury wyrównuje koncentrację naprężeń, przez co inkluzje w mniejszym stopniu wpływają na inicjację kruchego pękniecia [Carassou, 2000]. W stalach ferrytycznych lub martenzytycznych, węgliki są potencjalnymi źródłami zarodkowania pęknięć kruchych [Qian et al., 2018]. Natomiast przy dużych odkształceniach, jednorodnie rozmieszczone małe cząstki węglików mogą zarodkować powstanie pęknięć plastycznych, co wykazano w pracy [Tvergaard, Needleman, 1993]. Zatem wegliki moga inicjować zarówno kruche pękanie, jak i pękanie plastyczne. Na rys. 4.5 przedstawiono proces rozwoju pęknięć inicjowanych przez węgliki o różnym rozmiarze cząstek. Istniejące badania eksperymentalne dotyczące odporności kruche pękanie ferrytycznych na stali oraz martenzytycznych wykazuja duża zmienność wyników uzależniona od rozmieszczenia, kształtów i rozmiarów kruchych cząstek weglików [Chakraborty, Biner, 2015]. Wraz ze wzrostem temperatury maleje ilość cząstek wywołujących kruche pękanie, a rośnie ilość generowanych pustek w miejscach węglików (wskutek dyfuzyjnego rozpuszczania węglików). Dlatego w wysokiej temperaturze prawdopodobieństwo zarodkowania i wzrostu pustek decyduje o mechanizmie zniszczenia i właściwościach stali [Qian et al., 2018].



Rys. 4.5. Schemat przedstawiający wpływ temperatury na rozwój pęknięć (na podstawie [Chen et al., 2020])

W procesie kruchego pękania wyróżnia się trzy etapy powstania pęknięć, takie jak zarodkowanie pęknięć na cząsteczkach kruchych wydzieleń (np. węgliki), propagacja pęknięć do granicy fazy wtrącenia z osnową, a następnie propagacja pęknięcia do pierwszej granicy między ziarnami osnowy (np. ferryt-ferryt). Dominacja poszczególnych etapów zależy od mikrostruktury stali oraz temperatury materiału. W pracy [Lin et al., 1987] wykazano, że zarodkowanie pęknięć transkrystalicznych w cząsteczkach kruchych wydzieleń, jakimi są węgliki, wymaga plastycznego odkształcenia osnowy ferrytycznej. Potwierdzają to badania doświadczalne opisane w [Curry, Knott, 1978], [Lin et al., 1986], [Rosenfield et al., 1983], gdzie zaobserwowano pęknięte cząsteczki węglików w strefie plastycznej blisko pęknięcia. Jak można zauważyć na rys. 4.6b, propagacja pęknięcia w ziarnie osnowy przebiega w obecności strefy plastycznej. W pracy [Hutchinson, Freund, 1985] wykazano, że strefa ta kurczy się wraz ze wzrostem prędkości propagacji pęknięcia.



Rys. 4.6. Etapy powstania pęknięcia transkrystalicznego w stali: a) inicjacja pęknięcia w kruchej cząstce wydzielenia, b) propagacja pęknięcia do pierwszej granicy ziaren osnowy (na podstawie [Lin et al., 1987])

Bardzo mały rozmiar cząstek pozwala zatrzymać propagację pęknięcia na granicy faz i spowodować jego tzw. "stępienie". Jednak kolejnymi źródłami wzrostu pęknięcia mogą być cząsteczki zawierające stabilne wewnętrzne pęknięcia. Przy rozprzestrzenianiu się pęknięcia plastycznego, takie cząstki sprzyjają wzrostowi pustki. Szybka propagacja pęknięcia powoduje jego niestabilny wzrost z jedynie niewielką plastycznością wokół strefy pękania. Zasadniczą rolę w rozwoju pęknięcia krytycznego stanowi pierwsza cząsteczka kruchego wydzielenia, w której następuje inicjacja pęknięcia. Następnie w polu naprężeń wokół powstałego pęknięcia ma miejsce propagacja poza granicę z ziarnem osnowy. Kruche wtrącenia w strefie przed wierzchołkiem pęknięcia decydują o dalszym rozwoju kruchego pęknięcia [Haušild et al., 2002].

Na rys. 4.7. przedstawione zostały obszary kontroli powstania i rozprzestrzeniania się pęknięcia w zależności od temperatury i występującego naprężenia. Taki schemat pozwala identyfikować regiony pękania kruchego i plastycznego. W niskich wartościach temperatury dominującym etapem pękania jest zarodkowanie pęknięcia w cząstkach weglików. Natomiast w wyższej temperaturze, gdy wytrzymałość czastki weglika przekracza granice plastyczności i wytrzymałość ziarna osnowy, ale jest mniejsza niż wartość naprężenia szczytowego, następuje pęknięcie cząstek nieskutkujące awarią. Źródłem kruchego pękania stają się cząstki powodujące propagację pęknięcia na granicy z ziarnami osnowy, a więc spełniające dynamiczne kryterium propagacji cząstka-osnowa krystalograficzna (mniejsza wytrzymałość ziaren osnowy skutkuje przekroczeniem przez rozprzestrzeniające się pęknięcie granicy ziaren osnowy z cząstką). W przypadku jeszcze wyższej temperatury, gdy wytrzymałość cząstki węglika na pękanie oraz wytrzymałość ziaren osnowy przekraczają granicę plastyczności, ale wytrzymałość osnowy jest większa niż wytrzymałość węglika, pęknięcie zatrzymuje się na granicy faz i nie rozprzestrzenia się poza cząstkę węglika. W najwyższej temperaturze, gdzie wytrzymałość ziaren osnowy i wytrzymałość cząstki weglika na pękanie przekracza wartość naprężenia szczytowego i granicy plastyczności, następuje pęknięcie plastyczne. Pękanie cząstek może nadal występować w wysokich temperaturach, ale w tym przypadku jego skutkiem bedzie powstanie pustki będącej zarodkiem pęknięcia plastycznego [Lin et al., 1987].



Rys. 4.7. Kontrola propagacji pęknięcia w zależności od temperatury i wielkości naprężeń w materiale (na podstawie [Lin et al., 1987]) [Zajdel, 2021]

Pęknięcie plastyczne powstaje na skutek procesów separacji materiału osnowy, ograniczonych przez mechanizm koalescencji pustek oraz szybkie ścinanie [Chakraborty, Biner, 2015]. Zniszczenie poprzez mechanizm koalescencji pustek polega na połączeniu się w całość zarodkowanych mikropustek w osnowie. Pustki powstają najczęściej na granicy wydzieleń tworząc mikropory w materiale, z powodu różnej sprężystości i plastyczności osnowy metalicznej i wydzielenia. Rozprzestrzenianie się pęknięcia w tym mechanizmie jest analogiczne do sytuacji równomiernego rozmieszczenia niekoherentnych wydzieleń w osnowie. Propagację pęknięcia plastycznego determinuje naprężenie rozciągające

w materiale, które powoduje "stępienie" frontu pęknięcia, przez co następuje jego przesunięcie poprzez ruch dyslokacji i powstanie pustki. Na skutek naprężenia rozciągającego pustka zwiększa swoją objętość przed końcem pęknięcia w kierunku osłabionych miejsc w strukturze, aż do momentu połączenia z kolejną pustką. Drugi z mechanizmów generujących powstanie pęknięć plastycznych to tzw. szybkie ścinanie. Powstałe pustki wokół wtrąceń, podczas inicjacji mikropęknięcia łączą się w paśmie ścinania, które z kolei łączy wierzchołek pęknięcia z następną najbliższą pustką. Mechanizm ten przebiega w sytuacji, gdy odkształcenie w paśmie ścinającym osiągnie poziom krytyczny i nie będzie w stanie zahamować pęknięcia w kruchej cząstce wtrącenia. W przypadku, gdy w osnowie nie znajdują się kruche wtrącenia inicjujące pustki, wzrost pęknięcia plastycznego następuje tylko przy wzrastającym obciążeniu [Lin et al., 1987], [Chen et al., 2020].

W przypadku pęknięć międzykrystalicznych obserwowanych na przełomach istnieją dwie formy kruchości. Jedna z nich powstaje na skutek segregacji zanieczyszczeń na granicach ziaren. Szkodliwe zanieczyszczenia to Si, P, S, Ge, As, Se, Sn, Sb, Te, Bi, z czego najczęściej występują siarka i fosfor. W pracach [Raoul, 1999], [Messmer, Briant, 1982], wykazano, że fosfor osłabia wiązania między atomami żelaza. Do zerwania wiązania między ziarnami, nawet gdy granice ziaren są osłabione, konieczna jest lokalna koncentracja naprężeń, która w wysokiej temperaturze może powstać przez zintensyfikowane spiętrzenie dyslokacji [François, 2002]. Przykładowo, w temperaturze około 500°C występuje segregacja siarki na granicach ziaren w obszarze maksymalnego trójosiowego naprężenia przed karbem. W ten sposób wzrasta kruchość granicy, co umożliwia propagację pęknięcia przez połączenie się z poczatkowym wierzchołkiem karbu. Druga forma kruchości dotyczy peknieć spowodowanych przez wodór transportowany do kruchych wydzieleń lub wtrąceń, w których następuje inicjacja pęknięcia. W obszarach odkształconych następuje dalsza propagacja kruchego pęknięcia [Knott, 1992]. Wpływ poszczególnych pierwiastków stopowych rozpuszczonych w osnowie na zjawisko pękania międzykrystalicznego omówiono w pracy [François et al., 1993]. Nawiązując do informacji podanych w rozdziale 1.2, na rys. 4.8. zostały wyróżnione pierwiastki podatne na kruche pękanie, pierwiastki wykazujące skłonność do segregacji pojedynczo lub we współpracy z kruchymi cząstkami, a także pierwiastki wpływające na zatrzymanie segregacji i zwiększenie spójności granic ziaren. Natomiast tendencja poszczególnych pierwiastków stopowych do wzmocnienia lub osłabienia granic ziaren została przedstawiona na rys. 4.9.

Η																	He	podatne na kruche pękanie
Li	Be											В	С	Ν	0	F	Ne	skłonne do segregacji
Na	Mg											Al	Si	Р	S	Cl	Ar	we wspołpracy z kruchymi cząstkami
K	Ca	Sc	Ti =	v	Cr	Mn	Fe	Со	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr	skłonne do segregacji
Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Тс	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	Ι	Xe	zatrzymujące seoreojącie
Cs	Ba	La	Hf	Та	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At	Rn	
Fr	Ra	Ac	Th	Pa	U													zwiększające spójność granic ziaren

Rys. 4.8. Wpływ pierwiastków stopowych na skłonność stali do powstania pęknięć międzykrystalicznych (na podstawie [François et al., 1993])



Rys. 4.9. Tendencja pierwiastków stopowych do wzmocnienia lub osłabienia spójności granic ziaren (na podstawie [François et al., 1993])

Zatrzymanie rozwoju pęknięcia kruchego może nastąpić, gdy lokalna siła napędowa na końcu pęknięcia będzie mniejsza niż lokalna odporność na zatrzymanie, na wystarczająco dużej powierzchni frontu pęknięcia. Zdolność do zatrzymywania pęknięć zależy od średnich właściwości osnowy, więc lokalne zahamowanie wzrostu pęknięcia nie spowoduje zatrzymania całego frontu. Zgodnie z [Wallin et al., 2002] można przyjąć, że zdolność do zatrzymania pęknięcia w takim samym stopniu zależy od temperatury, jak wytrzymałość na inicjację kruchego pęknięcia. Umożliwia to powiązanie zdolności do hamowania rozwoju kruchego pęknięcia z testem udarności Charpy'ego [Zajdel, 2021].

4.2. MIARY OCENY ODPORNOŚCI STALI NA PĘKANIE

4.2.1. Parametry mechaniki pękania

Odpornością na pękanie nazywany jest opór, jaki materiał stawia propagującemu lub zamierzającemu propagować pęknięciu. Miarą odporności na pękanie w klasycznej mechanice pękania są następujące wielkości: K_c - krytyczny współczynnik intensywności naprężeń, J_c - krytyczna wartość całki Rice'a J, G_c - krytyczna wartość współczynnika uwalniania energii, δ_c - krytyczna wartość rozwarcia pęknięcia (inaczej COD). Dodatkowy dolny indeks "J" przy tych wielkościach oznacza, że krytyczne wartości zostały zmierzone przy dominującym płaskim stanie odkształceń przed wierzchołkiem pęknięcia. Wartości będące miarą odporności na pękanie nie są stałymi materiałowymi, zależą bowiem nie tylko od właściwości materiału, ale także jego wielkości i kształtu [Neimitz, 2012]. W analizie liniowo-sprężystej w mechanice pękania wyróżnia się trzy sposoby zniszczenia materiału, przedstawione na rys. 4.10:

- I rozrywanie, powierzchnie szczeliny rozchodzą się w kierunku prostopadłym do frontu szczeliny;
- II poprzeczne ścinanie, powierzchnie szczeliny przesuwają się po sobie w kierunku prostopadłym do frontu szczeliny;
- III podłużne ścinanie powierzchnie szczeliny przesuwają się po sobie w kierunku równoległym do frontu szczeliny.



Rys. 4.10. Trzy podstawowe sposoby obciążenia elementu zawierającego szczelinę generującą pęknięcie: a) rozrywanie, b) poprzeczne ścinanie, c) podłużne ścinanie [Butnicki, 1996]

Obszar znajdujący się przed frontem szczeliny jest miejscem koncentracji naprężeń, w którym poszczególne składowe tensora naprężeń można wyznaczyć zgodnie z teorią Williamsa [Williams, 1957]. Na podstawie zależności opracowanych dla naprężeń został zdefiniowany współczynnik intensywności naprężeń K, którego krytyczna wartość w płaskim stanie naprężeń oznaczona jest symbolem K_{IC} i odnosi się do warunków przy danej wielkości szczeliny i danym naprężeniu. Inne kryterium odporności na kruche pękanie jest oparte o współczynnik uwalniania energii G, który definiuje zmiany energii potencjalnej układu przy przyroście szczeliny o jednostkową wartość. Przekroczenie krytycznej wartości G_{IC} lub K_{IC} powoduje niekontrolowany rozwój pęknięcia.

Kryterium określenia odporności na kruche pękanie przez wyznaczenie współczynnika K_{IC} jest ograniczone warunkami liniowo-sprężystymi. Natomiast w warunkach nieliniowych, gdy w obszarze dna karbu występują znaczne odkształcenia plastyczne, miarą odporności na pękanie może być całka Rice'a (krytyczna wartość całki *J*) lub krytyczna wartość rozwarcia karbu δ_C (zwana również kryterium COD - Crack Opening Displacement). Rozwarcie karbu ma ścisły związek z prędkością uwalniania energii sprężystej *G*, zgodnie z wyrażeniem:

$$\delta = G/\sigma_{pl} \tag{4.1}.$$

Znajomość krytycznej wartości rozwarcia pęknięcia oraz rozkładu odkształceń w obszarze pęknięcia pozwala ustalić maksymalną krytyczną wielkość wady materiału, która w danych warunkach odkształcenia doprowadzi do propagacji pęknięcia [Butnicki, 1996].

Uniwersalną miarą odporności na kruche pękanie jest krzywoliniowa całka J, zwana całką Rice'a. Pozwala uwzględnić sprężystą energię odkształcenia oraz plastyczną energię wokół

karbu z pominięciem zjawisk zachodzących na dnie karbu. W przypadku próbki zginanej z bocznym karbem o określonej długości "a", całkę Rice'a opisuje zależność:

$$J = \frac{2}{B(w-a)} \int_0^{s_P} P ds_P \tag{4.2}$$

gdzie: w – szerokość próbki;

B – grubość próbki;

P-obciążenie;

 s_p – przemieszczenie punktu obciążenia do momentu inicjacji pęknięcia.

Między współczynnikami określającymi odporność materiału na pękanie w przypadku działania ostrego karbu w płaskim stanie odkształcenia istnieje zależność:

$$J_{IC} = G_{IC} = \frac{K_{IC}}{E} (1 - v^2)$$
(4.3)

gdzie: v - współczynnik Poissona;

E – moduł Younga.

Opisane powyżej parametry będące miarą odporności na kruche pękanie wyznaczane są eksperymentalnie w próbie trójpunktowego zginania. Obliczenia odporności na kruche pękanie na podstawie konwencjonalnej mechaniki pękania odnoszą się do obliczenia pojedynczego, makroskopowego parametru charakteryzującego właściwości pękania w oparciu o zastosowane naprężenie, informacje o pęknięciu i geometrię próbki [Shih, 1981]. Jednak te parametry nie są w stanie wyjaśnić zróżnicowania odporności na kruche pękanie związanego z mikropęknięciami powstałymi w strukturze stali [Chen et al., 2020].

4.2.2. Praca łamania i czynniki wpływające na jej wartość

Podejście oceny odporności na kruche pękanie oparte na fizyce pękania koncentruje się na analizie mikromechanizmów pękania, w tym procesach inicjacji i propagacji pęknięć i zawiera zależną od mikrostruktury wewnętrzną wytrzymałość na pękanie [Bordet et al., 2005]. W pracy [Needleman, Tvergaard, 2000] przyjęto, że o pęknięciu decyduje średnie maksymalne naprężenie główne w obszarze pęknięcia przekraczające wartość krytyczną. Punkt inicjacji pękania może zostać zidentyfikowany na podstawie próby udarności. Zjawiska zachodzące w materiale, w celu wyznaczenia siły inicjującej pękanie oraz energii potrzebnej do inicjacji pękania również mogą być wiarygodnie zobrazowane w próbie udarności [Sadowski, 2012]. Badanie to pozwala ocenić wrażliwość materiału na działanie karbu, który przy dużej szybkości odkształcenia może wywołać kruche pękanie. Wartość pracy łamania *KV* potrzebnej do zniszczenia próbki połączona z analizą powierzchni uzyskanego przełomu pozwala ocenić odporność badanego materiału na kruche pękanie. Jak powszechnie wiadomo, niska temperatura w stali sprzyja podatności na kruche pękanie, a więc istotne jest wyznaczenie temperatury, poniżej której materiał ulegnie kruchemu zniszczeniu.

Na rys. 4.11. przedstawiono krzywe przejścia w stan kruchy i zasadę wyznaczania temperatury przejścia w stan kruchy (DBTT) według dwóch kryteriów. Jedno z nich jest oparte o wielkość pracy łamania KV = 27J, natomiast drugie polega na ocenie udziału przełomu kruchego na przekroju próbki [Tasak, 2002]. Różnice między temperaturami przejścia określonymi według różnych kryteriów zależą od materiału, jego struktury i składu chemicznego. Temperatura przejścia w stan kruchy określana na podstawie wyglądu przełomu

jest często wyższa od temperatury określonej na podstawie pracy łamania 27J, dlatego przy podawaniu wartości DBTT należy określić kryterium jej odczytu [Tasak, 2002]. Na podstawie krzywych przejścia w stan kruchy można ocenić podatność stali na kruche pękanie w odpowiednich wartościach temperatury. Stal, która przeszła przez epizody nagrzewania i chłodzenia posiada zmienioną mikrostrukturę w porównaniu do stanu pierwotnego, co wpływa na zmianę temperatury przejścia w stan kruchy. W stalach ta temperatura jest wyraźna, a spadek udarności poniżej tej wartości jest drastyczny. Ostre karby powstające w strukturze stali po pożarze oraz dynamiczne obciążenie znacznie przesuwają próg kruchości w kierunku dodatnich temperatur, co jest bardzo niekorzystnym i niebezpiecznym zjawiskiem. Znane jest wiele katastroficznych zniszczeń elementów stalowych, gdzie pod wpływem niskiej temperatury i ostrych karbów zniszczeniu uległy mosty, zbiorniki, rurociągi itp. [Butnicki, 1996].



Rys. 4.11. Krzywa udarności z temperaturą DBTT dla dwóch kryteriów: pracy łamania *KV* =27J oraz przełomu plastyczno-kruchego 50/50% (na podstawie [Tasak, 2002])

Krzywa przejścia w stan kruchy wyznaczają mechanizmy złamań. Kruche pękanie następuje poniżej temperatury przejścia w stan kruchy, na dolnym odcinku krzywej (tzw. dolna półka), natomiast pekanie plastyczne występuje na górnym odcinku, powyżej wartości DBTT (tzw. górna półka plastyczna) [François, 2002]. W zakresie temperatury przejścia w stan kruchy konkurują dwa mechanizmy pękania. Jednym z nich jest mechanizm charakterystyczny dla wysokiej temperatury, a drugim mechanizm pękania międzykrystalicznego występujący w niskich wartościach temperatury. Zmiana mechanizmu zniszczenia z plastycznego na kruchy jest związana z obszarem temperatury przejścia w stan kruchy [Needleman, Tvergaard, 2000], [Wei, Anand, 2008]. Zniszczeniu plastycznemu towarzyszy zwykle znaczna deformacja plastyczna, a więc wnioskuje się, że wysoka odporność na kruche pękanie jest związana z mechanizmem plastycznego pękania [Lyu et al., 2016], [Ren, Li, 2012]. W szczególności stale ferrytyczne w obszarze przejścia w stan kruchy sa wrażliwe na obciażenia dynamiczne [Viehrig et al., 2002]. Przyjmuje się, że konkurencja pomiędzy wydłużeniem pęknięcia charakterystycznym dla kruchego charakteru zniszczenia, a koalescencją powstałych pustek oznaczającą plastyczny charakter zniszczenia następuje w wierzchołku pęknięcia. W ten sposób wartość DBTT zwiększa się wraz ze wzrostem wielkości ziarna i szybkości odkształcania. Założenie jest zgodne z wynikami badań eksperymentalnych opisanych w [Nitzsche, Hsia, 1994], [Roberts et al., 1994], [Yamakov et al., 2014], [Jo et al., 2015]. W pracy [Zhang et al., 2019] stwierdzono, że zależność temperaturowa przejścia w stan kruchy wynika raczej z propagacji pęknięcia niż jego zarodkowania.

Na obniżenie lub podwyższenie wartości temperatury przejścia w stan kruchy wpływ ma struktura i skład chemiczny stali. Kształt wtraceń ma istotny wpływ na inicjację i propagację peknieć kruchych. Rozpuszczone w osnowie pierwiastki stopowe modyfikuja granice plastyczności oraz energię pękania materiału. Znaczący wpływ na temperaturę przejścia w stan kruchy ma nikiel, który silnie obniża DBTT. Dodatki niklu zwiększają również energię powierzchniową cząstek żelaza. Podobne działanie ma dodatek krzemu, którego ilość powyżej 2% masy atomowej powoduje obniżenie DBTT, a mniejsza zawartość krzemu podwyższa temperaturę przejścia w stan kruchy. Pierwiastki stopowe powodujące zjawisko tzw. "kotwiczenia dyslokacji", wpływają na zwiększenie granicy plastyczności, a tym samym wzrost wartości DBTT [François, 2002]. Takimi pierwiastkami są azot i węgiel, a także mangan, krzem oraz niektóre mikrododatki (niob, wanad, tytan, bor) [Kalinowska-Ozgowicz, 2013]. Również lokalizacja cząstek cementytu ma silny wpływ na temperaturę przejścia w stan kruchy. Dolny bainit, w którym cementyt znajduje się wewnątrz płytek, ma niższą wartość DBTT niż górny bainit, w którym cementyt występuje na granicach płytek. Drobny cementyt wydzielajacy się w przypadku struktury dolnego bainitu może działać jak ogranicznik rozprzestrzeniających się pęknięć. W martenzycie ze względu na wielokierunkowość cementytu, ten efekt może być nawet silniejszy. Duża szybkość chłodzenia minimalizuje dyfuzję węgla, a tym samym segregację węglików. Dzięki temu nie powstają duże cząstki węglików, a temperatura DBTT jest niska [Klueh, Alexander, 1999]. W strukturze martenzytycznej, wartość DBTT zostaje podniesiona przez obecność ferrytu delta, którego ilość jest wprost zależna od ilości chromu. Efekt spowodowany jest rozszczepieniem ferrytu delta na skutek tzw. mikro-bliźniakowania. Po starzeniu, zjawisko to występuje z jeszcze większą intensywnością [François, 2002].



Rys. 4.12. Zależność udarności stali węglowych od temperatury z wyróżnionymi przedziałami rozwoju kruchości (na podstawie [Gosowski, Kubica, 2012])

Charakterystyczne dla wielu rodzajów stali obszary występowania kruchości ilustruje rys. 4.12. W temperaturze niższej od T_g – obszar "a" – szybki wzrost granicy plastyczności wraz z obniżaniem temperatury w coraz większym stopniu utrudnia możliwość plastycznej deformacji stali przyczyniając się do kruchego pękania. Jest to obszar temperatury przejścia w stan kruchy, opisany szczegółowo w dalszej części pracy. Obróbka cieplna stali powodująca rozdrobnienie jej ziarna bardzo korzystnie zwiększa także jej udarność, jednakże w niektórych przypadkach związana jest z pewnymi zagrożeniami. Dwa pozostałe wyróżnione obszary utraty udarności – "b" oraz "c" - są konsekwencją wielkości temperatury odpuszczania stali hartowanych i dotyczą niektórych stali o podwyższonej zawartości węgla, niskostopowych

oraz stali o wysokiej zawartości chromu. W obszarze "b" w zakresie temperatury tzw. niskiego odpuszczania 250°C–400°C, występuje nieodwracalna kruchość stali "na niebiesko" związana ze starzeniem odkształceniowym. Dlatego stale wrażliwe na procesy starzenia charakteryzują się większą podatnością na kruche pękanie [Pawłowski, 2005]. Zjawisku temu można zapobiec przez niewielkie dodatki do stali aluminium lub tytanu wiążące rozpuszczony w stali azot, a w stalach niskostopowych przez dodatek krzemu opóźniający rozkład martenzytu. Z tego też względu stale uspokojone wykazują większą udarność od stali nieuspokojonych zawierających wielokrotnie więcej rozpuszczonych gazów. W zakresie temperatury tzw. średniego odpuszczania 450°C–600°C w stalach stopowych obserwujemy zjawisko odwracalnej kruchości odpuszczania – obszar "c". Jest ono konsekwencją segregacji niskotopliwych zanieczyszczeń stali: fosforu, cyny, antymonu i arsenu do granicy ziaren wskutek zbyt wolnego studzenia po obróbce cieplnej. Kruche eutektyki na granicach ziaren można jednakże rozpuścić przez ponowne odpuszczanie z szybkim chłodzeniem po tym zabiegu obróbki cieplnej.

4.2.3. Charakterystyka przełomów uzyskanych w badaniu udarności

Uzupełnieniem oceny odporności stali na pękanie na podstawie pracy łamania jest analiza powierzchni przełomu próbki uzyskanego z badania udarności Charpy'ego. W próbie udarności koncentracja naprężeń następuje bezpośrednio pod dnem karbu próbki udarnościowej, mimo uderzenia próbki przez bijak młota z przeciwnej strony (rys. 4.13a). Schemat zmiany rozkładu naprężeń powstałych w próbce na skutek uderzenia bijaka przedstawiono na rys. 4.13b.



Rys. 4.13. Rozwój pęknięcia w próbce Charpy-V na skutek uderzenia bijaka młota: a) koncentracja naprężeń pod dnem karbu; b) zmiana rozkładu naprężeń [Zajdel, 2020]

Wyszczególnia się trzy typy powstałych przełomów w próbie udarności. Są to kolejno: przełom plastyczny, kruchy oraz mieszany – zwany plastyczno-kruchym lub ciągliwym, czyli zawierający zarówno powierzchnię o przełomie plastycznym jak i kruchym. Najbardziej typowym przypadkiem pękania próbek Charpy-V jest przełom mieszany, na którym obserwowane są wszystkie obszary poszczególnych faz procesu pękania (rys. 4.14b). Powierzchnia każdego z regionów obserwowanych na powierzchni przełomu koresponduje z procentowym udziałem energii poszczególnych etapów rozwoju pękania obserwowanych na wykresie siła-przemieszczenie uzyskanym w zinstrumentalizowanej próbie udarności. Strefa odpowiadająca za niestabilne pękanie o charakterze kruchym obserwowana jest w środkowej części próbki w postaci obszaru pękania łupliwego. Natomiast strefa pękania ciągliwego znajduje się na bocznych powierzchniach próbki, gdzie liczba stopni swobody odkształcenia jest większa niż w środku próbki. Identyfikacja obszarów przełomu mieszanego została opracowana na podstawie prac [Lin et al., 2017], [Sorochak et al., 2017], [Tanguy et al., 2005].



Rys. 4.14. Typowy przełom mieszany złamanej próbki Charpy-V: a) zdjęcie przełomu mieszanego;
b) identyfikacja stref odpowiadających poszczególnym etapom rozwoju pękania [Zajdel, 2020] Musimy to zdjęcie wymienić.

Na przełomach próbek udarnościowych można zaobserwować występowanie rozwarstwień stali w dwóch różnych postaciach:

- rozłupań (rozszczepień, rozdzieleń, "separatora pęknięć" [Haskel et al., 2013]). Rozwarstwienia tego typu powstają równolegle do kierunku propagacji pęknięcia i prostopadle do naciętego w próbce karbu;
- delaminacji ("ogranicznika pęknięć" [Haskel et al., 2013]). Ten typ rozwarstwień powstaje prostopadle do kierunku propagacji pęknięcia i równolegle do naciętego w próbce karbu.

Przypadki rozłupań i delaminacji oraz ich zorientowanie do kierunku walcowania stali i naciętego karbu przedstawiono na rys. 4.15.



Rys. 4.15. Rodzaje rozwarstwień stali na przełomie próbek udarnościowych: a) rozłupanie, b) delaminacja (na podstawie [Inoue, Kimura, 2022])

Rozwarstwienie na przełomach można przypisać kilku czynnikom: teksturze pękaniu krystalograficznej, miedzykrystalicznemu wzdłuż granic ziaren austenitu pierwiastków (P, S, Mn), szczątkowego, segregacji anizotropii mikrostrukturalnei (niezgodność plastyczna składników mikrostruktury), pasmowości, wtraceniom niemetalicznym oraz wydzieleniom w formie ciągu kolejnych cząstek [Haskel et al., 2013], [Joo et al., 2012], [Wang et al., 2022], [Ashby, 1970].

Zjawisko rozłupania stali związane jest z obszarem przejścia w stan kruchy, występującym na krzywej DBTT (rys. 4.11). Rozłupywanie nie występuje zarówno w próbkach o przełomach całkowicie plastycznych (górna półka krzywej DBTT), jak i całkowicie kruchych (dolna półka krzywej DBTT). Ze względu na charakter krzywej DBTT wpływ rozłupywania na ciągliwość stali jest szczególnie istotny w przypadku stali o wysokiej wytrzymałości [Inoue, Kimura, 2022]. Wraz z obniżeniem temperatury badania i wejściem w obszar przełomów ciągliwych obserwuje się początkowo pojedyncze rozłupanie. Z dalszym spadkiem temperatury ilość rozłupań, jak i ich sumaryczna długość mogą rosnąć, aż do momentu osiągnięcia dolnej półki krzywej DBTT, gdzie przy całkowicie kruchym przełomie rozłupania zanikają. Przełom ciągliwy z występującymi rozłupaniami został przedstawiony na rys. 4.16.





Jak wykazują obserwacje na mikroskopie skaningowym, rozszczepione powierzchnie mają charakter pęknięć transkrystalicznych, natomiast obszary tzw. warg rozłupania powstałych w rezultacie naprężeń ścinających wykazują przełomy plastyczne, dołeczkowe [Kantor et al., 2022]. Cechą charakterystyczną rozłupań jest ich inicjacja przed propagacją głównego pęknięcia od podstawy karbu naciętego w próbce udarnościowej [Wang et al., 2022], [Di Gioacchino et al., 2021] oraz ich lokowanie w centralnym obszarze przełomu kojarzonym z potencjalną strefą niestabilnego pękania (rys. 4.14b). Prezentowana w pracy [Kantor et al., 2022] teza, że "im większa liczba, sumaryczna długość pęknięć (rozłupań) i obszar oddziaływania pęknięć oraz najmniejsza odległość od dna karbu do najbliższego rozłupania, tym mniejsza jest udarność" jest prawdziwa, lecz nie jest to konsekwencją występowania rozłupań, a niskiej temperatury badania udarności, w której obserwuje się zwiększoną ilość tych pęknięć.

Pojawienie się w próbce rozłupań zwiększa lokalnie ilość stopni swobody odkształcenia materiału, dzięki czemu następuje lokalna zmiana płaskiego stanu odkształcenia na płaski stan naprężenia. Próbka zachowuje się jak dwie lub kilka cienkich próbek o zmniejszonej efektywnej grubości, a nie jak pojedyncza o pełnej grubości, co w świetle zasad mechaniki pękania zwiększa jej odporność na kruche pękanie. Trójosiowy stan naprężenia na wierzchołku pęknięcia nie może osiągnąć wysokiego progu inicjacji kruchego pękania, ponieważ obszary mikrostruktury oddalone od krawędzi rozłupania mogą nadal płynąć i odkształcać się. W ten sposób stal może przenieść większe odkształcenia plastyczne podczas próby udarności, ale również uniknąć pękania ziaren [Wang et al., 2022].

Badania opisane w pracy [Di Gioacchino et al., 2021] potwierdzają wcześniejsze obserwacje [Schofield et al., 1974], że zjawisko rozłupywania przeciwdziała niestabilnemu pękaniu w niskiej temperaturze i zwiększa przez to udarność stali w tych warunkach,

jednocześnie obniżając zdolność do zatrzymywania pęknięć w wysokiej temperaturze odpowiadającej progowi górnej półki krzywej DBTT i zmniejszając udarność stali w tym zakresie. W obszarze przejścia w stan kruchy na krzywej DBTT istnieje taki punkt, w którym te dwa przeciwstawne zjawiska wzajemnie się kompensują i w którym nie odnotowuje się wpływu rozłupań na udarność stali. Występowanie rozłupań wydłuża zakres temperaturowy przejścia od stanu całkowicie kruchego do stanu plastycznego na krzywej DBTT, co jest zjawiskiem korzystnym.

Pekniecia o charakterze delaminacji spotykane sa najcześciej w materiałach o budowie warstwowej i pasmowej. Rozwarstwienia delaminacyjne inicjowane są zawsze po uprzednim zainicjowaniu propagacji głównego pęknięcia od podstawy karbu naciętego w próbce udarnościowej. W rezultacie delaminacji pęknięcie główne odchyla się od płaszczyzny wyznaczonej przez dno karbu i linię uderzenia bijaka młota w próbkę udarnościową o kąt wyznaczony przez istniejące w stali granice o największej energii własnej, np. granice międzyfazowe, a następnie zostaje wyhamowane (stąd nazwa "ogranicznik pęknięć"). Delaminacja może tworzyć jedno lub kilka pęknięć bocznych, których efekty są widoczne na wykresie siła F - przemieszczenie s ze zinstrumentalizowanej próby udarności w postaci jednej lub kilku półek równoległych do poziomej osi s. Delaminacja powoduje zwiększenie udarności KV w obszarze górnej półki krzywej DBTT. Wraz z obniżeniem temperatury badania skłonność do jej występowania ulega zmniejszeniu, aż do całkowitego zaniku w obszarze dolnej półki krzywej DBTT odpowiadającej całkowicie kruchemu pękaniu. W pracy [Haskel et al., 2013] autorzy sugerują, że w całym zakresie temperatury, w którym występują takie pęknięcia istnieje większa skłonność do pęknięć delaminacyjnych w próbkach równoległych do kierunku walcowania stali niż w próbkach o orientacji poprzecznej.

Z punktu widzenia powyższego opisu często obserwowany na przełomach próbek udarnościowych z materiałów o wyraźnej samohamowności zainicjowanego pęknięcia obszar zatrzymania pęknięć (crack arrest region) można przypisać zjawisku delaminacji, ze względu na identyczny efekt na wykresie F - s ze zinstrumentalizowanej próby udarności.

W przypadku przełomu o charakterze plastyczno-kruchym, w zinstrumentalizowanej próbie udarności Charpy'ego udział przełomu plastycznego może być szacunkowo określony na podstawie zależności zgodnych z [PN-EN ISO 14556, 2015], [Nanstad, Sokolov, 1995], [van Walle, 1996] opisanych wzorami:

$$SFA_{(1)} = \left[1 - \frac{F_{iu} - F_a}{F_m}\right] \cdot 100\%$$
 (4.4)

$$SFA_{(2)} = \left[1 - \frac{F_{iu} - F_a}{F_m + (F_m - F_{gy})}\right] \cdot 100\%$$
(4.5)

$$SFA_{(3)} = \left[1 - \frac{F_{iu} - F_a}{F_m + 0.5(F_m - F_{gy})}\right] \cdot 100\%$$
(4.6)

$$SFA_{(4)} = \left[1 - \sqrt{\frac{\frac{F_{gy}}{F_m} + 2}{3} \left(\frac{\sqrt{F_{iu}}}{\sqrt{F_m}} - \frac{\sqrt{F_a}}{\sqrt{F_m}}\right)}\right] \cdot 100\%$$
(4.7)

gdzie: F_{gy} , F_m , F_{iu} , F_a jak na rys. 5.7 w dalszej części niniejszej dysertacji.

Skrót oznaczający udział przełomu plastycznego $SFA_{(n)}$ powiązany jest ze strefą pęknięcia generowanego przez ścinanie (Shear Fracture Appearance). Natomiast zgodnie z załącznikiem

C do normy [PN-EN ISO 148-1:2017-2], udział przełomu plastycznego $SFA_{(5)}$ można wyznaczyć odejmując od całej powierzchni przełomu obszar o charakterze kruchym (o wymiarach A×B), zgodnie z rys. 4.17. W pracy [Böhme, 2002] dokonano porównania wartości udziału przełomu plastycznego uzyskanego z normowych zależności (wzory 4.4, 4.5, 4.6, 4.7) do automatycznych odczytów z zinstrumentalizowanej próby udarności. Wykazano najdokładniejszą korelację wartości zmierzonej z obliczoną wzorem $SFA_{(3)}$, gdzie różnica mieściła się w zakresie ±10%. Natomiast w pracach [Wang et al., 2021] i [Park et al., 2021] proponowane są bardziej precyzyjne metody pomiaru udziału przełomu plastycznego oparte na wizualnej obserwacji przełomu poprzez metody zaawansowanej analizy obrazów.



Rys. 4.17. Schemat powierzchni przełomu ciągliwego z obszarem pęknięcia o charakterze łupliwym, otoczonym strefą pęknięcia generowanego przez ścinanie (na podstawie [Maślak et al., 2023a])



Rys. 4.18. Schemat opisujący pomiar parametru LE (na podstawie [Maślak et al., 2023a])

Ocena odporności na pękanie może być oparta także o pomiar rozszerzenia poprzecznego Lateral Expansion - LE [PN-EN ISO 148-1: 2017-2], [ASTM E23, 2018]. Jest to parametr opisujący największą wartość względnego przyrostu szerokości próbki, zmierzoną na przełomie powstałym na skutek uderzenia bijaka młota w próbie udarności. Jak można zaobserwować na schemacie pomiaru wartości LE przedstawionym na rys. 4.18, wartość ta jest mierzona dla przełomów plastycznych lub mieszanych. Na próbkach o całkowitym przełomie kruchym nie jest obserwowane rozszerzenie poprzeczne szerokości próbki. W pracach [Sreenivasan, 2006], [Stankiewicz, 2012] opisano relację między parametrem LE, a energią łamania próbki poprzez wielomianowe zależności regresyjne. Wnioskiem wynikającym z tych zależności jest fakt, że w stalach ferrytycznych nie ma możliwości nieograniczonego zwiększania zdolności materiału do pochłaniania energii dynamicznej (energii łamania *KV*). W przypadku dużych wartości energii zachodzi bowiem wyraźna redukcja ciągliwości materiału wyrażona parametrem LE. Przy typowych wartościach energii łamania dla stali konstrukcyjnych, większa wartość LE świadczy o większej odporności stali na kruche pękanie.

5. BADANIE PO-POŻAROWEJ UDARNOŚCI I SPOSÓB INTERPRETACJI WYNIKÓW

5.1. MOŻLIWOŚCI BADAWCZE PRÓBY UDARNOŚCI

Klasyczna próba udarności Charpy'ego, mimo że jest popularną metodą oceny odporności materiału na pękanie (m.in. [Chao et al., 2007], [Dai, Marmy, 2005], [Toth et al., 2001]), nie pozwala na identyfikację poszczególnych faz procesu pękania, a tym samym energii potrzebnej do inicjacji, propagacji i ewentualnie hamowania postępującego pęknięcia. Uzyskana praca łamania obrazuje jedynie wielkość całkowitej energii niezbędnej do złamania próbki. Schemat młota Charpy'ego do badania udarności został przedstawiony na rys. 5.2a. W szczególności próba udarności służy do:

- rozpoznania, czy zmierzona energia łamania jest nie mniejsza od energii minimalnej, wymaganej dla konkretnej stali, aby zapobiec samoistnemu pękaniu materiału pod karbem mechanicznym i w najniższej przewidywanej temperaturze użytkowania;
- oceny plastyczności badanego materiału na podstawie względnego udziału powierzchni przełomu ciągliwego w całkowitym przekroju złamanej próbki lub alternatywnie pomiaru wielkości rozszerzenia poprzecznego LE [PN-EN ISO 148-1: 2017-2], [ASTM E23, 2018], interpretowanego jako miara zdolności materiału do samohamowania zainicjowanych pęknięć.

Wprowadzenie kryterium LE, jako zastępczego ilościowego kryterium oceny rodzaju przełomu jest konsekwencją ograniczonej precyzji subiektywnej tradycyjnej oceny wizualnej, obarczonej błędem pomiaru nawet do 20% [Manahan et al., 2008].

Istotnym problemem w klasycznej próbie udarności jest fakt, że materiały o różnych właściwościach mogą wykazywać identyczne wyniki pomiarowe pracy łamania – rys.5.1. Natomiast zinstrumentalizowana próba udarności mierzy nie tylko energię wymaganą do złamania próbki, ale również energię potrzebną do inicjacji i propagacji pęknięcia. Oprzyrządowany młot Charpy'ego z wbudowanym przetwornikiem pomiarowym siły (na ogół tensometrycznym) oraz enkoderem dostarcza informacji o sile, przemieszczeniu, czasie i energiach w poszczególnych fazach rozwoju pęknięcia. Wartości te korelują z właściwościami mechanicznymi takimi jak wytrzymałość i odporność na pękanie [Manahan et al., 2000], [Fabry et al., 1996].



Rys. 5.1. Zależności siła-przemieszczenie dla próbek o przełomie kruchym (A) i plastycznym (B) o takiej samym wyniku pracy łamania [Fang, Ding, 2009]

Niestety w praktyce badawczej personel laboratoriów prowadzących badania udarności na ogół nie podaje dokładnej charakterystyki uzyskanego przełomu lub ewentualnie skojarzonego z tym przełomem rozszerzenia poprzecznego LE. Podczas wnioskowania może to prowadzić do błędnej oceny kruchości badanego materiału, zwłaszcza wykazującego niewielkie przewyższenie uzyskanej eksperymentalnie energii łamania *KV* ponad wymagane minimum.

Z uwagi na wciąż wysoki koszt badań umożliwiających wiarygodne wyznaczenie kryteriów materiałowych z obszaru mechaniki pękania (COD, K_{IC} , całka Rice'a) próba udarności jest wciąż wiodącym testem weryfikacji kruchości stali. Stopniowo ewoluuje ona w kierunku dokładniejszego badania, prowadzonego na młocie oprzyrządowanym [PN-EN ISO 14556:2015], które eliminuje opisane powyżej problemy z interpretacją zmierzonej energii łamania [Zajdel, 2020].



Rys. 5.2. Próba udarności Charpy'ego: a) zasada działania klasycznego młota [Stankiewicz et al., 2012], b) oprzyrządowany młot Charpy [Zajdel, 2020]

Oprzyrządowana próba udarności pozwala na jednoznaczną ocenę właściwości plastycznych stali, w szczególności naprężenia związanego z pękaniem mikroszczelin oraz skuteczności zatrzymywania pęknięć [Chaouadi, Fabry, 2002]. Metoda ta, może być efektywnie wykorzystana w badaniach oceny właściwości stali konstrukcyjnych po pożarze ze względu na odpowiednio precyzyjne wyniki i stosunkowo niski koszt wykonania badania. Wykresy i charakterystyczne ich punkty uzyskiwane z próby udarności pozwalają na rozróżnienie poszczególnych faz pękania, a zatem również na określenie zdolności materiału do samohamowania pęknięć [Gallo et al., 2001], [Tanguy et al., 2001], [Stankiewicz et al., 2012], [Zajdel, 2020].

5.2. INTERPRETACJA WYNIKÓW ZINSTRUMENTALIZOWANEJ PRÓBY UDARNŚCI POD WZGLĘDEM OCENY ODPORNOŚCI NA PĘKANIE

Parametry, które należy ustalić przed wykonaniem próby obejmują zakres czasu i obciążenia, masę bijaka, stopień filtrowania danych, a także ustawienia wzmacniacza

pomiarowego i sposób zwalniania wahadła młota Charpy'ego [Cheresh, McMichael, 1987]. We współczesnych konstrukcjach zinstrumentalizowanych młotów Charpy'ego są one predefiniowane w oprogramowaniu sterująco-pomiarowym młota przez producenta urządzenia zgodnie z wymaganiami stosownych norm. Wielkość obciążenia inercyjnego jest proporcjonalna do prędkości uderzenia. Parametry próby udarności mają wpływ na krzywą przejścia w stan kruchy, co wykazano w pracy [Kalthoff, 1990a]. Większy rozmiar próbki, stopień obciążenia, wielkość ziarna, a także stopień starzenia stali wpływa na spadek pracy łamania oraz przesunięcie krzywej przejścia w stan kruchy w kierunku wyższej wartości temperatury. Natomiast większy promień wierzchołka karbu skutkuje odwrotnym wpływem na krzywą przejścia w stan kruchy. Wpływ wielkości próbki na pracę łamania w zależności od temperatury został przedstawiony w badaniach eksperymentalnych opisanych w [Strnadel, Matocha, 2009].



Rys. 5.3. Zależność temperatury przejścia w stan kruchy od parametrów próby udarności (na podstawie [Kalthoff, 1990a])

Próba udarności wykonana za pomocą zinstrumentalizowanego młota pozwala uzyskać wykres siła F - przemieszczenie s punktu przyłożenia siły. Taki wykres charakteryzujący najbardziej ogólny przypadek próbki o przełomie mieszanym został przedstawiony na rys. 5.4. Na wykresie identyfikowane są charakterystyczne punkty, takie jak: F_{gy} – wartość odpowiadająca ogólnej granicy plastyczności, F_m – siła maksymalna przyłożona do próbki, F_{iu} – siła, po której przekroczeniu następuje inicjacja niestabilnego wzrostu pęknięcia, F_a – wartość siły oznaczająca koniec niestabilnego wzrostu szczeliny, a początek strefy plastycznego dołamania próbki. Siła F_{gy} jest siłą w punkcie przejścia od liniowo rosnącej części wykresu do zakrzywionej części krzywej F-s, interpretowana jako miejsce wystąpienia całkowitego plastycznego odkształcenia próbki [PN-EN ISO 14556:2015], [Kalthoff, 1990b]. Obszar pomiędzy punktem F_m , a F_{iu} wyznacza stabilny wzrost pęknięcia, natomiast pomiędzy F_{iu} , a F_a – jego wzrost niestabilny. Występujące na wykresie cykliczne oscylacje, które nakładają się na główny sygnał siły nie odzwierciedlają rzeczywistej siły oddziaływującej na próbkę [Fang, Ding, 2009]. Analizy wykazały, że pierwsza oscylacja jest konsekwencją bezwładności próbki, natomiast kolejne są związane z częstotliwością drgań własnych wahadła [Klepaczko, 1990]. Oprogramowanie zinstrumentalizowanego młota pozwala podczas obróbki danych odfiltrować rejestrowane oscylacje poprzez krzywą aproksymacji [Kalthoff, 1990a], [Sahraoui, Lataillade, 1998]. Pierwszy uskok na wykresie F-s oznacza inicjację nieciągłości pod dnem karbu. Zgodnie z [PN-EN ISO 14556:2015] przyjmuje się, że punkt F_{gy} jest odczytywany na odcinku po przekroczeniu punktu inicjacji nieciągłości, na przecięciu drugiego cyklicznego

wzrostu z wyznaczoną krzywą aproksymacji (rys. 5.4). Dobór odpowiedniej krzywej aproksymacji został opisany w pracach [Fang, Ding, 2009] oraz [Fang, Wang, 2019] w oparciu o metodę krzywej kluczowej [Kobayashi et al., 1993].



Przemieszczenie s

Rys. 5.4. Charakterystyczne elementy wykresu *sila F – przemieszczenie s* punktu przyłożenia siły uzyskanego w zinstrumentalizowanej próbie udarności dla próbki o przełomie mieszanym [Kharchenko et al., 2006], [Zajdel, 2020]

Charakterystyczne wartości siły zaznaczone na wykresie siła-przemieszczenie są związane z poszczególnymi fazami rozwoju pęknięcia. Zgodnie z zależnością:

$$W = \int_{s=0}^{s_i} F(s) ds$$
 (5.1)

obszar pod krzywą siła-przemieszczenie obrazuje wielkość energii pochłoniętej przez próbkę w poszczególnych stadiach wzrostu pęknięcia [Lin et al., 2017], [Serwer, 2002]. Całkowita energia łamania odpowiadająca wielkości *KV* wg [PN-EN ISO 148-1: 2017-2] jest równa wartości całki obliczonej wg wzoru 5.1 dla przemieszczenia z zakresu od 0 do wartości odpowiadającej spadkowi siły do zera po całkowitym przełamaniu próbki. Ilość energii pochłoniętej przez próbkę na odkształcenie plastyczne i pękanie stanowi miarę ciągliwości materiału [Alar et al., 2015], [Sorochak et al., 2017]. Jeżeli krzywa siła – przemieszczenie jest podzielona na kilka charakterystycznych obszarów, można uzyskać szczegółowe informacje o zachowaniu się danego materiału pod wpływem dynamicznego uderzenia pod kątem występowania poszczególnych faz procesu pękania [Kalthoff, 1990b].

Poszczególne obszary identyfikowane na wykresie siła – przemieszczenie wraz z odpowiednimi wielkościami energii w poszczególnych fazach rozwoju pęknięcia zostały przedstawione na rys. 5.5. Ze względu na najbardziej ogólny kształt krzywej, zawierający wszystkie fazy pęknięcia, jest to krzywa dla próbki o przełomie mieszanym (ciągliwym).



Rys. 5.5. Charakterystyczne wartości siły na wykresie *sila F-przemieszczenie s* oraz obszary energii pochłoniętej przez próbkę w poszczególnych fazach rozwoju pęknięcia [Maślak et al., 2021b]

Wielkość obszarów odpowiadających wartości energii jest powiązana z poszczególnymi strefami obserwowanymi na przełomie próbki (rys. 4.14b) [Chaouadi, Puzzolante, 2008], [Fabry et al., 1996], [Chaouadi, Fabry, 2002]. W normie [PN-EN ISO 14556:2015] rozróżniane są jedynie trzy składowe całkowitej energii pochłoniętej przez próbkę. Pierwszą z nich jest energia przy sile maksymalnej W_m , odpowiadająca obszarowi do osiągnięcia siły F_m – tzw. energia inicjacji pękania stabilnego. Kolejną wartością jest energia W_{iu} odpowiadająca sile F_{iu} , zwana energią inicjacji wzrostu niestabilnego pękania. W normie wyróżniany jest także obszar odpowiadający energii zatrzymania pęknięcia W_a , kojarzonej z siłą F_a (jest to suma obszaru energii inicjacji i wzrostu pękania niestabilnego na rys. 5.5). Na podstawie analiz prowadzonych w pracach [Lin et al., 2017], [Chaouadi, Puzzolante, 2009], [Fabry et al., 1996], [Fang, Wang, 2019], [Chaouadi, Fabry, 2002] można wyróżnić składowe energii inicjacji pękania niestabilnego, a zatem przedstawić ją jako sumę energii inicjacji pękania stabilnego oraz energię stabilnego wzrostu pęknięcia powiązaną z plastycznym charakterem pękania próbki. Procedura opisana w [Chaouadi, Puzzolante, 2009] zakłada, że punkt inicjacji pęknięcia następuje przy obciążeniu znajdującym się w połowie odległości pomiędzy wartością F_{qy} , a maksymalnym obciążeniem F_m (rys. 5.6). Zależność ta została przyjęta na podstawie badań doświadczalnych w oparciu o relację między wyglądem przełomu, a charakterystycznymi siłami w zinstrumentalizowanej próbie udarności [Fabry et al., 1993], [Viehrig et al., 2000], [Lenkey, Toth, 2001]. Jest to punkt oddzielający obszar inicjacji stabilnego pęknięcia od jego propagacji na rys. 5.5.



Rys. 5.6. Wykres *sila F-przemieszczenie s* wskazujący punkt inicjacji pękania (na podstawie [Chaouadi, Puzzolante, 2009])

W pracach [Tronskar et al., 2002] i [Pereira et al., 2021] opisano metodę opartą na analizie zmian wskaźnika odkształcalności CCR (Compliance Changing Rate), służącą do wyznaczenia punktu inicjacji pęknięcia. Metoda polegająca na zależności opartej o szybkość przyrostu wykresu siła – przemieszczenie została opracowana w [Kobayashi et al., 1993] oraz przedstawiona na rys. 5.7. Na wykresie zależności CCR od ugięcia, punkt nagłej zmiany nachylenia krzywej jest identyfikowany jako odkształcenie odpowiadające wartości siły, przy której następuje inicjacja pęknięcia [Kobayashi, 2001]. Wskaźnik CCR można wyznaczyć ze wzoru:

$$\frac{\Delta C}{c} = \frac{c - c_{gy}}{c_{gy}} \tag{5.2}$$

$$C = \frac{ds}{dF} - \text{sieczna miara odkształcalności próbki w zakresie poza-sprężystym}$$
(5.3)

$$C_{gy} = \frac{s_{gy}}{F_{gy}} - \text{miara sprężystej odkształcalności próbki}$$
(5.4).

Wartość s_{gy} definiowana jako przemieszczenie odpowiadające wartości siły ogólnej plastyczności F_{gy} . Metoda ta wymaga znacznego wygładzenia krzywej *F-s*, ale pozwala dokładnie wyznaczyć położenie punktu inicjacji pęknięcia na krzywej, co udowodniono w badaniach eksperymentalnych [Kobayashi et al., 1993], [Shanmugam et al., 1995]. Jak pokazano na rys. 5.7 znajduje się on w punkcie identyfikowanym na wykresie zależności wskaźnika CCR od ugięcia jako punkt nagłej zmiany nachylenia krzywej.



Rys. 5.7. Metoda CCR służąca do wykrywania punktu inicjacji pęknięcia w zinstrumentalizowanej próbie udarności [Kobayashi et al., 1993]

Dla próbek o przełomie mieszanym i kruchym rozwój niestabilnego, kruchego pęknięcia następuje przy pomijalnie małym nakładzie pracy. Wyróżniony na rys. 5.5 obszar po osiągnięciu siły F_a odpowiada za plastyczne dołamanie próbki i jest związany ze zdolnością materiału do samohamowania pęknięć. Obserwowany na przełomie obszar ciągliwego dołamania próbki (rys. 4.14b) jest tym większy im większa wartość energii hamowania propagacji pęknięcia, a więc większa zdolność stali do samohamowania postępu pęknięcia [Zajdel, 2020]. W próbkach, które zostały całkowicie przełamane zakończenie próby jest wyznaczone w miejscu, w którym wartość siły zbliża się asymptotycznie do 0. Natomiast w przypadku próbek o całkowicie plastycznym przełomie, które nie zostały całkowicie przełamane w próbie udarności, jako koniec próby definiowane jest przemieszczenie odpowiadające wartości siły równiej $0.02F_m$ [Kalthoff, 1990b].

Charakter dynamicznego pękania różnych grup stali skutkuje zróżnicowanym kształtem krzywej siła – przemieszczenie. W normie [PN-EN ISO 14556:2015] wyróżniono 6 typów wykresów siła – przemieszczenie, oznaczonych symbolami A – F. Natomiast w normie [ASTM E 2298-18, 2018] wyszczególnione zostały jedynie 3 charakterystyczne typy krzywych, oznaczone symbolami A, B, C, przypisane jako charakterystyczne dla dolnej półki krzywej DBTT (typ A), strefy przejściowej (typ B) oraz górnej półki plastycznej krzywej DBTT (typ C). Na rys. 5.8 zostało przedstawione zróżnicowanie typów wykresów *F-s* wraz z normowymi oznaczeniami. Typy wykresów wg normy EN ISO [PN-EN ISO 14556:2015] oznaczono literami w "kółeczku", natomiast wg ASTM [ASTM E 2298-18, 2018] – literami w "gwiazdce". Na rys. 5.8b poszczególne normowe typy krzywych *F-s* zostały przyporządkowane do ich obszarów występowania na krzywej przejścia w stan kruchy DBTT, czyli do zależności energii łamania od temperatury badania udarności. Wraz ze wzrostem temperatury badania stale wykazują wzrost energii łamania *KV*, co spowodowane jest postępującą redukcją granicy plastyczności stali oraz zmianami właściwości materiałowych stali w skali mikrostrukturalnej, opisanymi we wcześniejszych rozdziałach niniejszej dysertacji.

Schemat z rys. 5.11a ilustruje jednolity charakter wykresów F-s, których zróżnicowanie i klasyfikacja wiążą się wyłącznie z występowaniem lub zanikiem poszczególnych faz procesu pękania w materiałach o różnym stopniu plastyczności [Radaković, 2005]. Tak więc dla wykresów typu A i B wg [PN-EN ISO 14556:2015] oraz typu A wg [ASTM E 2298-18, 2018], które charakteryzuje jedynie energia inicjacji niestabilnego pęknięcia (przełom kruchy) obserwowany jest całkowity zanik obszaru inicjacji plastycznego pęknięcia. Po osiągnięciu wartości siły odpowiadającej ogólnej granicy plastyczności F_{gy} następuje nagły spadek wartości siły. Materiały o takim charakterze pękania nie wykazują żadnej lub jedynie nieznaczną, wielkość energii samohamowania pęknięcia, niewystarczającą do zatrzymania jego propagacji. Taka specyfika wykresów siła - przemieszczenie w stali wyklucza jej stosowanie w budownictwie ze względu na ryzyko nagłego, katastrofalnego zniszczenia. Podobny charakter niekontrolowanego zniszczenia występuje również w typie C wg [PN-EN ISO 14556:2015] (także odpowiadający typowi A wg [ASTM E 2298-18, 2018]). Pomimo obserwowanego na wykresie początkowego obszaru inicjacji pękania stabilnego, w końcowej fazie pękania występuje jedynie niestabilny rozwój pęknięcia i materiał nie posiada zdolności zahamowania rozwoju postępującego pęknięcia. Niska wartość pracy łamania i kruchy charakter pękania jest charakterystyczny dla stali o wysokiej wytrzymałości, w których stosunek granicy plastyczności Re do wytrzymałości na rozciąganie Rm jest większy niż 0,8 (rys. 5.8b). Naprężenia powstające w próbie udarności pod dnem karbu przekraczają wartość wytrzymałości stali na rozciąganie, co skutkuje brakiem kompensacji przez materiał tak wysokich naprężeń w czasie kilku milisekund. Przełom takiej próbki ma przeważnie charakter transkrystaliczny. Wzrost temperatury badania nie wpływa istotnie na większą wartość pracy łamania dla tych stali - rys. 5.8b. Kruchy charakter zniszczenia najczęściej dotyczy stali przesyconych węglem lub dodatkami stopowymi, a także zawierających niekoherentne z osnową wtrącenia lub fazy wtórne. Wewnętrzne mikropęknięcia oraz struktura Widmanstättena także sprzyjają kruchemu zniszczeniu stali.

Mieszany charakter pękania opisują typy D i E wg [PN-EN ISO 14556:2015] oraz B wg [ASTM E 2298-18, 2018]. Zawierają obszar inicjacji i propagacji niestabilnego pękania, ale również wykazują samohamowność rozwoju tego pęknięcia. Są to materiały znajdujące się na rys. 5.8b w obszarze przejścia w stan kruchy, a więc w zakresie wartości DBTT. Charakteryzują się znaczną podatnością na kruche pękanie w niskiej temperaturze badania, a także całkowicie plastycznym przełomem w wysokiej temperaturze. Powyżej punktu DBTT, wraz ze wzrostem temperatury rośnie wartość energii stabilnego wzrostu pęknięcia oraz energia samohamowania pęknięcia. Jednak poniżej temperatury przejścia w stan kruchy, pęknięcie jest

całkowicie kruche i następuje w sposób niekontrolowany. Zatem analiza przydatności do dalszej eksploatacji stali o takim charakterze zniszczenia powinna być szczególnie dokładna i oparta o wartość udziału przełomu plastycznego (wzory 4.4 - 4.7). Zakres temperatury stosowania tych stali będzie związany z wartością DBTT. Mieszany charakter przełomu jest typowy m.in. dla stali ferrytycznych i ferrytyczno-perlitycznych stali węglowych i niskostopowych. Są to stale o średniej wytrzymałości i ilorazie R_e/R_m z zakresu 0.4 - 0.8.

Stale o przełomie całkowicie plastycznym, czyli odpowiadającym typowi F wg [PN-EN ISO 14556:2015] oraz C wg [ASTM E 2298-18, 2018] charakteryzują się brakiem inicjacji i propagacji niestabilnego pęknięcia. Natomiast wykazują znaczne wartości energii potrzebnej



Rys. 5.8. Znormalizowane typy wykresów w zinstrumentalizowanej próbie udarności Charpy'ego w świetle klasyfikacji wg norm [PN-EN ISO 14556:2015] oraz [ASTM E 2298-18, 2018]:
a) zróżnicowanie charakteru wykresów *F*-*s*;
b) przyporządkowanie charakterystycznych typów wykresów *F*-*s* do obszarów krzywej przejścia w stan kruchy DBTT

do inicjacji i propagacji pęknięcia stabilnego, którego rozwój są w stanie skutecznie zahamować. Stąd jest to najbardziej pożądane zachowanie stali w przypadku oceny jej przydatności do dalszej eksploatacji. Plastyczny charakter pękania jest obserwowany w stopach o niskiej wytrzymałości, dla których $R_e/R_m \leq 0,4$. Są one niewrażliwe na spadek temperatury badania i nie wykazują istotnych zmiany pracy łamania - rys. 5.8b.

5.3. PRÓBA UDARNOŚCI W OCENIE PO-POŻAROWYCH WŁAŚCIWOŚCI STALI

Wnioskowanie o możliwości dalszej eksploatacji po pożarze oparte o klasyczną próbę udarności przedstawiono w pracy [Peng et al., 2016] dla elementów stalowych wykonanych ze stali SN490C (odpowiednik stali S355). Analizowano dwa sposoby chłodzenia próbek –
chłodzenie wodą sybmolizujące akcję gaśniczą oraz swobodne stygnięcie na powietrzu. Uzyskane wartości energii łamania według autorów zapewniały bezpieczną dalszą eksploatację wykonanych z tej stali elementów. Na rys. 5.9. przedstawiono wyniki po-pożarowej udarności uzyskane w tych badaniach z wyszczególnieniem sposobu chłodzenia. Zgodnie z informacjami podanymi w rozdziale 2.2, przy gwałtownym obniżeniu temperatury podczas chłodzenia wodą, nastąpiła przemiana bainityczna i martenzytyczna, stąd mniejsza praca łamania uzyskana w tym przypadku. Powstałe przemiany generują zwiększoną podatność na kruche pękanie w porównaniu do próbek poddanych swobodnemu stygnięciu na wolnym powietrzu, gdzie nie zaobserwowano bainitu i martenzytu w strukturze.



Rys. 5.9. Po-pożarowa udarność stali SN490C w funkcji maksymalnej temperatury nagrzewania i sposobu chłodzenia (na podstawie [Peng et al., 2016])

W pracy [Ye, Ozaki, 2020] za pomocą klasycznego testu udarności Charpy'ego oceniono podatność na pękanie w wysokiej temperaturze stalowych połączeń spawanych. Zbadano udarność materiału podstawowego, spoiny i strefy wpływu ciepła. Ponadto, aby zbadać właściwości tych połączeń po pożarze, wybrane próbki gwałtownie studzono przez hartowanie w wodzie, inne natomiast były chłodzone nadmuchem powietrza w piecu. Testy udarności Charpy'ego przeprowadzono w tym przypadku w temperaturze pokojowej 20°C oraz w celach porównawczych w temperaturze 0°C oraz -20°C. Jako materiał podstawowy i pomocniczy wykorzystano stal SN400B (odpowiednik S235JR) i stopiwo YGW11 (odpowiednik ER70S-G). Karby nacięto w materiale podstawowym (BM), metalu spoiny (WM) oraz strefie wpływu ciepła (HAZ). Wyniki uzyskane z testów, przy różnej temperaturze pomiaru przedstawiono na rys. 5.10. i rys. 5.11.

W testach prowadzonych powyżej 300°C praca łamania w próbkach BM, WM i HAZ stopniowo malała wraz ze wzrostem temperatury badania, choć zaobserwowano w nich wyraźne pękanie plastyczne. Także wydłużenia inwentaryzowane przy zerwaniu w próbie rozciągania stali wykazały znacząco duże wartości. Potwierdzono zatem, że kruche pęknięcia w tej stali występują rzadko w podwyższonej temperaturze kojarzonej z oddziaływaniem pożaru.

Na rys. 5.11 pokazano wpływ sposobu chłodzenia na udarność próbki w zależności od temperatury jej wcześniejszego nagrzania, na podstawie badań eksperymentalnych szczegółowo opisanych w [Ye, Ozaki, 2020]. Zgodnie z wynikami badań przeprowadzonych w temperaturze 20°C oraz -20°C, po wcześniejszym nagrzaniu i schłodzeniu próbek, próbki chłodzone powietrzem wykazały znacznie wyższą energię łamania od próbek gwałtownie

chłodzonych wodą. Obserwacje mikrostrukturalne autorów wykazały, że podczas procesu chłodzenia wodą z poziomu temperatury pomiędzy 700°C do 800°C miało miejsce niekompletne hartowanie z lokalnymi skupiskami gruboziarnistych wydzieleń bainitu i martenzytu, a wskutek hartowania z poziomu temperatury 900°C wielkość udarności ponownie uległa zwiększeniu z powodu wystąpienia przemiany martenzytycznej i pojawienia się w osnowie krystalograficznej równomiernie rozłożonych, drobnoziarnistych i słabo przesyconych węglem wydzieleń martenzytu [Ye, Ozaki, 2020].



Rys. 5.10. Wyniki próby udarności złącza spawanego (stal SN400B + stopiwo YGW11) w wysokiej temperaturze [Ye, Ozaki, 2020]



Rys. 5.11. Wyniki próby udarności złącza spawanego (stal SN400B + stopiwo YGW11) po procesie nagrzewania i chłodzenia: a) przeprowadzanego w temperaturze 0°C, b) przeprowadzanego w temperaturze -20°C [Ye, Ozaki, 2020]

Podobną analizę wpływu sposobu studzenia i maksymalnej temperatury nagrzewania na wartość energii łamania przeprowadzono w pracy [Ye et al., 2021]. Analizie poddano próbki wyciete z kształtownika formowanego na zimno wykonanego ze stali BCR295 - gatunek powstał z gorącowalcowanej blachy stalowej SN400B (odpowiednik S235JR). Warunki po-pożarowe zostały symulowane poprzez rozważaną maksymalne temperaturę nagrzewania z zakresu 100°C-900°C oraz trzy różne sposoby chłodzenia: stygnięcie w piecu, na wolnym powietrzu oraz gwałtowne chłodzenie wodą. Próbę udarności z wykorzystaniem klasycznego młota udarności Charpy'ego przeprowadzono dla próbek schłodzonych do temperatury otoczenia oraz do wartości -70°C, -40°C, -20°C, 0°C. W celach porównawczych próbki Charpy-V zostały wycięte z narożnika (CP) oraz płaskiej części (FP) profilu formowanego na zimno. Przeprowadzone badania wykazały, że w temperaturze "kruchości na niebiesko" $(100^{\circ}C-300^{\circ}C),$ wartość energii łamania praktycznie nie uległa zmianie. Zatem prawdopodobieństwo wystąpienia kruchego pęknięcia w tym zakresie jest niewielkie. Znaczny spadek udarności zaobserwowano w próbkach nagrzanych do temperatury 700°C-800°C i poddanych gwałtownemu studzeniu woda, niezależnie od temperatury próbki podczas próby udarności. Natomiast próbki nagrzane do temperatury 900°C wykazały wysoką energię łamania niezależnie od sposobu chłodzenia. Gwałtowne studzenie wodą próbek z temperatury 900°C spowodowało odzyskanie energii łamania dzieki rozdrobnieniu ziarna. Istotna różnica w zmianie udarności części narożnych w stosunku do części płaskich kształtownika została wykazana dla próbek nagrzanych do temperatury z zakresu 200°C-400°C i poddanych powolnemu chłodzeniu na powietrzu. W tych warunkach energia łamania próbek wyciętych z części narożnych była znacznie niższa niż wyciętych z części płaskich profilu, ze względu na zjawisko starzenia odkształceniowego stali. Zjawisko zostało potwierdzone w badaniach twardości metodą Vickersa oraz w badaniach mikrostruktury.



Rys. 5.12. Wyniki próby udarności przeprowadzonej w temperaturze 0°C dla próbek wykonanych ze stali BCR295 studzonych swobodnie na powietrzu [Ye et al., 2021]



Rys. 5.13. Wyniki próby udarności przeprowadzonej w temperaturze 0°C dla próbek wykonanych ze stali BCR295 chłodzonych wodą oraz w piecu [Ye et al., 2021]

Próbę udarności Charpy'ego wykorzystano również w [Nikolaou, Papadimitriou, 2004] w ocenie odporności na pękanie różnych typów stali zbrojeniowej klasy 500 MPa po symulowanej ekspozycji pożarowej. Próbki były nagrzewane do temperatury z zakresu 200°C–800°C, następnie wytrzymywane w maksymalnej temperaturze przez 1 godzinę i swobodnie studzone na powietrzu. Badania wykazały, że nagrzewanie stali mikrostopowej powoduje wzrost wielkości istniejących wydzieleń, zwłaszcza wzdłuż granic ziaren ferrytu. Konsekwencją tego zjawiska jest istotny spadek udarności w zakresie temperatury maksymalnego nagrzewania 200°C–600°C.

Po-pożarowa udarność stali wykorzystywanej do budowy mostów została zbadana w pracy [Hirohata et al., 2018] za pomocą klasycznej próby udarności Charpy'ego. Próbki nagrzewano do temperatury maksymalnej 600°C oraz 900°C i z rozróżnieniem dwóch sposobów chłodzenia - swobodnego stygnięcia na powietrzu oraz gwałtownego chłodzenia wodą. Próba udarności przeprowadzona w temperaturze otoczenia wykazała znaczny spadek energii łamania dla próbek poddanych szybkiemu chłodzeniu wodą. Podobne wnioski uzyskano w badaniach opisanych w pracy [Koufu et al., 2017] oraz [Sugimoto et al., 2017], gdzie badano energię łamania po symulowanej ekspozycji pożarowej trzech gatunków stali konstrukcyjnych: SN400B (S235), SA440B (S275), SN490B (S355). Maksymalne temperatury nagrzewania ustalono na poziomie 500°C oraz 800°C. Próbki poddane chłodzeniu wodą wykazały znacznie mniejszą energię łamania niż próbki, które swobodnie studziły się na powietrzu. W celach porównawczych próba udarności została przeprowadzona w temperaturze 60°C, 0°C, -30°C oraz -60°C. Natomiast w pracach [Dhua et al., 2003], [Rasouli et al., 2008], [Panigrahi, 2010], [Ceschini et al., 2013], [Ghosh, Ghosh, 2018] zbadano wpływ obróbki termomechanicznej podczas wytwarzania stali na jej mikrostrukturę i właściwości mechaniczne oraz dowiedziono, że energia łamania jest związana zarówno z maksymalną temperaturą nagrzewania, jak i szybkością chłodzenia.

W pracy [Alar et al., 2015] wykazano relację między właściwościami mechanicznymi uzyskanymi na podstawie zinstrumentalizowanej próby udarności a wynikami uzyskanymi w statycznej próbie rozciągania. Badania zostały przeprowadzone dla stali węglowej S275J0, natomiast analizie zostały poddane wartości granicy plastyczności i maksymalnej wytrzymałości uzyskane z dwóch różnych metod badawczych. Zróżnicowanie wyników nie przekraczało 3% dla granicy plastyczności oraz 10% dla wytrzymałości na rozciąganie. Wyznaczenie wartości temperatury przejścia w stan kruchy (DBTT), a także zależności temperaturowych pomiędzy wartościami energii inicjacji i propagacji pęknięć za pomocą zinstrumentalizowanej próby udarności zostało przeprowadzone w pracy [Kharchenko et al., 2006]. Analizie poddano stale węglowe C45 oraz St3S (S235JRG2), badane w temperaturze z zakresu od -135°C do 315°C. Natomiast odporność na dynamiczne pękanie stali 9Cr-1Mo-V-Nb-N w zakresie temperatury od -196°C do 650°C w pracy [Zhu et al., 1999] została oparta o wyniki uzyskane w zinstrumentalizowanej próbie udarności. W pracy [Chao et al., 2007] dokonano wyznaczenia krzywej przejścia w stan kruchy dla stali DP590 (CR330Y590T-DP) oraz AISI 1018 (C15D/C18D). Badanie przeprowadzono w temperaturze z zakresu -120°C do 90°C. Próbki wykonane ze stali DP590 były zorientowane w dwóch różnych kierunkach, co jednak nie miało istotnego wpływu na wartość temperatury przejścia w stan kruchy. Dla stali DP590 wynosiła ona -95°C, natomiast dla stali AISI 1018 wartości DBTT odpowiadało 5°C.

Innowacyjną metodę badania udarności stali w podwyższonej temperaturze przedstawiono w pracy [Ferreirós et al., 2017]. Przeprowadzono klasyczną próbę udarności próbek stali AISI 1010, 1045 i 1080 (kolejno odpowiedniki stali C10/2C10, 1C45/C45G, C86D/C75S) w stanie wyżarzonym, podgrzewanych do temperatury z zakresu 400°C–700°C. Temperatura próbek podczas badania była utrzymywana dzięki zastosowaniu stanowiska wyposażonego

w miedziane zaciski przymocowane do próbek i podłączone do obwodu elektrycznego sterowanego przez regulator temperatury z termoparą przymocowaną do próbki udarnościowej. Uzyskane zależności pracy łamania od temperatury badania (krzywa przejścia w stan kruchy) przedstawione zostały na rys. 5.14 dla rozważanych stali węglowych o strukturze ferrytycznoperlitycznej. Wraz ze wzrostem temperatury do wartości ok. 500°C zmniejsza się praca łamania dla wszystkich trzech gatunków stali. Po przekroczeniu tej wartości następuje nagły wzrost pracy łamania, aż do osiągnięcia temperatury przemiany eutektoidalnej.



Rys. 5.14. Krzywa zależności pracy łamania od temperatury badania dla stali AISI 1010, 1045, 1080 [Ferreirós et al., 2017]

Badania opisane w pracy [Blach et al., 2009] polegały na ocenie zmiany właściwości stali 9Cr-1Mo poddanej wyżarzaniu w temperaturze 580°C, 620°C oraz 650°C, pod względem jej odporności na kruche pękanie. Czas ekspozycji na podwyższoną temperaturę wynosił od 500 godzin do 5000 godzin. Po powolnym schłodzeniu badanej stali do temperatury pokojowej przeprowadzono statyczną próbę rozciągania oraz klasyczną próbę udarności. Zaobserwowano, że wraz ze wzrostem temperatury i/lub wydłużeniu czasu ekspozycji na wysoką temperaturę, nastąpił spadek udarności. Natomiast granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie nie uległy istotnej zmianie. Tendencja spadkowa pracy łamania została powiązana z wydzieleniem kruchych faz wtórnych na granicach ziaren powodujących obniżenie ich koherencji. Po ekspozycji termicznej zmienił się także mechanizm pękania z plastycznego na mieszany.

W pracy [Panin et al., 2016] przedstawiono badania udarności za pomocą oprzyrządowanego młota Charpy'ego, wykonane dla stali 12Cr1MoV w temperaturze 20°C oraz nagrzanej do 375°C i 600°C. Wraz ze wzrostem temperatury zaobserwowano spadek udarności oraz spadek wartości energii potrzebnej do inicjacji pęknięcia. Największa wartość energii propagacji pęknięcia została zidentyfikowana dla stali badanej w temperaturze 375°C. Wnioski o odporności na pękanie badanej stali zostały oparte o analizę udziału energii propagacji i inicjacji pęknięć w całkowitej energii potrzebnej do zniszczenia próbki. Wyniki

uzyskane w próbie udarności zostały powiązane z obszarami odpowiadającymi poszczególnym fazom pęknięcia na przełomie próbki.

Zinstrumentalizowana próba udarności, w przeciwieństwie do klasycznej próby udarności, nie była wykorzystywana w dotychczasowych badaniach oceny odporności stali na kruche pękanie po pożarze. Natomiast w przytoczonych w niniejszym rozdziale pracach, wykorzystano oprzyrządowany młot Charpy'ego do wyznaczenia krzywej przejścia w stan kruchy lub do oceny podatności na kruche pękanie w warunkach obniżonej lub podwyższonej temperatury. Wiarygodne wnioskowanie oparte na analizie zmiany wartości energii propagacji i inicjacji pękania pozwala na rozszerzenie zakresu wykorzystania zinstrumentalizowanej próby udarności i adaptację tej metody w badaniach po-pożarowych stali.

6. PROBLEM BADAWCZY. CEL, TEZA I ZAKRES PRACY

6.1. PROBLEM BADAWCZY, PRZEDMIOT I CEL PRACY

Jak wykazano w rozważaniach przeprowadzonych w rozdziale 3, stal w warunkach po-pożarowych, czyli po epizodach chaotycznego nagrzewania i chłodzenia wykazuje znacząco odmienne właściwości mechaniczne od tych odpowiadających stanowi przed pożarem. Zmiany właściwości stali są uzależnione od intensywności nagrzewania materiału [Bednarek, Kamocka, 2006], a także od wartości temperatury nagrzewania i długości jego trwania, oraz przede wszystkim od procesu chłodzenia związanego z przeprowadzoną akcją gaśniczą [Song, Li, 2021]. Możliwość dalszego użytkowania elementów stalowych po pożarze jest warunkowana przez trwałe zmiany mikrostruktury, a w konsekwencji zmiany właściwości mechanicznych i użytkowych. W szczególności są to wydzielenia wtórne, narastające w niekontrolowany sposób mikrokarby i mikropęknięcia, zmiana wielkości, kształtu i uporzadkowania ziaren osnowy metalicznej, osłabienie spójności granic ziaren, zanik struktury pasmowej. Stopień zmian powstałych w mikrostrukturze oraz ich wpływ na właściwości stali związane z podatnością na pękanie może być oceniony precyzyjnie za pomocą badania udarności i badań metalurgicznych mikrostruktury [Maślak, 2012], [Maślak, Żwirski, 2017]. Zmiany zachodzące w mikrostrukturze stali efektywnie wystudzonej po pożarze mogą wiązać się ze wzrostem twardości materiału, a także z towarzyszącym temu zjawisku równoczesnym pogorszeniem się jej właściwości plastycznych, w tym zwłaszcza udarności. Skutkiem tego rodzaju przemian jest zwykle zwiększone ryzyko kruchego pękania, a tym samym niebezpieczeństwo nagłej utraty nośności elementu stalowego i jego katastrofalnego zniszczenia [Canale et al., 2008], [Trilleros et al., 2012], [Kharchenko et al., 2006]. Ekspertyza służąca ocenie stali stosowanych w budownictwie, prowadzona pod kątem weryfikacji jej ewentualnej przydatności do dalszego użytkowania przy bezpiecznym przenoszeniu obciażeń po pożarze, aby mogła być wiarygodna, powinna oprócz tradycyjnej inwentaryzacji trwałych deformacji i przemieszczeń elementów konstrukcji [Maciejewski et al., 2012], opierać się dodatkowo na starannej analizie wyników uzyskanych z badania po-pożarowych właściwości materiałowych. Zwykle tego rodzaju badania, jeżeli nawet zostały one zaplanowane do przeprowadzenia i uwzględnienia w ekspertyzie, polegają jedynie na sprawdzeniu stopnia zmiany granicy plastyczności i modułu sprężystości badanej stali, specyfikowanego po ekspozycji pożarowej a następnie na porównaniu ich po-pożarowych wartości do wartości początkowych, wyznaczonych przed pożarem. Niniejsza praca ma na celu zwrócenie uwagi potencjalnego czytelnika na konieczność wzbogacenia tradycyjnej analizy po-pożarowej testowanego materiału o próbę udarności, o ile to możliwe przeprowadzona najbardziej zaawansowanej technicznie postaci, wykorzystaniem W iei Ζ zinstrumentalizowanego młota Charpy'ego. Bez dokładnych badań tego typu, określone w typowej ekspertyzie po-pożarowej cechy wytrzymałościowe i użytkowe stali mogą nie ujawnić istotnych zmian właściwości materiału, o trwałym charakterze.

Pęknięcia kruche rozprzestrzeniają się w stalach z prędkością kilkuset m/s, a ich propagacja ma z reguły charakter katastrofalny. Wykazano doświadczalnie, że w przypadku stalowych próbek, dla których obserwowany przełom zawiera co najmniej 70%÷90% przełomu ciągliwego narastanie tego rodzaju pęknięć może zatrzymać się samorzutnie, nie wywołując tym samym skutków katastrofalnych [Tasak, Ziewiec, 2009]. Dlatego ocena charakteru pęknięcia, dokonana na podstawie identyfikacji względnego udziału przełomu plastycznego i przełomu kruchego, może być bardzo pomocna przy wnioskowaniu o ewentualnym dalszym użytkowaniu badanego elementu po pożarze.

Jak wspomniano powyżej, dotychczasowe badania mające na celu określenie właściwości stali po jej wystudzeniu po pożarze skupiały się w zasadzie na identyfikacji stopnia redukcji jej podstawowych właściwości mechanicznych, takich jak granica plastyczności, wytrzymałość na rozciąganie, odkształcenie graniczne oraz moduł sprężystości podłużnej. Taka analiza zmian właściwości mechanicznych, odniesiona do tradycyjnych, niestopowych stali konstrukcyjnych, została przeprowadzona na przykład w pracy [Ren et al., 2020], natomiast w odniesieniu do analogicznych stali konstrukcyjnych ale o podwyższonej wytrzymałości - w pracach [Zhang et al., 2020a] i [Shi et al., 2022]. Podobna redukcja tego rodzaju właściwości materiałowych po pożarze, ale w ujęciu porównawczym, dla stali konstrukcyjnych formowanych na zimno i walcowanych na gorąco, została szczegółowo opisana w pracach [Lu et al., 2016] oraz [Gunalan, Mahendran, 2014]. Analogiczne badania eksperymentalne, pokazujące zachowanie się po pożarze stali wysokich wytrzymałości zostały omówione w pracach [Qiang et al., 2012], [Zhang et al., 2020b], [Zhou et al., 2021], [Li et al., 2017], [Huang et al., 2022], [Chiew et al., 2014], [Li, Young, 2018], [Yan et al., 2021], a także [Lou et al., 2022]. Natomiast porównanie stopnia redukcji po pożarze właściwości mechanicznych stali wysokich wytrzymałości z analogicznymi wartościami odpowiadającymi konwencjonalnym stalom niestopowym przedstawiono w pracy [Maraveas et al., 2017a].

Próba udarności prowadzona z użyciem zinstrumentalizowanego młota Charpy'ego nie była dotychczas wykorzystywana do oceny podatności na pękanie stali budowlanej, przy jej identyfikacji odniesionej do warunków po-pożarowych. Jednak powiązanie kształtu krzywych siła – przemieszczenie, otrzymanych w badaniu udarności, z charakterem zniszczenia elementu, okazało się być skuteczną metodą wnioskowania o kruchości stali powodowanej oddziałującym na nią promieniowaniem neutronowym [Lin et al., 2017], a także o kruchości stopów wykorzystywanych w przemyśle kolejowym, morskim i lotniczym [Tarpani et al., 2009], [Puppala et al., 2013], [Sorochak et al., 2017].

Przedmiotem niniejszej pracy jest weryfikacja możliwości oceny podatności na pękanie wybranych gatunków stali stosowanych w budownictwie, poddanych oddziaływaniu symulowanego pożaru o różnych, ustalonych w sposób intencjonalny, scenariuszach rozwoju. Podstawą wnioskowania byłaby w takim ujęciu zmierzona w eksperymencie wartość po-pożarowej udarności. Stosowny pomiar byłby dokonywany za pomocą odpowiednio oprzyrządowanego (zinstrumentalizowanego) młota Charpy'ego.

Celem tej pracy byłoby zatem uzyskanie w miarę jednoznacznej odpowiedzi na pytanie, czy, a jeśli tak to w jakim zakresie i przy jakich ograniczeniach, tego rodzaju próba mogłaby zostać uznana za miarodajną, a równocześnie dostatecznie wiarygodną metodę wnioskowania co do przyszłego zachowania się badanej stali w warunkach po-pożarowych, a w szczególności do specyfikacji jej spodziewanej podatności na kruche pękanie. Chodzi tu w istocie o rozeznanie co do wrażliwości badanej stali na różnego rodzaju scenariusze pożarowe.

Analiza szczegółowa W realizowanych badaniach zostanie przeprowadzona dla subiektywnie wybranych do weryfikacji i oceny porównawczej pięciu gatunków stali stosowanych w budownictwie, na próbkach wystudzonych po przejściu każdej z nich przez epizod symulowanego pożaru o różnym scenariuszu rozwoju. Badania te powinny wykazać, że energia poszczególnych faz procesu pękania i przełamania próbek udarnościowych, wyznaczona w zinstrumentalizowanej próbie Charpy'ego, jest wiarygodnym wyznacznikiem prognozowanej odporności danej stali na kruche pękanie, określanej w stanie po-pożarowym. Interpretacja zmian właściwości badanych stali po pożarze zostanie dodatkowo wzbogacona o skojarzony z próbą udarności pomiar rozszerzenia poprzecznego LE, a także o szczegółowe badania mikrostruktury tych stali, badania fraktograficzne przeprowadzone na mikroskopie

skaningowym, jak również o próbę statycznego rozciągania i towarzyszące tej próbie badania twardości. Dopiero tego typu rozpoznanie, zaplanowane w takim porządku i tak szeroko zakreślonym zakresie badawczym, wydaje się być kompletne do w miarę wiarygodnego prognozowania po-pożarowej kruchości danego gatunku stali.

Symulacja pożaru przeprowadzona w wysokotemperaturowym piecu laboratoryjnym, badanie udarności za pomocą oprzyrządowanego (zinstrumentalizowanego) młota Charpy'ego, a także próba rozciągania, próba twardości i badania mikrostruktury zostały wykonane we współpracy z laboratorium przemysłowym Preludium Engineering, zlokalizowanym w Krakowie.

Badania te zostały sfinansowane z otrzymanych trzech grantów badawczych, przyznanych przez Dziekana Wydziału Inżynierii Lądowej Politechniki Krakowskiej, z 25% udziałem środków Katedry Konstrukcji Mostowych, Metalowych i Drewnianych (L3) - numery decyzji odpowiednio: LO.3136.2.2020, LO.60.2.1.2021 i LO.611.7.2022. Wyniki przeprowadzonych badań zostały częściowo zaprezentowane i omówione w pracach [Maślak et al., 2021a], [Maślak et al., 2021b], [Maślak et al., 2022a], [Maślak et al., 2022b], [Maślak et al., 2023a], [Maślak et al., 2023b], [Maślak et al., 2023c], [Maślak et al., 2023d], [Maślak et al., 2023e], [Pańcikiewicz et al., 2023].

6.2. TEZA PRACY

W nawiązaniu do kwestii dyskutowanych w rozdziale 6.1 niniejszej pracy sformułowano następującą tezę badawczą przedstawianą do jej formalnej weryfikacji:

"Zinstrumentalizowana próba udarności Charpy'ego może stanowić efektywne narzędzie badawcze pozwalające na racjonalne wnioskowanie, co do przydatności elementów nośnych wykonanych ze stali budowlanych do ich dalszego, bezpiecznego użytkowania po pożarze. Wnioskowanie opiera się w tym przypadku na empirycznej weryfikacji stopnia podatności badanej stali na kruche pękanie, specyfikowanego po jej przejściu a'priori przez epizod symulowanej ekspozycji ogniowej o zadanym scenariuszu rozwoju".

Teza pomocnicza sformułowana poniżej zarysowuje podstawowe ograniczenia tezy głównej:

"Rezultaty opisanego powyżej badania udarności będą dostatecznie wiarygodne jedynie wtedy, gdy uzyskają formalne i w miarę jednoznaczne potwierdzenie, zarówno jakościowe, jak i ilościowe, w przeprowadzonych niezależnie na wystudzonym materiale, i skojarzonych z tym badaniem uzupełniających testach eksperymentalnych, w tym w szczególności w badaniach wytrzymałościowych, badaniach twardości, badaniach metalograficznych i ewentualnie, o ile to możliwe, w badaniach fraktograficznych".

Celem szczegółowym towarzyszącym postawionym powyżej tezom jest w takim ujęciu:

"Identyfikacja dla każdego z rozpatrywanych szczegółowo gatunków stali krytycznego dla niego scenariusza pożarowego. Chodzi tu o taki scenariusz, który przy najłatwiej osiąganych warunkach termicznych, a więc z reguły po najkrótszym czasie trwania eksperymentu, spowoduje dla tej stali okoliczności kojarzone z nieakceptowanym ryzykiem jej zniszczenia, realizowanego na ogół przez zainicjowanie

w niej, a następnie przez niczym niekrępowany rozrost kruchych pęknięć degradujących spójność tej stali".

Wskazanie scenariuszy krytycznych skojarzonych z danym gatunkiem stali wydaje się w tym przypadku niezbędne dla zapewnienia aplikacyjnego charakteru pracy. Jej potencjalny czytelnik ma bowiem w zamierzeniu autorki uzyskać dzięki tej lekturze jasne i formalnie jednoznaczne rozeznanie co do ponoszonego ryzyka na wypadek wydania przez siebie orzeczenia o dopuszczeniu danej stali do jej dalszego użytkowania po pożarze. Rozeznanie to powinno dać mu możliwość dostrzeżenia ewentualnego zagrożenia już na etapie podejmowania wstępnej decyzji. W takiej sytuacji powinien on zakwalifikować dany materiał do bardziej szczegółowego badania eksperymentalnego o sformalizowanym przez siebie scenariuszu, takim który zostanie uznany za krytyczny. Będzie to jednak praktycznie możliwe jedynie wtedy, gdy dla poszczególnych stali określone zostaną krytyczne czynniki sprawcze, warunkujące w danych okolicznościach określony poziom i charakter skojarzonych z nimi zagrożeń.

Osiągnięcie tak postawionego celu będzie zatem możliwe do uzyskania jedynie przy odpowiednio zindywidualizowanym podejściu do zaplanowanego powyżej badania. Celem pomocniczym jest bowiem wykazanie, że:

"Po-pożarowe właściwości danej stali, specyfikowane a'posteriori, po apriorycznym, mniej lub bardziej długotrwałym, oddziaływaniu na nią epizodu pożarowego, są warunkowane nie tylko jej mikrostrukturą, która zresztą w warunkach pożarowych sama w sobie może ulegać trwałym przemianom, ale również zrealizowanym w praktyce scenariuszem oddziałującego na tę stal pożaru. Kluczowym wydaje się w tej sytuacji nie tylko poziom temperatury do której dany materiał był efektywnie nagrzewany i w której był następnie wygrzewany przez określony czas ale również, a może nawet przede wszystkim, mniej lub bardziej gwałtowny sposób jego studzenia. Biorąc pod uwagę wszystkie wymienione powyżej czynniki poziom zróżnicowania możliwej odpowiedzi danej stali na jej uprzednią ekspozycję pożarową jest niewątpliwie daleko bardziej złożony, jeśli zestawiać go z analogicznym zróżnicowaniem określanym dla tej samej stali przed pożarem".

W takiej sytuacji, w opinii autorki pracy, nie znajdują uzasadnienia jakiekolwiek próby wypracowania jednej, w miarę możliwości formalnie ujednoliconej odpowiedzi, uogólnionej na wszystkie stosowane w budownictwie gatunki stali, dotyczącej predykcji ich zachowania się po pożarze. Jedyną odpowiednio wiarygodną oceną wydaje się bowiem być ta, która zostanie opracowana dla konkretnej stali, o konkretnej mikrostrukturze i o założonym składzie chemicznym, pod warunkiem ustalenia w sposób jednoznaczny scenariusza pożarowego do którego ma się odnosić. W tych okolicznościach znajomość scenariuszy krytycznych skojarzonych z danym gatunkiem stali nabiera kluczowego znaczenia.

6.3. ZAKRES PRACY. METODYKA BADAŃ

6.3.1. Materiał do badań

6.3.1.1. Dobór gatunków stali reprezentatywnych do szczegółowej oceny

W niniejszej pracy badaniom zostały poddane serie próbek wykonane z intencjonalnie wybranych pięciu gatunków stali, o różnym zastosowaniu w budownictwie i różnej strukturze wewnętrznej. Każdy z rozważanych gatunków został subiektywnie uznany jako

reprezentatywny dla danej grupy stali ze względu na specyfikę zachowania po chaotycznym nagrzewaniu występującym w pożarze oraz późniejszym procesie chłodzenia stali. Ze względu na charakterystyczne zjawiska zachodzące w strukturze stali w każdej z analizowanych grup, spodziewane jest otrzymanie różnych zależności *siła F-przemieszczenie s* w zinstrumentalizowanej próbie udarności. Zatem prognozowane są zróżnicowane wnioski dla rozważanych gatunków stali, odnoszące się do dalszej przydatności do eksploatacji po pożarze.

Do szczegółowej analizy wybrano następujące gatunki stali:

- stal S355J2+N jako gatunek reprezentatywny dla powszechnie stosowanych stali konstrukcyjnych, charakteryzujących się strukturą ferrytyczno-perlityczną. Jest to stal klasyfikowana jako niskostopowa o podwyższonej zawartości manganu, z pasmowo występującym perlitem. Stal ta zastępuje niezwykle popularny gatunek określany w starej nomenklaturze stali jako 18G2A. Ze względu na ograniczoną zawartość węgla wykazuje dobrą spawalność oraz podwyższoną odporność na korozję atmosferyczną, a także jest mało wrażliwa na krótkotrwałe oddziaływanie podwyższonej temperatury do 350°C. Powszechnie stosowana w konstrukcjach ustrojów mostowych, dużych obiektach typu hale oraz budownictwie przemysłowym w formie profili hutniczych i blach. W nomenklaturze handlowej stal ta oznaczona jest symbolem 1.0577 (Werkstoffnummer). Jej właściwości opisuje norma [PN-EN 10025-2:2019-11];
- stal X20Cr13 jako gatunek reprezentatywny dla stali nierdzewnych o strukturze martenzytycznej. X20Cr13 charakteryzuje się podwyższoną zawartością chromu, co skutkuje powstaniem pasywnej warstwy wierzchniej przy ekspozycji na warunki atmosferyczne, a tym samym dużą odpornością na korozję. Gatunek wykorzystywany w budownictwie do produkcji śrub i sworzni pracujących w podwyższonej temperaturze. Stal X20Cr stosowana jest także na okładziny żaroodporne i żarowytrzymałe w konstrukcjach energetycznych (kominy). Jest to stal trudno spawalna. W nomenklaturze handlowej stal oznaczona symbolem 1.4021 (Werkstoffnummer). Właściwości stali opisuje norma [PN-EN 10088-1:2014-12];
- stal X6CrNiTi18-10 wybrana jako materiał reprezentatywny dla grupy stali kwasoodpornych, o strukturze austenitycznej. nierdzewnych, Jest to stal wysokostopowa, chromowo-niklowa, z możliwa niewielką zawartością ferrytu stopowego δ oraz weglem stabilizowanym przez dodatek tytanu (najpowszechniej stosowana stal kwasoodporna o stabilizowanym węglu). Jej skład chemiczny umożliwia powstanie na powierzchni stali pasywnej warstwy wierzchniej odpornej na działanie silnych kwasów utleniających oraz ich soli. Gatunek ten znalazł zastosowanie do wykonywania zbiorników stalowych oraz obiektów budownictwa przemysłowego, a także są z niego wykonywane ozdobne barierki i balustrady w budynkach. W stanie dostawy stal jest przesycana z temperatury około 1100°C. Charakteryzuje się dobra spawalnością, dobrze sprawdza się w sytuacji, gdy po spawaniu wymagana jest odporność na korozję międzykrystaliczną. Wykazuje dobrą odporność na korozję w środowisku naturalnym pod warunkiem niskiego stężenia soli, chloru oraz kwasu azotowego i kwasów organicznych. Jest stalą reprezentatywną dla grupy stali specjalnych zalecanych do stosowania w temperaturze nie przekraczającej 600°C. W nomenklaturze handlowej stal opisuje symbol 1.4541 (Werkstoffnummer), a jej właściwości norma [PN-EN 10088-1:2014-12];

- stal X2CrNiMoN22-5-3 jako gatunek typowy dla stali nierdzewnych o strukturze • austenityczno-ferrytycznych typu Standard Duplex (DSS). Stal wysokostopowa, chromowo-niklowo-molibdenowa. Mikrostruktura zrównoważonej stali składa się w ok. 50% z wysokotemperaturowego ferrytu stopowego δ, zawierającego chrom oraz molibden, a w pozostałych ok. 50% z austenitu. Jest przesycana w wodzie z temperatury około 1050°C. Stal cechuje wysoka granica plastyczności przy jednocześnie występującej dobrej ciągliwości, wysoka odporność na pękanie, szczególnie w przypadku zaawansowanej korozji naprężeniowej, szczelinowej i międzykrystalicznej - idealna na konstrukcje cienkościenne, spawalna. Charakteryzuje się dobrą odpornością na korozję wżerową i powierzchniową. Rekomendowana do stosowania w temperaturze nie przekraczającej 300°C. Stal stosowana do wykonywania zbiorników, rurociągów, a także konstrukcji mostów, szczególnie pracujących w środowisku zawierającym chlorki - np. budownictwo nadmorskie, ze względu na wysoką odporność na korozję elektrochemiczną w tym środowisku. W nomenklaturze handlowej stal oznaczona symbolem 1.4462 (Werkstoffnummer). Właściwości stali opisuje norma [PN-EN 10088-1:2014-12];
- stal X2CrMnNiN21-5-1 jako gatunek reprezentatywny dla stopowych stali • nierdzewnych typu Lean Duplex (LDSS) charakteryzujących się strukturą dwufazową austenityczno-ferrytyczną,. W porównaniu do typowych stali typu Standard Duplex, stal Lean Duplex posiada obniżoną zawartość chromu, molibdenu i azotu, a przez to niższą odporność na korozję wżerową w środowisku chlorków. Pozostałe właściwości wytrzymałościowe i użytkowe zbliżone są do stali Standard Duplex. Rozważany gatunek stali znalazł zastosowanie w budownictwie do wykonywania rurociągów, zbiorników, silosów pracujących w styczności z olejami, paliwami i różnymi środkami chemicznymi. Nie zalecana do eksploatacji w warunkach nadmorskich oraz zasolenia środowiska. Łatwiej spawalna od stali Standard Duplex. W oznaczana symbolem nomenklaturze handlowej stal LDX 2101. opisuje Werkstoffnummer 1.4162. Właściwości stali jej to norma а [PN-EN 10088-1:2014-12].

Wybrane do analizy gatunki stali, dzięki swoim specyficznym właściwościom różnią się zakresem stosowania w budownictwie. Na wybór rozważanych gatunków stali, przede wszystkim miała wpływ ich zróżnicowana mikrostruktura spowodowana przez odpowiednio dobrany skład chemiczny do produkcji każdej z nich. Celem pracy jest między innymi wykazanie, że różnice w początkowej strukturze materiału warunkują późniejsze zachowanie się stali po symulowanym pożarze o różnym scenariuszu przebiegu oraz różnym sposobie chłodzenia. Zjawiska występujące w podwyższonej temperaturze podczas nagrzewania oraz w procesie chłodzenia w każdej z rozważanych stali, powstałe z różnych przyczyn będą decydować o charakterze zainicjowanego pęknięcia, a tym samym sposobie zniszczenia elementu stalowego. Spodziewana zmiana właściwości rozważanych stali na skutek niekorzystnych zjawisk została opisana szczegółowo w rozdziałach 6.2.1.2÷6.

6.3.1.2. S355J2+N

Skład chemiczny badanej stali S355J2+N został zidentyfikowany za pomocą optycznego spektrometru emisyjnego Foundry-Master (Worldwide Analytical Systems, Uedem, Northein-Westfalen, Germany) oraz przedstawiony w Tabeli 6.1. Sposób oceny składu chemicznego za pomocą spektrometru iskrowego został szczegółowo opisany w pracy [Linke, 2010]. Podane

wyniki są średnią wartością uzyskaną z trzech prób i zostały porównane ze składem chemicznym stali S355J2+N określonym w normie [PN-EN 10025-2:2019-11]. Zawartość wszystkich pierwiastków w badanej stali jest zgodna z zakresem określonym w normie.

Tabela 6.1. Skład chemiczny próbek wykorzystanych w badaniach ze stali S355J2+N w zestawieniu z wymaganiami wg [PN-EN 10025-2:2019-11]

Skład		[%] wagowy				
chemiczny	С	Si	Mn	Р	S	Cu
Wymagania wg PN-EN 10025-2	<0,20	<0,55	<1,60	<0,025	<0,025	<0,55
Badana stal S355J2+N	0,185	0,164	1,44	0,0066	0,003	0,0861

W pracy [Dzioba, Lipiec, 2019] przedstawiono badania mechanizmów pękania stali S355 w zakresie temperatury od -120°C do 20°C. Jednak właściwości stali po ekspozycji pożarowej różnią się od właściwości stali w stanie pierwotnym. Zmiany zachodzące podczas procesu nagrzewania oraz studzenia mogą istotnie wpłynąć na ryzyko inicjacji i propagacji pęknięć o kruchym charakterze.

Obserwowane zmiany w stali S355J2+N związane są z temperaturą przemiany eutektoidalnej (727°C). W przypadku, gdy wartość temperatury 800°C przekracza temperaturę tej przemiany, w fazie chłodzenia spodziewane jest zajście przemian fazowych o trwałym charakterze, w szczególności perlitycznej, a w niektórych przypadkach szybkiego studzenia lokalnej przemiany bainitycznej lub martenzytycznej. Z kolei wartość temperatury 600°C sytuuje się poniżej temperatury przemiany eutektoidalnej, jest więc zbyt niska, aby zaszły zmiany strukturalne, jednak przekracza temperaturę początku dyfuzji węgla w stali S355 [Maślak et al., 2021b], [Zajdel, 2021], może więc skutkować segregacją składu chemicznego.



Rys. 6.1. Schemat tworzenia się drobnoziarnistej struktury stali w obszarze międzykrytycznym [Pańcikiewicz et al., 2023]

Powolne stygnięcie stali na wolnym powietrzu z poziomu temperatury 800°C prowadzi do rozdrobnienia ziaren osnowy w obszarach występowania perlitu przed nagrzaniem, co powoduje wzrost udarności stali (rys. 6.1). Natomiast szybkie chłodzenie wodą może skutkować lokalną przemianą austenitu w twardy i kruchy martenzyt, a tym samym wzrost twardości, spadek udarności i zwiększoną podatność na kruche pękanie. Podczas utleniania w wysokiej temperaturze, rozważana stal ulega procesowi korozji powierzchniowej ze względu na brak ochronnej warstwy wierzchniej, więc spodziewane jest otrzymanie warstwy zgorzeliny na powierzchni stali.

6.3.1.3. X20Cr13

Skład chemiczny próbek wykonanych ze stali X20Cr13, przedstawiony w Tabeli 6.2 został określony jako średnia z trzech próbek poddanych analizie optycznego spektrometru emisyjnego Foundry-Master. W badanej stali zidentyfikowano nieznacznie większą zawartość siarki niż górna granica dopuszczalna określona w [PN-EN 10088-1:2014-12].

Tabela 6.2. Skład chemiczny próbek wykorzystanych w badaniach ze stali X20Cr13
w zestawieniu z wymaganiami wg [PN-EN 10088-1:2014-12]

Skład	[%] wagowy					
chemiczny	С	Si	Mn	Р	S	Cr
Wymagania wg PN-EN 10088-1	0,16-0,25	<1,00	<1,50	<0,04	<0,015	12-14
Badana stal X20Cr13	0,247	0,428	0,784	0,0153	0,0166	13



Rys. 6.2. Warunki tworzenia się struktury martenzytycznej w stali X20Cr13 na przykładzie: a) wykresu równowagi układów Fe-14%Cr-C, b) diagramu CTP typowego dla stali SINOXX 4021 [Pańcikiewicz et al., 2023]

Stal X20Cr13 w stanie wyjściowym posiada w temperaturze pokojowej intencjonalnie wytworzoną strukturę martenzytyczną, co skutkuje zwiększonym ryzykiem powstania pęknięć kruchych nawet w stanie bez symulowanej ekspozycji pożarowej w porównaniu do pozostałych rozważanych gatunków stali [Samuel et al., 1987]. W wysokiej temperaturze może wystąpić zjawisko wydzielenia się węglików chromu z ferrytu przesyconego chromem i węglem. Skutkuje to istotnym wzrostem twardości przy jednoczesnym obniżeniu ciągliwości. Obecność dużej ilości węgla konieczna do zapewnienia odpowiedniej twardości i odporności mechanicznej stali dodatkowo intensyfikuje tworzenie się węglików chromu. Obniżenie zawartości chromu w roztworze stałym powoduje pogorszenie właściwości ochronnych warstwy wierzchniej, a więc spadek odporności na korozję atmosferyczną. Analiza przemian fazowych może być oparta na wykresach fazowych jak wyżej, opracowanych dla przykładowych stali martenzytycznych. Podobnie jak na klasycznym wykresie przemian fazowych Fe-C, w stalach martenzytycznych chromowych występują obszary, w których następuje możliwość transformacji austenitu w martenzyt (rys. 6.2a).

6.3.1.4. X6CrNiTi18-10

Skład chemiczny nierdzewnej stali austenitycznej X6CrNiTi18-10 poddanej analizie określony za pomocą optycznego spektrometru emisyjnego Foundry-Master jako średnia z trzech próbek został przedstawiony w Tabeli 6.3. Ilość poszczególnych pierwiastków określona za pomocą procentu całkowitej masy, jest zgodna z wymaganiami normy [PN-EN 10088-1:2014-12].

Skład		[%] wagowy						
chemiczny	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Ti
Wymagania wg PN-EN 10088-1	<0,08	<1,0	<2,0	<0,045	<0,015	17-19	9-12	0,35-0,7
Badana stal X6CrNiTi18-10	0,0709	0,467	1,84	0,0246	<0,005	18	9,12	0,352

Tabela 6.3.	Skład chemiczny	próbek wykorz	ystanych v	w badaniach	ze stali	X6CrNiTi18-10
	w zestawieniu z v	vymaganiami wg	g [PN-EN 1	10088-1:2014	-12]	

W stali o strukturze austenitycznej, niebezpiecznym zjawiskiem po symulowanej ekspozycji pożarowej jest możliwość wydzielenia się szkodliwych faz wtórnych, a szczególnie fazy sigma w zakresie temperaturowym 650°C–850°C [Sedriks, 1996]. Zjawiska przemian fazowych dla tej stali mogą być analizowane na podstawie schematu przedstawionego na rys. 6.3.

Jak można zauważyć na rysunku poniżej, na schemacie nie ma przemiany austenitu w ferryt. Podczas procesu stygnięcia stali powstaje jednolita struktura austenityczna, jedynie zawierająca wydzielone węgliki chromu. Wydzielenie węglików jest nieuniknione ze względu na ograniczoną rozpuszczalność węgla w austenicie. Występuje w temperaturze z przedziału 450°C–900°C, przy różnym czasie ekspozycji na temperaturę, przy czym zjawisko to jest nasilone w temperaturze około 700°C. Spadek zawartości chromu w obszarze tworzenia się węglików powoduje niewystarczającą zawartość chromu na granicach ziaren, poniżej granicy pasywacji stali, co jest przyczyną lokalnej degradacji odporności stali na korozję międzykrystaliczną. Problem może być rozwiązany przez dodanie pierwiastków o właściwościach silnie węglikotwórczych, takich jak tytan i niob, trwalej wiążących węgiel niż Cr.



Rys. 6.3. Schemat przemian typowych dla układu 70%Fe-30%(Ni+Cr): a) wykres równowagi, b) wykres CTP [Pańcikiewicz et al., 2023]

Jak można zauważyć na rysunku powyżej, na schemacie nie ma przemiany austenitu w ferryt. Podczas procesu stygnięcia stali powstaje jednolita struktura austenityczna, jedynie zawierająca wydzielone węgliki chromu. Wydzielenie węglików jest nieuniknione ze względu na ograniczoną rozpuszczalność węgla w austenicie. Występuje w temperaturze z przedziału 450°C–900°C, przy różnym czasie ekspozycji na temperaturę, przy czym zjawisko to jest nasilone w temperaturze około 700°C. Spadek zawartości chromu w obszarze tworzenia się węglików powoduje niewystarczającą zawartość chromu na granicach ziaren, poniżej granicy pasywacji stali, co jest przyczyną lokalnej degradacji odporności stali na korozję międzykrystaliczną. Problem może być rozwiązany przez dodanie pierwiastków o właściwościach silnie węglikotwórczych, takich jak tytan i niob, trwalej wiążących węgiel niż Cr.

Występowanie faz wtórnych w stalach austenitycznych jest możliwe w przypadku bardzo długiego nagrzewania (ponad 100 godzin) w temperaturze z przedziału 550°C–900°C [Khatak, Baldev, 2002]. Zatem możemy założyć, że w przypadku pożaru nie nastąpi wydzielenie szkodliwych faz wtórnych. W stalach austenitycznych istotną właściwością jest również brak zmian strukturalnych podczas procesu chłodzenia wodą.

Stale austenityczne wykazują wysoką odporność na kruche pękanie. Nawet w temperaturze ciekłego azotu, stal wykazuje właściwości plastyczne i znaczą wartość energii łamania w próbie udarności młotem Charpy'ego, co przedstawiono na rys. 6.4.



Rys. 6.4. Zależność energii łamania w próbie udarności młotem Charpy'ego dla różnych stali austenitycznych [Llewellyn, Hudd, 2003]

6.3.1.5. X2CrNiMoN22-5-3

Wybraną do analizy stal X2CrNiMoN22-5-3, typu duplex również poddano analizie składu chemicznego za pomocą optycznego spektrometru emisyjnego Foundry-Master. Uzyskane wartości jako średnie z trzech prób zostały zawarte w Tabeli 6.4. Zidentyfikowana zawartość chromu w badanych próbkach nieznacznie przekraczała dopuszczalną granicę 23% określoną w normie [PN-EN 10088-1:2014-12].

Tabela 6.4. Skład chemiczny próbek wykorzystanych w badaniach ze stali X2CrNiMoN22-5-3 w zestawieniu z wymaganiami wg [PN-EN 10088-1:2014-12]

Skład		[%] wagowy						
chemiczny	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Mo
Wymagania wg PN-EN 10088-1	<0,03	<1,0	<2,0	<0,035	<0,015	21-23	4,5-6,5	2,5-3,5
Badana stal X2CrNiMoN 22-5-3	0,0507	0,266	1,8	0,027	<0,005	23,7	4,74	2,92

Zgodnie ze schematem przemian fazowych, przedstawionym na rys. 6.5 widoczny jest obszar pomiędzy austenitem, a ferrytem obrazujący stale o strukturze dwufazowej, czyli austenityczno-ferrytycznej. Stale te charakteryzują się połączonymi właściwościami stali ferrytycznych i austenitycznych. Jednak oprócz pożądanych właściwości dwóch faz, występują również niekorzystne zjawiska charakterystyczne dla stali ferrytycznych i austenitycznych.



Rys. 6.5. Schemat przemian fazowych w zależności od ilości chromu i niklu dla stopu Fe-Cr-Ni o zawartości 70% Fe [Lippold, Kotecki, 2005]

W stalach typu duplex istotnym problemem występującym w wysokiej temperaturze jest zjawisko kruchości 475°C, związane ze spinodalnym rozpadem ferrytu δ na ferryt bogaty w chrom i ferryt zubożony w chrom [Fargas et al., 2013], [Nilsson, Liu, 1991]. Już powyżej temperatury 300°C następuje inicjacja zjawiska kruchości, na skutek wydzielonych niekoherentnych z osnową, kruchych faz π , ε i G obniżających plastyczność stali. Zjawisko zachodzi do temperatury 550°C. Podczas nagrzewania do wyższej temperatury, pogorszenie właściwości plastycznych stali jest powiązane ze zjawiskiem kruchości 800°C. Jest ono spowodowane wydzielaniem z roztworu stałego węglików M₇C₃ i M₂₃C₆, azotków Cr₂N, a także faz wtórnych σ , χ , R, γ_2 (zachodzi w temperaturze 600°C–1050°C). Obszar występowania omówionych niekorzystnych zjawisk jest zobrazowany na rys. 6.6 dla stali austenityczno-ferrytycznych w zależności od czasu ekspozycji i temperatury.



Rys. 6.6. Wykres CTP typowy dla stali duplex [Pańcikiewicz et al., 2023]

W pracy [Karlsson, 1999] przedstawiono fazy wtórne powstałe w stalach typu duplex w temperaturze przekraczającej 500°C (Tabela 6.5).

Rodzaj wydzielenia	Wzór chemiczny	Zakres temperatury [°C]
σ	Fe(Cr, Mo)	600 - 1000
Azotek chromu	Cr ₂ N	700 - 900
Azotek chromu	CrN	1000
χ	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$	700 - 900
R	Fe(Cr, Mo)	550 - 800
π	Fe ₇ Mo ₁₃ N ₄	550 - 600
τ	-	550 - 650
Węglik	M7C3	550 - 650

Tabela 6.5. Fazy wtórne w stalach typu duplex w temperaturze ponad 500°C

Wpływ pierwiastków stopowych stosowanych w stalach typu duplex na obszar wydzielania się faz wtórnych zobrazowano na rys. 6.7. Początek procesu wydzielania się szkodliwych faz podczas zbyt długiej ekspozycji cieplnej w przedziale temperatury 300°C–550°C lub 600°C–1050°C może być przyspieszony przez udział niektórych pierwiastków stopowych, takich jak Cr, Mo, Cu, W, Si [Stankiewicz, Ślązak, 2018], [Maślak et al., 2021c].



Rys. 6.7. Wykres CTP dla stali duplex oraz wpływ pierwiastków stopowych na wydzielanie się szkodliwych faz wtórnych [Charles, 1991]

Badania przeprowadzone w [Topolska, Łabanowski, 2009] oraz [Topolska, Łabanowski, 2015] polegały na starzeniu stali duplex X2CrNiMoN22-5-3 w zakresie temperatury 500°C–900°C z czasem ekspozycji 6 minut, 1 godzina oraz 10 godzin. Uzyskane wyniki potwierdziły problem związany z wydzieleniem się szkodliwych faz wtórnych w podwyższonej temperaturze w tego typu stalach oraz ich wpływ na kruchość stali. Zależność pracy łamania od procentowej zawartości fazy σ przedstawiono na rys. 6.8.



Rys. 6.8. Wpływ zawartości fazy σ na pracę łamania stali duplex [Topolska, Łabanowski, 2009]

Stale typu duplex posiadają bardzo dobre właściwości plastyczne, a temperatura przejścia w stan kruchy wynosi około -80°C. Porównanie krzywych przejścia w stan kruchy dla stali ferrytycznych stopowych, austenitycznych i austenityczno-ferrytycznych typu duplex pokazano na rys. 6.9.



Rys. 6.9. Zależność krzywej przejścia w stan kruchy dla stali ferrytycznej stopowej, austenitycznej i austenityczno-ferrytycznej [Nicodemi, 2002].

6.3.1.6. X2CrMnNiN21-5-1

Skład chemiczny wybranej do badań stali typu Lean Duplex – X2CrMnNiN21-5-1 określony jako średnia z trzech próbek za pomocą optycznego spektrometru emisyjnego Foundry-Master ukazuje Tabela 6.6. Uzyskane wyniki zestawiono z dopuszczalną zawartością masową pierwiastków określoną w normie [PN-EN 10088-1:2014-12]. Zawartość węgla w badanej stali istotnie przekracza dopuszczalną wartość normową, natomiast ilość chromu jest nieznacznie poniżej dolnej wartości przedziału określonego w normie wynoszącej 21%.

Skład					[%] wago	owy			
chemiczny	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Mo	Cu
Wymagania wg PN-EN 10088-1	<0,04	<1,0	4 - 6	<0,04	<0,015	21 - 22	1,35-1,9	0,1-0,8	0,1-0,8
Badana stal X2CrMnNiN 21-5-1	0,0707	0,670	4,25	0,0315	0,0111	20,6	1,70	0,303	0,291

Tabela 6.6. Skład chemiczny próbek wykorzystanych w badaniach ze stali X2CrMnNiN21-5-1 w zestawieniu z wymaganiami wg [PN-EN 10088-1:2014-12]

Zjawiska zachodzące w stali typu Lean Duplex będą podobne do opisanych w rozdziale 6.2.1.5 dla stali Standard Duplex. W podwyższonej temperaturze nastąpi wydzielenie się szkodliwych faz wtórnych oraz powstanie zjawisko kruchości. Różnica w składzie chemicznym badanych gatunków stali duplex polega głównie na braku molibdenu w składzie LDSS. Zatem w porównaniu do stali typu DSS, rozważany gatunek stali LDSS będzie charakteryzował się podwyższoną górną temperaturą progową inicjacji zjawiska kruchości 475°C, a także obniżoną dolną progową temperaturą inicjacji zjawiska kruchości 800°C.

6.3.2. Przygotowanie próbek

Przed przystąpieniem do badań udarnościowych, z blachy o grubości 12mm z każdego z badanych gatunków stali zostały wycięte próbki z karbem Charpy V o normowym kształcie i standardowych wymiarach ISO Charpy V-10. W pierwszej serii badań, która polegała na obróbce cieplnej symulującej oddziaływanie krótkotrwałego pożaru, były rozważane gatunki stali: S355J2+N, X20Cr13, X6CrNiTi18-10, X2CrNiMoN22-5-3, X2CrMnNiN21-5-1. Natomiast w drugiej serii badań, próbki poddano obróbce symulującej długotrwałe oddziaływanie temperatury pożarowej. Ze względu na wyniki udarności i znaczną kruchość stali X20Cr13, uzyskaną w pierwszej serii badań, odstąpiono od dalszego badania tej stali w ramach drugiej serii. W przypadku stali typu duplex na podstawie badań przedwstępnych wynikła konieczność zmniejszenia przygotowanych próbek ISO Charpy V-10 do rozmiaru ISO Charpy V-7,5, co koresponduje również z informacjami literaturowymi [Strnadel, Matocha, 2009]. Pełnowymiarowe próbki tych stali w stanie wyjściowym oraz po niektórych epizodach nagrzewania i chłodzenia nie zostały w pełni przełamane w próbie udarności na użytym młocie o wysokiej energii potencjalnej 450J.



Rys. 6.10. Próbki udarnościowe o normowym kształcie i standardowych wymiarach, przygotowane do badań w stanie wyjściowym (bez próbek stali LDSS wykonanych w terminie późniejszym)

W obydwu rozważanych scenariuszach długości trwania ekspozycji na temperaturę pożarowa, próbki zostały najpierw nagrzane ze stała prędkościa w laboratoryjnym piecu muflowym (rys. 6.22) do określonej wartości temperatury, a następnie odpowiednio długo utrzymane w tej temperaturze. Prędkość nagrzewania próbek wynosiła 100°C/minutę, zgodnie z zaleceniami zawartymi w [Maciejewski et al., 2012]. Maksymalne wartości temperatury nagrzewania ustalono na poziomie 600°C oraz 800°C. Poziomy temperatury wygrzewania próbek dobrano intencjonalnie i odnoszą się do wartości temperatury przemiany alotropowej (przemiany ferrytu w austenit lub przemiany odwrotnej), jako temperatury istotne dla obserwowanych zmian właściwości mechanicznych opisanych w pracach [Maraveas, Fasoulakis, 2014], [Maraveas et al., 2017b], [Molkens et al., 2021a], [Molkens et al., 2021b]. Pierwsza seria badań, która symulowała krótkotrwałe oddziaływanie pożaru charakteryzowała się utrzymywaniem próbek w maksymalnej temperaturze nagrzewania przez 60 minut, natomiast symulacja długotrwałego pożaru polegała na wygrzewaniu próbek przez 600 minut. Po określonym czasie ekspozycji na przyjętą temperaturę nagrzewania, próbki zostały schłodzone do temperatury pokojowej. Zrealizowano dwa alternatywne sposoby chłodzenia próbek - swobodne stygnięcie na wolnym powietrzu symulujące samoistne i powolne dogaszanie pożaru oraz gwałtowne chłodzenie w mgle wodnej odpowiadające typowej akcji gaśniczej prowadzonej przez straż pożarną. Przyjęte do badań scenariusze rozwoju symulowanego pożaru przedstawiono na rys. 6.11. W celach porównawczych rozważane były także próbki w stanie wyjściowym, niepoddane obróbce termicznej symulującej pożar.



Rys. 6.11. Scenariusze oddziaływania pożaru symulowane w badaniach: a) "krótki" pożar, b) "długi" pożar

W analizowanych próbkach udarnościowych, karby typu Charpy-V zostały nacięte przed poddaniem tych próbek obróbce cieplnej symulującej ekspozycję pożarową. Kolejność działania została uwarunkowana możliwością znacznego usunięcia zmian strukturalnych zachodzących pod wpływem wysokiej temperatury w przypadku nacinania karbu dopiero po obróbce termicznej. Przeciwna kolejność działań niż zastosowana w badaniach, uniemożliwiałaby wiarygodną ocenę udarności w miarodajnym przekroju przełomu. Karby w próbkach zostały nacięte z użyciem nowego, fabrycznie wykonanego frezu do karbów Charpy V, a uzyskany profil spełniał dopuszczalne normowe wymagania tolerancji [PN-EN ISO 148-1: 2017-2]. Potwierdziły to badania profilu karbu w stanie wyjściowym próbek, wykonane na rzutniku profilu karbu XT-50, stosowanym do weryfikacji ewentualnego przekroczenia dopuszczalnej tolerancji wymiaru karbu i przedstawionego na rys. 6.23. Nacięte karby przed obróbką termiczną lokowały się tuż poniżej górnej granicy tolerancji wykonania określonej w normie [PN-EN ISO 148-1: 2017-2]. Po obróbce termicznej, te same próbki również poddano weryfikacji profilu karbu po uprzednim oczyszczeniu z powierzchniowej warstwy zgorzeliny. Dla kilku próbek zaobserwowano nieznaczne powiększenie karbu,

wykraczające poza dopuszczalną normową tolerancję, co wynikało z powstałej zgorzeliny w procesie utleniania powierzchni stali. Przykład profilu karbu w stanie wyjściowym oraz po obróbce cieplnej pokazano na rys. 6.12. Przekroczenie górnej granicy tolerancji profilu karbu było nieznaczne, a więc zostało uznane jako mało istotne w analizie wyników uzyskanych w próbie udarności. Szacunkowo określono wpływ powiększonego karbu jako 1,4–krotność dopuszczalnych strat tarcia wahadła młota o energii potencjalnej 450J na jego łożysku i w powietrzu. Próby interwencji w kształt profilu karbu po obróbce cieplnej prowadziłyby do zaburzenia wyników badania i niewiarygodnego wnioskowania. Zgodnie z normą [ASTM E 23-92, 2016] tego rzędu zmiany kształtu karbu mogą powodować wzrost energii łamania tylko o 2J-3J w próbkach wykazujących przełom kruchy, natomiast są pomijalne w próbkach charakteryzujących się przełomem plastycznym. Przyjęto zatem, że tak niewielka wartość błędu pomiarowego nie będzie wpływać na ostateczne rezultaty i wnioski uzyskane z badania udarności.



Rys. 6.12. Profil karbu: a) w stanie wyjściowym zgodny z tolerancją; b) przykład przewymiarowanego karbu po obróbce termicznej

Badaniu udarności zostały poddane 82 różne przypadki pomiarowe. Dla pięciu gatunków stali w pierwszej serii badań rozważano dwie temperatury nagrzewania, dwa alternatywne sposoby studzenia oraz dwie temperatury wykonania badania próby udarności, a więc 8 niezależnych przypadków dla każdej stali po epizodach nagrzewania i chłodzenia. Dodatkowo wykonane zostały badania udarności dla próbek w stanie wyjściowym - nie poddanych incydentom pożarowym - w temperaturze badania 20°C oraz -20°C. W drugiej serii badań, odniesionej do długotrwałego oddziaływania temperatury pożarowej, badaniu poddano cztery gatunki stali (po rezygnacji z kontynuacji badań dla stali X20Cr13). Analogicznie jak w pierwszej serii, dla każdej stali rozważano 8 niezależnych przypadków. Na każdy punkt pomiarowy zostało wykonane 6 prób, a więc łączna ilość wykonanych prób udarności wyniosła 492.

W celu opisu poszczególnych przypadków pomiarowych ustalono wieloznakowy system cechowania próbek, w którym znaczenie kolejnych znaków zostało przedstawione w Tabeli 6.7. Pojedyncze znaki opisujące próbki, a więc odpowiednio cyfry 1, 2, 3, 4, 5 odnosiły się do próbek pozostających w stanie wyjściowym, a więc niepoddanych symulowanemu oddziaływaniu pożaru.

Pierwszy znak opisu - gatunek stali	Drugi znak opisu – temperatura wygrzewania	Trzeci znak opisu - sposób studzenia	Czwarty znak opisu – czas wygrzewania
1 - S355J2+N 2 - X20Cr13 3 - X6CrNiTi18-10 4 - X2CrNiMoN22-5-3 5 - X2CrMnNiN21-5-1	6 – 600°C 8 – 800°C	 0 – swobodne stygnięcie na wolnym powietrzu 1 – studzenie w mgle wodnej 	Brak znaku – "krótki" pożar X – "długi" pożar

Tabela 6.7. Sposób opisu poszczególnych próbek analizowanych w badaniach

Przygotowane próbki do badania udarności, badania twardości oraz próby rozciągania po symulowanej obróbce pożarowej oraz schłodzeniu do temperatury pokojowej, a także próbki w stanie wyjściowym pokazano na rys. 6.13 i rys. 6.14 (pierwsza seria badań) oraz na rys. 6.15 i rys. 6.16 (druga seria badań). W pierwszej serii badań na rys. 6.13a i rys. 6.14a przedstawiono próbki wykonane ze stali nr 1, 2, 3, 4, które były wykonane wcześniej niż próbki ze stali nr 5, znajdujące się na rys. 6.13b i rys. 6.14b (stąd znajdują się na osobnych zdjęciach).



Rys. 6.13. Próbki do badania udarności po epizodach nagrzewania i chłodzenia symulujących oddziaływanie "krótkiego" pożaru oraz w stanie wyjściowym





Rys. 6.14. Próbki do badania twardości, mikrostruktury i próby rozciągania w stanie wyjściowym oraz po epizodach nagrzewania i chłodzenia symulujących oddziaływanie "krótkiego" pożaru.



Rys. 6.15. Próbki do badania udarności po epizodach nagrzewania i chłodzenia symulujących oddziaływanie "długiego" pożaru



Rys. 6.16. Próbki do badania twardości, mikrostruktury i próby rozciągania po epizodach nagrzewania i chłodzenia symulujących oddziaływanie "długiego" pożaru

Do statycznej próby rozciągania wycięto próbki o przekroju okrągłym i średnicy $d_o = 8$ mm, oraz o kształcie zgodnym z normą [PN-EN ISO 6892-1:2020-05]. Oznaczenie wymiarów próbki istotnych do zmierzenia w próbie rozciągania przed badaniem i po badaniu przedstawiono na rys. 6.17.



Rys. 6.17. Próbka do badań o przekroju okrągłym – oznaczenie wymiarów wg [PN-EN ISO 6892-1:2020-05]: a) przed badaniem, b) po badaniu

Próbki po przejściu przez epizody nagrzewania i chłodzenia, zostały schłodzone do temperatury pokojowej 20°C w celu przeprowadzenia badania. Na punkt pomiarowy odpowiadający danemu scenariuszowi rozwoju symulowanego pożaru wraz ze sposobem chłodzenia, przypadała jedna próbka z każdego materiału. Dodatkowo, w celach porównawczych, przygotowano próbki wykonane z analizowanych gatunków stali w stanie wyjściowym, niepoddanym symulującej pożar obróbce cieplnej. Oznaczenia poszczególnych próbek przyjęto zgodnie z Tabelą 6.7, ze względu na taki sam sposób przygotowania próbek jak analizowanych w badaniu udarności oprzyrządowanym młotem Charpy'ego. Przed wykonaniem badania, oznaczono długość pomiarową początkową L_0 równą 40mm,

znakując na tej odległości co 5 mm drobne punkciki, za pomocą znacznika bazy pomiarowej pokazanego na rys. 6.18.



Rys. 6.18. Znakowanie początkowej długości pomiarowej

Do badania mikrostruktury i twardości zostały wycięte próbki o wymiarach 10mm×10mm ×10mm. Dla każdego rozważanego scenariusza rozwoju pożaru i sposobu chłodzenia została wykonana jedna próbka. Część próbek poddanych badaniu pokazano na rys. 6.19. Po przejściu przez epizody nagrzewania i chłodzenia, wystudzone do temperatury pokojowej próbki zostały poddane polerowaniu na szlifierko-polerce z chłodzeniem wodą (rys. 6.21). Powierzchnia do pomiaru twardości powinna być gładka i równa, z usuniętą warstwą zanieczyszczeń, tlenków oraz dokładnie odtłuszczona. Powierzchnia próbki była polerowana stopniowo papierem ściernym z nasypem z węglika krzemu o ziarnistości z zakresu 120÷1200, zaczynając od największej grubości ziarna, a kończąc na najdrobniejszym papierze ściernym. Odpowiednio przygotowana powierzchnia umożliwia dokładne wyznaczenie długości przekątnej odcisku w próbie twardości, a także pozwala zredukować zmiany twardości warstwy powierzchniowej spowodowane ekspozycją na wysoką temperaturę.



Rys. 6.19. Próbki pierwszej serii badań przygotowane do badania twardości



Rys. 6.20. Próbki do wykonania zgładów metalograficznych

Do badania mikrostruktury wykorzystane zostały próbki przygotowane do badania twardości, które zostały dodatkowo poddane szlifowaniu, polerowaniu i trawieniu. W celu wykonania zgładów, próbki zostały zainkludowane żywicą akrylową Duracryl Plus, jak przedstawiono na rys. 6.20. Szlifowanie mechaniczne z chłodzeniem wodą wykonano na papierach ściernych o ziarnistości 120÷4000. Następnie próbki polerowano mechanicznie na płótnie polerskim z dodatkiem wodnego roztworu rozdrobnionego tlenku aluminium (AP-D Powder 0,1µm).



Rys. 6.21. Przygotowanie powierzchni próbek poprzez polerowanie

Dla próbek wykonanych ze stali S355J2+N oraz X20Cr13 przeprowadzono chemiczny proces trawienia, za pomocą odczynników: 4% Nital (4% HNO₃ + 96% C₂H₂O₅) dla S355J2+N oraz 5% HNO₃ + 45% HCl + 50% H₂O dla X20Cr13. Natomiast próbki wykonane ze stali X6CrNiTi18-10, X2CrNiMoN22-5-3 oraz X2CrMnNiN21-5-1 poddano procesowi trawienia elektrochemicznego. Najpierw zastosowano odczynnik 10% CrO₃ + 90% H₂O, a później 20% NaOH + 80% H₂O. Szczegółowe dane dotyczące procesu trawienia zostały zestawione w Tabeli 6.8.

Numer próbki	Gatunek stali	Sposób trawienia	Odczynniki
1	S355J2+N	chemiczny	4% Nital (4% HNO3 + 96% C ₂ H ₂ O ₅)
2	X20Cr13	chemiczny	5% HNO ₃ + 45% HCl + 50% H ₂ O
3	X6CrNiTi18-10	elektrochemiczny	1) 10% CrO ₃ + 90% H ₂ O 2) 20% NaOH + 80% H ₂ O
4	X2CrNiMoN22-5-3	elektrochemiczny	1) 10% CrO ₃ + 90% H ₂ O 2) 20% NaOH + 80% H ₂ O
5	X2CrMnNiN21-5-1	elektrochemiczny	1) 10% CrO ₃ + 90% H ₂ O 2) 20% NaOH + 80% H ₂ O

Tabela 6.8. Odczynniki do wytrawiania próbek metalograficznych

6.3.3. Aparatura badawcza

Obróbka cieplna próbek do badania udarności, statycznej próby rozciągania, a także twardości i mikrostruktury była wykonywana za pomocą pieca muflowego KJ-M1200-64L-IC (Zhengzhou Keija Furnace Co., Ltd), przedstawionego na rys. 6.22. Jest to piec wysokotemperaturowy o mocy 16kW oraz maksymalnej temperaturze nagrzewania 1200°C. Regulacja temperatury odbywa się automatycznie według zaprogramowanego scenariusza nagrzewania.



Rys. 6.22. Labolatoryjny piec muflowy KJ-M1200-64L-IC wykorzystany do nagrzewania próbek zgodnie z przyjętym symulowanym scenariuszem rozwoju pożaru

Weryfikacja poprawności kształtu karbu próbek Charpy-V zgodnie z dopuszczalną tolerancją określoną w [PN-EN ISO 148-1: 2017-2] została wykonana za pomocą rzutnika profilu karbu XT-50 (Time Group Inc.), przedstawionego na rys. 6.23. To przyrząd optyczny służący do kontroli jakości karbu w próbce udarnościowej zgodnie ze standardami normowymi, pozwalający na 50-krotne powiększenie obrazu karbu.



Rys. 6.23. Rzutnik profilu karbu XT-50 wykorzystany w badaniach

Wystudzone próbki w obydwu analizowanych seriach badań, poddano próbie udarności wykonanej za pomocą oprzyrządowanego młota Charpy'ego JB-W450E-L (Time Group Inc.) o energii potencjalnej 450J, zgodnie z zaleceniami norm [PN-EN ISO 148-1: 2017-2], [PN-EN ISO 14556, 2015], [ASTM E 23-92, 2016], [ASTM E 2298-18, 2018]. W badaniach udarności zastosowano bijak R8 (typu amerykańskiego), ze względu na bardziej prawdopodobne w przypadku obiektów budowlanych uderzenie konstrukcji stalowej przedmiotem o spłaszczonej powierzchni (w przeciwieństwie do kształtu bijaka typu europejskiego R2) [Klepaczko, 1990]. Błąd pomiaru czujnika obciążenia został określony przez producenta na nie więcej niż 1%. Dzięki wykorzystaniu oprzyrządowanego młota Charpy'ego do wykonania próby udarności, pomiar wartości siły uderzającej w próbkę był rejestrowany przez przetwornik tensometryczny zainstalowany na bijaku młota, natomiast towarzyszące tej sile przemieszczenie punktu jej przyłożenia za pomocą enkodera. Sygnały pochodzące z obu przetworników były rejestrowane przez data-logger o wysokiej częstotliwości próbkowania 1MHz. Do analizy zebranych sygnałów służyło dedykowane do młota oprogramowanie komputerowe Impact Testing. Podczas badania, oprogramowanie rejestruje zależności: siłaczas, siła-przemieszczenie, energia-czas, energia-przemieszczenie, przemieszczenie-czas, a także charakterystyczne punkty dla analizy rozwoju pęknięcia identyfikowane na krzywych siła-przemieszczenie. Szczegółowe dane rejestrowane podczas próby udarności mogą zostać zapisane w formie pliku EXCEL. Możliwy do wygenerowania jest także raport z każdej próby, przedstawiający wybraną zależność (np. siła-przemieszczenie) z zaznaczonymi punktami charakterystycznymi. Zawiera on m.in. informacje o wymiarach i materiale badanej próbki, temperaturze badania, a także zestawienie wartości siły, przemieszczenia i energii w charakterystycznych punktach obserwowanych na krzywej siła-przemieszczenie.



Rys. 6.24. Zinstrumentalizowany młot Charpy'ego JB-W450E-L wykorzystany do badań udarności

Do wykonania próby udarności w temperaturze -20°C wykorzystano chłodziarkę DWY-80A (Time Group Inc.) przedstawioną na rys. 6.25. Jest to laboratoryjna chłodziarka o mocy 2,5kW, której zakres chłodzenia wynosi do -80°C z dokładnością stałej temperatury

 $\pm 0,5^{\circ}$ C. Szybkość chłodzenia od temperatury pokojowej do 0°C określana jest przez producenta na poziomie około 2°C/min, natomiast w zakresie od 0°C do -20°C na około 1,5°C/min. Schłodzone próbki były utrzymywane w zadanej temperaturze badania do wykonania testu udarności przez czas co najmniej 15 min. Czynnikiem chłodzącym podczas przygotowania próbek był skażony, bezwodny etanol, jako płyn nie ulegający zamarzaniu w temperaturze badania.



Rys. 6.25. Chłodziarka DWY-80A wykorzystana do obniżenia temperatury próbek Charpy-V do -20°C

Pomiar wartości LE (Lateral Expansion) na przełomach uzyskanych z próby udarności był wykonany za pomocą przyrządu przedstawionego na rys. 6.26, wykonanego zgodnie z normą [PN-EN ISO 148-1:2017-02].



Rys. 6.26. Miernik stosowany do określenia wartości rozszerzenia poprzecznego LE

Do wykonania statycznej próby rozciągania wykorzystano maszynę wytrzymałościową WDW-300E (Time Group Inc.) o maksymalnej sile zrywającej 300kN i klasie urządzenia 0,5. Maszyna współpracuje z dedykowanym oprogramowaniem WinWDW automatycznie rejestrującym zależności obciążenie-czas, wydłużenie-czas, obciążenie-wydłużenie, obciążenie-przemieszczenie trawersy, naprężenie-odkształcenie. Każda wygenerowana krzywa może zostać zapisana w formie raportu EXCEL. W statycznej próbie rozciągania wykorzystano ekstensometr o bazie pomiarowej 25mm, którego sposób mocowania na próbce został pokazany na rys. 6.28. Błąd pomiaru zastosowanej maszyny wynosi nie więcej niż 0,5%.



Rys. 6.27. Maszyna wytrzymałościowa do wykonania statycznej próby rozciągania



Rys. 6.28. Próbka poddawana rozciąganiu z założonym ekstensometrem

Przygotowanie próbek do badania twardości oraz mikrostruktury zostało wykonane na szlifierko-polerkach metalograficznych YMP-1 (Shanghai Shangcai Testermachine Co.,

Ltd.) - rys. 6.29. W tym sprzęcie prędkość obrotu tarczy z papierem ściernym może być płynnie regulowana, w zakresie od 100 do 1400 obrotów na minutę.



Rys. 6.29. Szlifierko - polerka metalograficzna YMP-1

Do badania twardości metodą Vickersa wykorzystano twardościomierz cyfrowy XHVT-50Z (SCTMC) o zakresie pomiaru HV1-HV50 pokazany na rys. 6.30. Twardościomierz pozwala na wykonanie badania zgodnie ze standardami normy [PN-EN ISO 6507-1:2018-05]. Oprogramowanie iVision 1.0 umożliwia automatyczny zapis danych pomiarowych oraz generowanie raportu jako dokument WORD lub EXCEL. Twardościomierz zawiera wbudowany automatyczny system przetwarzania obrazu CCD, który na podstawie wyraźnego obrazu odcisku wgłębienia automatycznie odczytuje jego wymiary i konwertuje je na wielkość twardości.



Rys. 6.30. Twardościomierz Vickersa wykorzystany w badaniach

Mikrostruktura zgładów oraz przełomów uzyskanych z próby udarności była obserwowana za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego Phenom XL (Thermo Fisher Scientific, Waltham, MA, USA) z detektorem elektronów wstecznie rozproszonych BSE, pokazanego na rys. 6.31. Do analizy składu chemicznego w mikroobszarach zastosowano metodę spektroskopii energodyspersyjnej (EDS). Wykorzystano promieniowanie rentgenowskie

wzbudzone wiązką elektronów o napięciu 20kV i prądzie 10nA, podobnie jak podczas obrazowania BSE. Analizę obrazu wykonano w programie ImageJ v.1.49 (Wayne Rasband, National Institutes of Health, Bethesda, Maryland, USA) w celu określenia procentowego udziału objętościowego węglika w stali X6CrNiTi18-10, a także procentu zawartości austenitu i ferrytu w stali X2CrNiMoN22-5-3 oraz X2CrMnNiN21-5-1. Powierzchnia przełomów uzyskanych w próbie udarności, była także obserwowana na mikroskopie Leica Stereozoom S9i, w celu porównania i identyfikacji poszczególnych stref rozwoju pęknięcia.



Rys. 6.31. Mikroskop skaningowy typu Phenom XL SEM wykorzystany do badań mikrostruktury

Analizę powierzchni próbek poddanych trawieniu i przygotowanych do badania mikrostruktury wykonano za pomocą mikroskopu optycznego Leica DM/LM (Leica, Wetzlar, Niemcy) z użyciem jasnego pola widzenia (BF), przedstawionego na rys. 6.32.



6.32. Mikroskop optyczny Leica DM/LM wykorzystany w badaniach mikrostruktury

Skład chemiczny próbek wszystkich analizowanych gatunków stali został zidentyfikowany przy użyciu optycznego spektrometru iskrowego (OES) Foundry-Master (Worldwide Analytical Systems, Uedem, Nordrhein-Westfalen, Niemcy).

6.3.4. Metodyka badań6.3.4.1. Zinstrumentalizowana próba udarności Charpy'ego

Przeprowadzone badanie próby udarności Charpy-V za pomocą oprzyrządowanego młota (rys. 6.24) odpowiadało zasadzie testu izotermicznego, opisanego w rozdziale 2.1, charakteryzującego się przykładaniem coraz większych obciążeń do próbki w określonej temperaturze badania. Próbę udarności przeprowadzono w temperaturze 20°C oraz -20°C, odpowiadającej w badaniach standardowym warunkom letnim i zimowym w klimacie środkowo-europejskim. Przed wykonaniem próby udarności symulującej warunki zimowe, schłodzone próbki były utrzymywane w -20°C od momentu ustabilizowania się zadanej temperatury przez minimum 15 minut.



Rys. 6.33. Spirytusowa komora chłodząca chłodziarki DWY-80A z próbkami udarnościowymi

Na każdy punkt pomiarowy wykonano 6 próbek poddanych takiej samej obróbce symulującej warunki po-pożarowe. Po przeprowadzonej próbie udarności, próbki zostały opisane symbolem zgodnym z Tabelą 6.7 oraz dodatkowo literami od A do F. Przykład oznaczenia próbek został przedstawiony na rys. 6.34. Kolor niebieski opisu symbolizował badanie udarności przeprowadzone w temperaturze -20°C, natomiast kolor czerwony – badanie przeprowadzone w 20°C. Indywidualny opis każdej próbki pozwalał na powiązanie wyników próby udarności z pomiarem wartości LE na przełomie.



Rys. 6.34. Przykład oznaczenia próbek jednej serii dla testu udarności przeprowadzonego w temperaturze -20°C (kolor niebieski opisu)

Z wykorzystaniem oprogramowania Impact Testing dedykowanego do oprzyrządowanego młota Charpy'ego zarejestrowano przebieg zmienności krzywych siły F i energii W w funkcji

przemieszczenia punktu przyłożenia siły *s*, a także uzyskano automatycznie wyznaczone punkty charakterystyczne dla tych krzywych. Kształt krzywej jest automatycznie wygładzony przez program (rys. 6.35). Dla każdej przeprowadzonej próby udarności zostały wygenerowane raporty z danymi dotyczącymi zmiany wartości siły, przemieszczenia i energii podczas badania. Uzyskane zależności *F-s* oraz *W-s* zostały wykorzystane do analizy poszczególnych faz pękania próbek, a tym samym do wnioskowania o podatności danego materiału na pękanie.



Rys. 6.35. Dopasowanie kształtu krzywej *F-s* przez oprogramowanie młota Charpy'ego (w oprogramowaniu Impact Testing młota JB-W450E-L wielkość s oznaczono jako *X*)

Po wykonanej próbie udarności, dla wszystkich przełamanych próbek dokonano pomiaru wartości rozszerzenia poprzecznego LE zgodnie ze schematem przedstawionym na rys. 4.18.

6.3.4.2. Statyczna próba rozciągania i badanie twardości

Dla wszystkich rozważanych scenariuszy oddziaływania pożaru opisanych w rozdziale 6.3.2 (rys. 6.11) wykonano dodatkowe badania mające na celu określenie zmiany podstawowych właściwości mechanicznych stali. Wykonano statyczną próbę rozciągania oraz badanie twardości Vickersa w temperaturze pokojowej 20°C dla przestudzonych próbek po epizodach nagrzewania i chłodzenia. W celach porównawczych badanie zostało również wykonane dla próbek w stanie wyjściowym. Badania dodatkowe wykonano dla pojedynczych próbek poddanych jednoczesnej obróbce cieplnej wraz z próbkami udarnościowymi.

W statycznej próbie rozciągania wykorzystano ekstensometr, który był zdejmowany z próbki po osiągnięciu przez materiał półki plastycznej lub umownej granicy plastyczności. Oprogramowanie dedykowane do maszyny wytrzymałościowej WDW-300E pozwoliło na wygenerowanie szczegółowych raportów dotyczących zmiany wartości siły zrywającej, przemieszczenia trawersy maszyny i deformacji próbki. Przykład wykresu siła – przemieszczenie trawersy uzyskanego wprost z programu WinWDW został przedstawiony na rys. 6.36. Rejestrowane dane podczas badania umożliwiły wykonanie wykresu przedstawiającego zależność naprężenie-odkształcenie dla każdej próbki poddanej statycznej próbie rozciągania.


Rys. 6.36. Zależność siła-przemieszczenie trawersy wygenerowana wprost z oprogramowania maszyny wytrzymałościowej

Po wykonaniu statycznej próby rozciągania, dla każdej zbadanej próbki dokonano pomiaru końcowej długości pomiarowej po rozerwaniu L_u oraz najmniejszego pola przekroju poprzecznego próbki po rozerwaniu S_u , zgodnie z oznaczeniami przyjętymi na rys. 6.17b. Do wykonania pomiarów wykorzystano elektroniczną suwmiarkę o wysokiej dokładności pomiaru. Stanowisko służące pomiarom przedstawiono na rys. 6.37. Ze względu na sposób zniszczenia próbek wykonanych ze stali X2CrNiMoN22-5-3 i X2CrMnNiN21-5-1, nie został dla nich dokonany pomiar powierzchni przekroju poprzecznego po zniszczeniu S_u . Próbki wykonane ze stali typu duplex uległy znacznemu przewężeniu w strefie szyjki, a ich zniszczenie nastąpiło w sposób całkowicie plastyczny (rys. 6.38).



Rys. 6.37. Stanowisko służące do pomiaru wielkości L_u na zerwanej próbce



Rys. 6.38. Sposób zniszczenia zerwanej próbki wykonanej ze stali duplex

Badanie twardości metodą Vickersa zostało wykonane zgodnie z normą [PN-EN ISO 6507-1:2018-05] z wykorzystaniem twardościomierza przedstawionego na rys. 6.30. W każdej próbce wykonano 6 odcisków diamentowego wgłębnika na wybranym fragmencie gładkiej powierzchni. Twardość materiału została określona w skali HV10, dlatego zadane obciążenie wynosiło 10kG (98,1N). Odczyt twardości określonej poprzez wielkość przekątnych odcisku wgłębnika został wykonany w oparciu o oprogramowanie twardościomierza (rys. 6.39). Wynik twardości dla każdej próbki jest określony jako wartość średnia z 6 wykonanych odczytów.



Rys. 6.39. Odcisk diamentowego wgłębnika widoczny na ekranie twardościomierza

6.3.4.3. Badania mikroskopowe stali

Ze względu na fakt, że plastyczność i ciągliwość przełomu jest niezbędna dla uzyskania samohamowności zainicjowanych pęknięć, analizie fraktograficznej poddano przełomy próbek uzyskanych po badaniu udarności. Przełomy zostały zakwalifikowane jako kruche, plastyczne lub ciągliwe (o charakterze mieszanym). Dla reprezentatywnych próbek Charpy-V wybranych z każdej serii składającej się z 6 próbek przypadających na każdy punkt pomiarowy, zostały wykonane badania mikroskopowe z wykorzystaniem mikroskopu skaningowego, przedstawionego na rys. 6.31. W przypadku, gdy w jednej serii zaobserwowano próbki o zróżnicowanym charakterze przełomu, do analizy fraktograficznej w celach porównawczych wybrano więcej próbek z takiej serii. Zdjęcia przedstawiające charakter pęknięcia obserwowanego na przełomie zostały wykonane w obszarze bezpośrednio pod karbem oraz w charakterystycznych miejscach dla danego przełomu w powiększeniach ×400, ×1000, ×2000 oraz ×10000. Dla reprezentatywnych, wybranych próbek przełomów zostały wykonane zdjęcia przedstawiające całą powierzchnię przełomu uzyskanego w próbie udarności za pomocą cyfrowego mikroskopu stereoskopowego.

Próbki wykorzystane w badaniu twardości, po odpowiednim przygotowaniu powierzchni poprzez polerowanie i trawienie (zgodnie z Tabelą 6.8) zostały poddane obserwacji przy pomocy mikroskopu optycznego i mikroskopu skaningowego. Na mikroskopie optycznym przedstawionym na rys. 6.32 zostały wykonane zdjęcia w powiększeniu ×50, ×200, ×500 oraz ×1000 dla każdej z analizowanych próbek. Większe powiększenia mikrostruktury obserwowanej na zgładach wykonano za pomocą mikroskopu skaningowego. Uzyskano zdjęcia w powiększeniu ×1000, ×2500, ×5000 oraz ×10000. W badanych próbkach została również przeprowadzona identyfikacja składu chemicznego obserwowanych faz oraz wydzieleń na zgładach metalograficznych, za pomocą metody spektroskopii z dyspersją energii EDS.

7. WYNIKI BADAŃ. ANALIZA

7.1. SPOSÓB PREZENTACJI WYNIKÓW

Wyniki zinstrumentalizowanej próby udarności zostały przedstawione w formie zależności siła *F-przemieszczenie s* oraz *energia W-przemieszczenie s*. Wartości przedstawione na wykresach to średnie wyznaczone ze statystycznie jednorodnej sześcio-wynikowej próby badawczej. W przypadku, gdy dla danego scenariusza nagrzewania i chłodzenia, próbki wykazywały zróżnicowany sposób zniszczenia podczas próby udarności, do analizy wybrane zostały dwie zależności siła-przemieszczenie, będące średnią z mniejszej liczby prób o danym charakterze przebiegu *F-s*. Na wykresie *F-s* zostały zidentyfikowane charakterystyczne punkty F_{gy} , F_m , F_{iu} , F_a oraz wartość siły odpowiadająca zakończeniu próby udarności F_{end} . Wartość siły przyjętej za zakończenie próby udarności przyjęto równą $0,02F_m$. Uśrednionej wartości siły towarzyszy również średnia wartość przemieszczenia danego charakterystycznego punktu. W każdym z wyróżnionych punktów określone zostały współczynniki v_F oraz v_s , będące miarą zmienności losowej odpowiednio siły *F* oraz przemieszczenia *s*. Wyznaczone zostały z następujących zależności:

$$v_F = \frac{\sigma_F}{\bar{F}} \tag{7.1}$$

$$v_s = \frac{\sigma_s}{\bar{s}} \tag{7.2}$$

- σ_F odchylenie standardowe wartości siły w punkcie charakterystycznym [N];
- \overline{F} średnia arytmetyczna wartość siły w punkcie charakterystycznym [N];
- σ_s odchylenie standardowe wartości przemieszczenia w punkcie charakterystycznym [m];
- \bar{s} średnia arytmetyczna wartość przemieszczenia w punkcie charakterystycznym [m].

Wartości odchylenia standardowego siły zostały wyznaczone z zależności dla próby o małej liczebności ($N \leq 30$ rezultatów), wg wzorów poniżej:

$$\sigma_F = \sqrt{\frac{\sum_{1}^{N} (F_i - \bar{F})^2}{N - 1}}$$
(7.3)

$$\sigma_s = \sqrt{\frac{\sum_{1}^{N} (s_i - \bar{s})^2}{N - 1}} \tag{7.4}$$

- F_i wartość siły w punkcie w danej próbie [N];
- s_i wartość przemieszczenia w punkcie w danej próbie [m];
- N ilość indywidualnych wyników na podstawie których obliczana jest średnia i odchylenie standardowe.

Wykresy uśrednione *F-s* zostały wrysowane kolorem czerwonym i znajdują się w zaznaczonych na szaro obrysach oznaczających średnią powiększoną i pomniejszoną o jedno odchylenie standardowe (rys. 7.1). Zmienność losowa lokalizacji charakterystycznych wartości siły i odpowiadającej wartości przemieszczenia została zobrazowana w formie zielonych "wąsów". W pionowym kierunku został oznaczona wartość średnia siły powiększona

i pomniejszona o odchylenie standardowe. Analogicznie w kierunku poziomym, gdzie zobrazowano średnią wartość przemieszczenia w zakresie odchylenia standardowego od tej wartości.



Rys. 7.1. Schematyczny wykres *F-s* i *W-s* opisujący wybrany sposób przedstawiania uśrednionych danych uzyskanych w próbie udarności

Dla każdego rozważanego scenariusza symulującego warunki po-pożarowe zależności F-s towarzyszy zależność W-s (energia – przemieszczenie). Wartości te zostały również uśrednione na podstawie 6 rezultatów. W sytuacji, gdy w danym przypadku próbki wykazywały różny charakter przebiegu zależności F-s (np. mieszany i plastyczny) na wykresie przedstawiono dwie krzywe W-s wyznaczone z mniej licznej próby cząstkowej. Wyróżnione zostały charakterystyczne wartości energii istotne do analizy procesu rozwoju pękania podczas próby udarności: W_{ini} , W_{iu} , W_a , W_t . Miarą zmienności losowej energii jest współczynnik v_W określony w charakterystycznych punktach pomiaru energii. W tych punktach także wartości średnie energii i przemieszczenia zostały powiększone i pomniejszone o odchylenie standardowe, zobrazowane w formie "wąsów" o kolorze odpowiadającym składowej energii z wykresu kołowego, mierzonej do tego punktu (rys. 7.2). Współczynnik zmienności wartości energii w puncie charakterystycznym został wyznaczony z zależności:

$$v_W = \frac{\sigma_W}{\bar{W}} \tag{7.5}$$

 σ_W – odchylenie standardowe z wartości energii w punkcie charakterystycznym [J];

 \overline{W} – średnia arytmetyczna wartość energii w punkcie charakterystycznym [J].

Wartość odchylenia standardowego została wyznaczona z zależności dla próby o małej liczebności, zgodnie ze wzorem:

$$\sigma_W = \sqrt{\frac{\sum_{1}^{N} (W_i - \overline{W})^2}{N - 1}} \tag{7.6}$$

 W_i – wartość energii w punkcie w danej próbie [J].

Całkowita energia pochłonięta przez próbkę podczas złamania w próbie udarności została podzielona na składowe, przedstawione na rys. 7.2, jako pole pod krzywą *F-s*. Wszystkie składowe energii mogą być obserwowane jednocześnie tylko na wykresie dla próbki o mieszanym charakterze przełomu. Zgodnie z informacjami podanymi w rozdziale 5.2 energia inicjacji stabilnego pęknięcia W_{ini} jest mierzona od początku próby do wartości siły F_{ini} , gdzie:

$$F_{ini} = (F_{gy} + F_m)/2 \tag{7.7}$$

Energia propagacji stabilnego pękania plastycznego jest mierzona pomiędzy wartością siły F_{iu} , będącej początkiem propagacji niestabilnego pęknięcia, a początkiem inicjacji pęknięcia F_{ini} . Natomiast energia potrzebna do propagacji niestabilnego, kruchego pęknięcia jest mierzona pomiędzy wartością siły F_{ini} i F_a . Plastyczne dołamanie próbki, określane jako zdolność do samohamowania pęknięcia jest różnicą pomiędzy całkowitą energią zmierzoną podczas próby udarności W_t , a energią końca propagacji kruchego pęknięcia W_a . Procentowy udział poszczególnych składowych energii w całkowitej energii łamania został przedstawiony w formie wykresu kołowego dla wartości średnich w danej próbie.



Rys. 7.2. Składowe energii identyfikowane na krzywej F-s oraz na wykresie kołowym

Dla każdego materiału do porównania rozważanych sytuacji po-pożarowych wykonano zbiorcze zestawienie krzywych *F-s* dla badania wykonanego w temperaturze -20°C oraz 20°C z rozróżnieniem czasu nagrzewania (pierwsze zestawienie) oraz sposobu chłodzenia (drugie zestawienie). Wartości składowe energii łamania dla próby udarności zostały przedstawione w formie wykresów słupkowych dla każdego rozważanego scenariusza z rozróżnieniem temperatury badania (-20°C oraz 20°C). Analiza wyników próby udarności została oparta również o zbiorcze zestawienie wartości średnich wielkości rozszerzenia poprzecznego LE oraz ich korelacji z energią całkowitą łamania. Dla wielkości LE został wyznaczony współczynnik zmienności zgodnie z zależnością:

$$v_{LE} = \frac{\sigma_{LE}}{\overline{LE}} \tag{7.8}$$

 σ_{LE} – odchylenie standardowe wartości rozszerzenia poprzecznego LE [m];

 \overline{LE} – średnia arytmetyczna wartość LE (z 6 prób z danej serii) [m].

Rezultaty badania statycznej próby rozciągania zostały przedstawione w formie zbiorczych wykresów *naprężenie \sigma-odkształcenie \varepsilon*, z rozróżnieniem czasu ekspozycji cieplnej ("krótki" i "długi" pożar). W formie tabelarycznej zostały zestawione charakterystyczne właściwości materiału zmierzone w statycznej próbie rozciągania, takie jak górna wyraźna granica plastyczności (R_{eH}) lub granica umowna ($R_{p0,2}$). W tabeli zawarte zostały również cechy związane z odkształceniem próbki oraz redukcją powierzchni przekroju poprzecznego. Wartość

 A_t została określona jako stosunek deformacji próbki ΔL_t zmierzonej przez maszynę wytrzymałościową do odległości L_t oznaczonej na rys. 6.17a jako całkowita długość odcinka prostego próbki, wyrażony w procentach. Natomiast wartość A_k symbolizuje względne trwałe wydłużenie po zerwaniu, a więc przyrost długości pomiarowej L_u w odniesieniu do jej pierwotnej długości L_o , wyrażony w procentach. Z kolei wartością opisującą redukcję powierzchni przekroju poprzecznego próbki w miejscu jej zerwania S_u w stosunku do pierwotnego pola przekroju S_o oznaczono symbolem Z. Oznakowanie zostało przyjęte zgodnie z [Chróścielewski et al., 2018].

$$A_t = \frac{\Delta L_t}{L_t} * 100\% \tag{7.9}$$

$$A_k = \frac{L_u - L_o}{L_o} * 100\% \tag{7.10}$$

$$Z = \frac{S_o - S_u}{S_o} * 100\%$$
(7.11)

Porównanie granicy plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie dla poszczególnych rozważanych scenariuszy nagrzewania i chłodzenia próbek zostało przedstawione w formie wykresów słupkowych. Dla każdego rozważanego gatunku stali stopień redukcji właściwości mechanicznych takich jak granica plastyczności, wytrzymałość na rozciąganie, moduł sprężystości liniowej i odkształcenie końcowe został zestawiony z zaleceniami literaturowymi.

Wyniki badania twardości zostały przedstawione jako średnia z 6 odcisków wykonanych na każdej próbce i zestawione w formie tabeli wraz z odchyleniem standardowym. Wartość odchylenia standardowego wyznaczona ze wzorów dla próby o małej liczebności. Do interpretacji wyników wykonano zbiorcze wykresy słupkowe przedstawiające średnią wartość twardości HV10 dla każdego z rozważanych scenariuszy ekspozycji pożarowej i sposobu chłodzenia. Na przełomach o charakterze mieszanym uzyskanych w próbie udarności, udział powierzchni przełomu plastycznego został wyznaczony zgodnie z zależnościami opisanymi w rozdziale 4.2.3. W celu oceny powierzchni przełomu plastycznego wyznaczony został parametr SFA_(n) zgodnie z zależnościami 4.4÷4.7 oraz schematem przedstawionym na rys. 4.17 (SFA₍₅₎). Do oceny powierzchni przełomu zostały wybrane pojedyncze próbki, reprezentatywne dla danej serii.

7.2. WYNIKI BADAŃ WRAZ Z ANALIZĄ

7.2.1. S355J2+N

Wyniki zinstrumentalizowanej próby udarności w formie uśrednionych zależności siła *F-przemieszczenie s* oraz energia *W-przemieszczenie s* dla każdego rozważanego po-pożarowego scenariusza zostały przedstawione na rys. $7.3\div7.20$. Na krzywych *F-s* miarą zmienności jest odsunięcie wykresu o wartość odchylenia standardowego oraz wyznaczenie współczynników zmienności siły i przemieszczenia dla punktów charakterystycznych na wykresie. Również na krzywej *W-s* zostały wyznaczone punkty charakterystyczne energii wraz ze współczynnikiem zmienności i odsunięciem o wartość odchylenia standardowego. Udział poszczególnych składowych energii podczas rozwoju pęknięcia zobrazowano w formie wykresu kołowego. W przypadku pokojowej temperatury badania podczas próby udarności, stan wyjściowy bez obróbki termicznej przedstawiono na rys. 7.3. Wyniki dla próbek poddanych obróbce termicznej oraz chłodzonych do temperatury badania 20°C, znajdują się

na kolejnych rysunkach. Dla przypadku "krótkiego" pożaru są to rys. 7.4 – rys. 7.7, natomiast dla przypadku "długiego" pożaru rys. 7.8 – rys. 7.11. Krzywe F-s dla próbek poddanych godzinnemu wygrzewaniu wykazywały taki sam charakter zniszczenia dla wszystkich 6 próbek z danej serii. Zatem zostały wyznaczone pojedyncze uśrednione zależności F-s oraz odpowiadające im W-s. Największą zmienność krzywych w przypadku "krótkiego" pożaru wykazywały próbki oznaczone symbolem 181. W analogicznych warunkach badania, ale w przypadku próbek poddanych 10-godzinnemu wygrzewaniu, także wszystkie krzywe w danej serii 6 próbek wykazywały taki sam rodzaj zniszczenia. Jednak stopień zmienności otrzymanych krzywych F-s był w przypadku serii 160X oraz 181X na tyle duży, że dla ich czytelnego zobrazowania konieczne okazało się przedstawienie rezultatów w postaci dwóch uśrednionych krzywych dla odmiennych charakterów pekania w ramach jednej serii próbek. Ze względu na ten sam typ krzywej wg normowej klasyfikacji [PN-EN ISO 14556:2015] dla obydwu wyróżnionych zależności F-s, wyznaczona została tylko jedna krzywa W-s. W przypadku próbki oznaczonej symbolem 160X (rys. 7.8), 4 próbki (~67% próby) charakteryzowały się przebiegiem krzywej F-s o kształcie takim jak oznaczono kolorem czerwonym, a 2 próbki (~33% próby) przebiegiem oznaczonym kolorem niebieskim. Natomiast dla 50% próbek 181X przebieg krzywej F-s był taki jak oznaczony kolorem czerwonym na rys. 7.11, a dla 50% taki jak kolorem niebieskim.



Rys. 7.3. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla stanu wyjściowego stali S355J2+N (próbka oznaczona symbolem "1"): a) *siła F-przemieszczenie s*;
b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.4. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 160: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.5. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 161: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.6. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 180: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii.



Rys. 7.7. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 181: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.8. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 160X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.9. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 161X: a) *sila F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.10. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 180X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii.



Rys. 7.11. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 181X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii

Uśrednione zależności F-s oraz W-s uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w temperaturze -20°C zostały przedstawione dla stanu wyjściowego na rys. 7.12, dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru na rys. 7.13÷7.16 oraz dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru na rys. 7.17÷7.20. Podobnie jak w próbie przeprowadzonej w temperaturze pokojowej, dla rozważanych scenariuszy "krótkiego" pożaru, wszystkie próbki z danej serii wykazały ten sam charakter zniszczenia i wyróżniono jedną średnią z 6 prób. Największą zmienność w tej grupie zaobserwowano dla próbki 181. Natomiast we wszystkich wykresach F-s dla przypadków "długiego" pożaru zostały wyróżnione dwie krzywe jako wartości średnie z mniejszej liczby próbek w ramach pojedynczej serii. W przypadku próbek poddanych szybkiemu chłodzeniu wodą (161X – rys. 7.18 i 181X – rys. 7.20) charakter przebiegu krzywej był taki sam dla obydwu przedstawionych zależności F-s, ale ich zróżnicowanie w ramach jednej serii było na tyle duże, że wymagały zilustrowania w postaci dwóch krzywych. Natomiast w tych przypadkach została wyróżniona tylko jedna krzywa W-s jako średnia z wszystkich próbek w danej serii. Dla próbek oznaczonych symbolem 161X, 50% próbek z serii charakteryzowała się przebiegiem krzywej F-s oznaczonym kolorem czerwonym, a 50% kolorem niebieskim na rys. 7.18. Natomiast w przypadku próbek oznaczonych 181X, 4 próbki z serii (~67% próby) wykazały przebieg krzywej zbliżony do średniej przedstawionej na rys. 7.20 kolorem niebieskim, a pozostałe 2 (~33% próby) kolorem czerwonym. W przypadku próbek poddanych powolnemu chłodzeniu na wolnym powietrzu (160X – rys. 7.17 oraz 180X – rys. 7.19), nie wszystkie próbki z danej serii wykazały ten sam charakter krzywej F-s. W przypadku próbek z serii 160X oraz 180X, cześć z nich (50%) charakteryzował przełom mieszany, a cześć (50%) przełom całkowicie plastyczny. Ze względu na różny typ krzywej F-s, w tych przypadkach wyróżnione zostały dwie zależności W-s, jako średnie z mniej licznej próby o takim samym charakterze zniszczenia. Ze względu na obserwowany w tych seriach dla części próbek obszar wzrostu niestabilnego pęknięcia, zidentyfikowano inne składowe energii i powstały dwa różne wykresy kołowe dla każdej ze średnich zależności W-s. Można wnioskować, że niezależnie od maksymalnej temperatury nagrzewania, próbki poddane długiemu wygrzewaniu (10 godzin), a następnie powolnemu studzeniu, badane w temperaturze -20°C znajdują się na krzywej przejścia w stan kruchy. Stąd występujące w ramach pojedynczej próby zróżnicowanie typów krzywych siła-przemieszczenie.



Rys. 7.12. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 1 (stan wyjściowy): a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.13. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 160: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.14. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 161: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.15. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 180: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.16. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 181: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii





Rys. 7.17. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 160X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.18. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 161X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii





Rys. 7.19. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 180X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.20. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 181X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii

Na rys. 7.21 i rys. 7.22 zostały zestawione uśrednione wykresy *F-s* uzyskane dla stali S355J2+N dla przypadku "krótkiego" pożaru dla próby udarności przeprowadzonej w temperaturze 20°C (rys. 7.21) oraz -20°C (rys. 7.22). Wszystkie próbki badane w temperaturze pokojowej wykazywały plastyczny charakter pękania bez obszaru rozwoju niestabilnego pęknięcia. Zatem krzywe *F-s* na rys. 7.21 zostały zakwalifikowane jako krzywe typu F zgodnie z [PN-EN ISO 14556:2015]. Natomiast we wszystkich próbkach badanych w ujemnej temperaturze zarówno w stanie wyjściowym, jak poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru zostało zaobserwowane występowanie niestabilnego pęknięcia. Krzywe przedstawione na rys. 7.22 odpowiadają typowi D, czyli przyporządkowanemu do przypadku przełomów mieszanych. Proces rozwoju niestabilnego pęknięcia w tych próbkach został skutecznie zahamowany przez materiał. Najbardziej obiegający kształt krzywej *F-s* został zaobserwowany dla próbki oznaczonej symbolem 180, zarówno dla badania udarności w temperaturze 20°C, jak i -20°C.



Rys. 7.21. Zależności siła F-przemieszczenie s uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego



Rys. 7.22. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego

Krzywe *F-s* dla przypadku "długiego" pożaru zostały przedstawione na rys. 7.23 dla temperatury badania 20°C oraz na rys. 7.24 dla temperatury badania -20°C. W przypadku, gdy zróżnicowanie krzywych *F-s* było znaczne w danej serii próbek lub wykazywały różny charakter zniszczenia, wymagały one zilustrowania w postaci dwóch krzywych uśrednionych na podstawie cząstkowych wyników dla tego samego scenariusza po-pożarowego. W takiej sytuacji, krzywe *F-s* są średnią wartością z mniej licznej próby w danej serii. Prawie wszystkie próbki badane w temperaturze pokojowej charakteryzowały się całkowicie plastycznym charakterem zniszczenia (krzywa typu F). Jedynie próbki poddane szybkiemu chłodzeniu wodą po wcześniejszym nagrzewaniu do temperatury 800°C wykazywały obszar wzrostu niestabilnego pęknięcia, ale z widocznym obszarem plastycznego dołamania, czyli samohamownością pęknięcia (krzywa typu D). Natomiast w większości próbek poddanych badaniu w temperaturze -20°C zaobserwowano obszar rozwoju pęknięcia kruchego. Próbki oznaczone symbolem 181X, tak samo jak próbki w stanie wyjściowym

charakteryzowały się krzywą F-s typu D. Dla próbek 161X oraz połowy serii 160X i 180X krzywe zostały zakwalifikowane jako typ E. Część próbek poddanych powolnemu chłodzeniu (50%) wykazało całkowicie plastyczny charakter zniszczenia – typ F.



Rys. 7.23. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego



Rys. 7.24. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego

Na rys. 7.25 oraz rys. 7.26 zostało wykonane zestawienie zależności *F-s* ze względu na sposób chłodzenia, dla badania przeprowadzonego w temperaturze pokojowej (symulującego warunki letnie). Powolne studzenie na wolnym powietrzu podczas "krótkiego" pożaru skutkowało pogorszeniem udarności w stosunku do stanu wyjściowego (próbki 160, 180). Natomiast wydłużony czas wygrzewania spowodował znaczący wzrost udarności (160XA, 160XB, 180X). Wyższa temperatura nagrzewania miała wpływ na przebieg krzywej *F-s*, a tym samym na wartość udarności stali. W przypadku "krótkiego" pożaru, dla próbki 180 redukcja udarności była mniejsza niż dla próbki 160. Natomiast próbki poddane oddziaływaniu "długiego" pożaru oznaczone symbolem 180X wykazały zbliżony przebieg krzywej do części próbek wygrzewanych w 600°C (160XB) oraz wyraźnie większą udarność od pozostałych oznaczonych 160XA.



Rys. 7.25. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych studzeniu na wolnym powietrzu w odniesieniu do stanu wyjściowego

Chłodzenie wodą symulujące akcję gaśniczą w przypadku próbek nagrzewanych do 600°C dało zbliżone wyniki do rezultatów próbek studzonych na wolnym powietrzu. Dla próbki 161 zaobserwowano podobną redukcję udarności jak dla 160, a dla próbki po wydłużonym czasie wygrzewania 161X widoczny był wyraźny wzrost udarności, nawet większy niż obserwowany dla 160X. Chłodzenie wodą w przypadku "krótkiego" pożaru – próbki 161 i 181 - bez względu na maksymalną temperaturę nagrzewania dało podobne rezultaty. Natomiast próbki 181XA i 181XB poddane gwałtownemu chłodzeniu wodą po długim wygrzewaniu w temperaturze 800°C charakteryzowały się podatnością na kruche pękanie. Kształt krzywej F-s w tym przypadku jest typowy dla materiału o niestabilnym narastaniu pęknięć w próbce, a więc materiału podatnego na kruche pękanie.



Rys. 7.26. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych chłodzeniu w mgle wodnej w odniesieniu do stanu wyjściowego

Analizując rys. 7.27 i rys. 7.28 można zauważyć, że próbki poddane badaniu w temperaturze -20°C wykazały wyraźnie mniejszą wartość udarności od tej zidentyfikowanej

w badaniu w temperaturze pokojowej 20°C. Istnieje jednak istotna różnica: bez względu na czas wygrzewania i sposób studzenia, symulowana ekspozycja pożarowa spowodowała wzrost wartości udarności w rozważanych scenariuszach w stosunku do stanu wyjściowego. Można zauważyć, że bez względu na przyjęty rodzaj chłodzenia, próbki poddane oddziaływaniu "długiego" pożaru wykazały większą udarność, niż narażone na "krótki" pożar. Dla próbek swobodnie chłodzonych na powietrzu (rys. 7.27), wyższa temperatura badania wpłynęła na wzrost wartości udarności. Jednak odwrotny efekt wpływu maksymalnej temperatury nagrzewania na udarność zauważono porównując krzywe *F-s* dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru i gwałtownie chłodzonych wodą (rys. 7.28). W tym przypadku wygrzewanie do temperatury 800°C spowodowało wzrost podatności stali na kruche pękanie w stosunku do próbek wygrzewanych w temperaturze 600°C. Natomiast w przypadku "krótkiego" pożaru (próbki gwałtownie chłodzone wodą) kształt krzywej *F-s* dla próbek 161 i 181 jest bardzo zbliżony.



Rys. 7.27. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych studzeniu na wolnym powietrzu w odniesieniu do stanu wyjściowego



Rys. 7.28. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych chłodzeniu w mgle wodnej w odniesieniu do stanu wyjściowego

Wartości z wykresów kołowych przedstawiających udziały poszczególnych składowych energii w całkowitej energii łamania zostały zestawione w formie wykresów słupkowych na rys. 7.29 (dla temperatury badania 20°C) oraz rys. 7.30 (dla temperatury -20°C). Wartości na wykresach ukazują wartości poszczególnych części energii całkowitej. W przypadku próby udarności przeprowadzonej w temperaturze pokojowej, jedynie w przypadku 181X został wyróżniony obszar energii rozwoju niestabilnego pęknięcia (kolor zielony). W pozostałych przypadkach charakter zniszczenia próbek był całkowicie plastyczny, tak więc na wykresie wyróżniono jedynie energię inicjacji i propagacji stabilnego pęknięcia. Wartości energii po ekspozycji na "długi" pożar w przypadku powolnego stygnięcia oraz szybkiego chłodzenia wodą po nagrzaniu do 600°C znacznie wzrastają w porównaniu do stanu wyjściowego. W pozostałych przypadkach obserwowany jest spadek energii. Wartości energii inicjacji pękania są zbliżone dla rozważanych przypadków i nie odbiegają od stanu wyjściowego tak istotnie jak energii propagacji pęknięcia. Ponad dwukrotnie większa wartość energii propagacji została zmierzona w próbkach 160X, 161X i 180X w porównaniu do stanu wyjściowego. W przypadku nagrzewania do 600°C sposób chłodzenia nie był tak istotny jak czas wygrzewania. Dłuższe wygrzewanie skutkowało znacznym wzrostem energii z zachowaniem w pełni plastycznego charakteru zniszczenia. Podobnie zachowała się stal po nagrzaniu do 800°C i powolnym stygnięciu, gdzie również dłuższe wygrzewanie wpłynęło na znaczny wzrost energii łamania. Natomiast szybkie chłodzenie z temperatury 800°C po długim 10-godzinnym wygrzewaniu spowodowało powstanie obszaru niestabilnego pęknięcia i spadek całkowitej energii łamania.



Rys. 7.29. Zestawienie części składowych energii łamania dla próby udarności przeprowadzonej w temperaturze 20°C

W temperaturze badania -20°C (rys. 7.30) już w stanie wyjściowym widoczny był obszar rozwoju niestabilnego pęknięcia. Na wykresach słupkowych została wyróżniona energia inicjacji pęknięcia, propagacji stabilnego pęknięcia, propagacji niestabilnego pęknięcia oraz plastycznego dołamania próbki. Po obróbce termicznej symulującej warunki pożarowe i oddziaływaniu "krótkiego" pożaru nastąpił wzrost energii łamania, ale z zachowaniem wszystkich składowych energii jak dla stanu wyjściowego. Zmiana mechanizmu zniszczenia z mieszanego na całkowicie plastyczny nastąpiła w połowie próbek poddanych oddziaływaniu

"długiego" pożaru, a następie swobodnie chłodzonych na wolnym powietrzu. W tym przypadku - próbki 160XA i 180XA - na wykresie wyróżnione zostały jedynie energia inicjacji i propagacji stabilnego plastycznego pekniecia. Podobnie jak w przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze pokojowej, długie nagrzewanie wpłynęło na istotny, nawet kilkukrotny wzrost energii łamania. Także energia potrzebna do inicjacji pęknięcia po długim czasie nagrzewania była wyraźnie większa niż w przypadku krótkiego, godzinnego wytrzymywania próbek w maksymalnej temperaturze. Jedynie próbki, które po nagrzaniu do 800°C były poddane gwałtownemu chłodzeniu wodą nie wykazały tak wyraźnego wzrostu energii łamania przy wydłużonym czasie wygrzewania. W próbkach po obróbce termicznej poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru, energia plastycznego dołamania próbki, czyli odpowiadająca za zdolność do samohamowania pęknięcia stanowi 28%÷42% całkowitej energii łamania. W stanie wyjściowym jej wartość wynosiła 37%. Dłuższe nagrzewanie w przypadkach przełomu mieszanego spowodowało mniejszy procentowy udział energii plastycznego dołamania w energii całkowitej (16%÷28%), mimo iż jej wartość była zdecydowanie większa.



Rys. 7.30. Zestawienie części składowych energii łamania dla próby udarności przeprowadzonej w temperaturze -20°C

Średnie wartości rozszerzenia poprzecznego próbek LE wraz z miarą zmienności losowej w postaci współczynników zmienności przedstawiono na rys. 7.31. Kolor czerwony odnosi się do próby badania udarności wykonanej w temperaturze pokojowej 20°C, natomiast kolor niebieski – w temperaturze -20°C. Największy spadek wartości LE po schłodzeniu próbki do temperatury ujemnej widoczny jest dla stanu wyjściowego. W przypadku "krótkiego" pożaru na przełomach uzyskanych z badania w ujemnej temperaturze zaobserwowano spadek wartości LE w stosunku dla analogicznych próbek badanych w temperaturze pokojowej.

Natomiast próbki poddane wcześniej 10-godzinnemu nagrzewaniu i chłodzone swobodnie na wolnym powietrzu podczas pomiarów wielkości LE wykazywały większe wartości gdy badanie było przeprowadzone w temperaturze -20°C niż w 20°C. Próbki poddane szybkiemu chłodzeniuw wodzie po ekspozycji na "długi" pożar miały bardzo zbliżone wartości LE, jednak te badane w ujemnej temperaturze wykazały nieznacznie mniejsze wartości rozszerzenia poprzecznego. Porównując wartości LE pod względem czasu trwania nagrzewania, można wywnioskować, że dla wszystkich scenariuszy oprócz szybkiego chłodzenia wodą z temperatury 800°C, wartość LE była znacznie wyższa w przypadku "długiego" pożaru bez względu na temperaturę badania udarności.



Rys. 7.31. Średnie wartości LE w zależności od temperatury badania (kolor czerwony dla 20°C, kolor niebieski dla -20°C): a) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru;
b) dla próbek poddanych odziaływaniu "długiego" pożaru

Zestawienie energii łamania z wartością rozszerzenia poprzecznego LE pozwala zaobserwować, że w przypadku "krótkiego" pożaru (rys. 7.32a) stal w temperaturze badania 20°C i w stanie wyjściowym wykazuje wyższe uśrednione wartości energii łamania (117,14J) oraz rozszerzenia poprzecznego LE (1,94mm), niż próbki poddane symulowanemu oddziaływaniu pożaru. Natomiast w przypadku próby udarności przeprowadzonej w temperaturze -20°C relacja pomiędzy stanem wyjściowym, a próbkami po obróbce termicznej symulującej pożar jest odwrotna. W stanie wyjściowym energia łamania (22,23J) oraz rozszerzenie poprzeczne LE (0,56mm) przyjmowały najmniejsze wartości dla badania symulującego warunki zimowe. Próbki nagrzewane do temperatury maksymalnej 600°C w przypadku "krótkiego" pożaru, niezależnie od sposobu chłodzenia, wykazywały podobną wartość energii łamania i wielkości LE. Natomiast wyraźny wpływ sposobu chłodzenia próbek został zaobserwowany dla temperatury badania 800°C. Niezależnie od warunków, w których przeprowadzona została próba udarności, próbki poddane szybkiemu chłodzeniu wodą (181) miały znacznie niższą energię łamania oraz wartość LE niż odpowiadające im podane powolnemu swobodnemu stygnięciu (180). W temperaturze 800°C następuje częściowa

austenityzacja struktury stali [Samuel et al., 1987], a powolne chłodzenie stali z tej temperatury skutkuje strukturą zawierającą równomiernie rozmieszczone węgliki sferoidalne w osnowie ferrytu. Dzięki temu obserwowany jest wzrost udarności i plastyczności takiej stali. Szybkie chłodzenie z temperatury 800°C powoduje przesycenie węglem części ferrytu powstającego z austenitu, a tym samym utwardzenie stali skutkujące obniżeniem jej plastyczności i udarności. W próbkach oznaczonych symbolem 180 jest wyraźnie większa energia łamania oraz wartość LE niż w pozostałych próbkach poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru.



Rys. 7.32. Relacja całkowitej energii łamania i wartości LE w zależności od temperatury badania (kolor czerwony dla 20°C, kolor niebieski dla -20°C): a) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru; b) dla próbek poddanych odziaływaniu "długiego" pożaru

Na rys. 7.32b została przedstawiona relacja energii łamania i wartości LE dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru. W tym przypadku dla temperatury badania wynoszącej -20°C, analogicznie jak w przypadku "krótkiego" pożaru, najmniejsza wartość energii łamania oraz LE osiągana jest w stanie wyjściowym, natomiast najwyższa wartość energii łamania niezależnie od temperatury badania była w przypadku próbek oznaczonych symbolem 180X. Również zaobserwowano, że bez względu na temperaturę badania, spośród próbek poddanych obróbce termicznej, najmniejszą wartość energii łamania oraz LE wykazują próbki oznaczone symbolem 181X. W tym przypadku wartości te są nawet kilkukrotnie mniejsze od ich odpowiedników odczytanych dla pozostałych próbek po symulowanej ekspozycji pożarowej. W przypadku próbek po obróbce termicznej, poddanych badaniu w temperaturze 20°C, wartości energii łamania były wyższe niż dla analogicznych przypadkú 160X oraz 180X. Dla próbek 160X oraz 180X badanych w temperaturze -20°C zostały wyróżnione dwa różne typy zniszczenia – plastyczny i mieszany, a więc stosownie do tego na rys. 7.32b wyróżnione są dwa punkty dla tych przypadków. Nietypowym zjawiskiem jest fakt,

że w przypadku długiego nagrzewania, zmiany które zachodzą w strukturze stali powodują znaczny wzrost energii łamania, nawet w temperaturze badania -20°C. W przypadku temperatury nagrzewania 600°C w temperaturze badania udarności 20°C większa wartość energii łamania oraz rozszerzenia poprzecznego osiągana jest w przypadku szybkiego chłodzenia wodą, niż powolnego stygnięcia na wolnym powietrzu. W temperaturze badania -20°C zaobserwowano odwrotną zależność.

Wybrane do oceny i analizy porównawczej przełomy uzyskane w próbie udarności zostały pogrupowane ze względu na temperaturę badania oraz czas trwania wygrzewania w maksymalnej temperaturze. W każdym z zestawień, próbki poddane obróbce termicznej są odniesione do stanu wyjściowego. W Tabeli 7.1 i Tabeli 7.2 zdjęcia przełomów odnoszą się odpowiednio do przypadku "krótkiego" i "długiego" pożaru, a także temperatury badania 20°C. Natomiast w Tabeli 7.3 i Tabeli 7.4 przedstawiono przełomy uzyskane podczas próby udarności przeprowadzonej w temperaturze -20°C. Można zauważyć, że wszystkie przełomy zestawione w Tabeli 7.1 mają dominującą strefę stabilnego wzrostu pęknięcia, co współgra z uzyskanymi w próbie udarności zależnościami F-s. Oznacza to, że rozwój pęknięcia we wszystkich fazach przebiegał w sposób stabilny oraz materiał wykazał zdolność do zatrzymywania rozwoju powstających niestabilnych mikropęknięć. Plastyczna deformacja przełomu po obróbce termicznej symulującej pożar była mniejsza niż w stanie wyjściowym, co potwierdza zmierzona wartość LE (rys. 7.31). W grupie przedstawionej w Tabeli 7.1 jedynie w próbce oznaczonej symbolem 160 na przełomie zaobserwowano pionowe rozwarstwienie (tzw. rozłupanie opisane w rozdziale 4.2.3).

Tabela 7.1. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "krótkiego" pożaru i temperatury badania 20°C podczas próby udarności.



Obraz przełomów uzyskanych dla próbek poddanych badaniu udarności w temperaturze pokojowej po wcześniejszej ekspozycji na oddziaływanie "długiego" pożaru również pokrywa się z wynikami uzyskanymi w próbie udarności. Próbki poddane swobodnemu chłodzeniu na wolnym powietrzu charakteryzowały się przełomem całkowicie plastycznym o plastycznej deformacji zbliżonej do stanu wyjściowego. Szybkie chłodzenie wodą z poziomu temperatury 600°C również nie wpłynęło negatywnie na kształt przełomu, a nawet plastyczna deformacja dla próbki 161X jest większa niż dla 160X. Analogicznie jak w przypadku "krótkiego" pożaru, jedynie w próbce 160X zaobserwowano pionowe rozwarstwienie materiału. Przełom próbki oznaczonej symbolem 181X został zakwalifikowany jako przełom o charakterze mieszanym z widoczną, dominującą strefą wzrostu niestabilnego pęknięcia. Obszar plastycznego dołamania obserwowany dla tej próbki jest niewielki.

Tabela 7.2. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "długiego" pożaru i temperatury badania 20°C podczas próby udarności



Charakterystyka przełomów uzyskanych w próbie udarności przeprowadzonej dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru, a następnie badanych w temperaturze -20°C znacznie różni się od próbek po analogicznej obróbce termicznej, ale badanych w temperaturze pokojowej. Na wszystkich przełomach w Tabeli 7.3 widoczny jest jedynie niewielki obszar stabilnego wzrostu pęknięcia, w porównaniu z dominującą strefą wzrostu niestabilnego pęknięcia. W stanie wyjściowym oraz w przypadku próbek po symulowanej ekspozycji pożarowej widoczna jest strefa plastycznego dołamania, odpowiadająca za zdolność materiału do zatrzymania propagującego pęknięcia. Obraz przełomu jest spójny z kształtem krzywej F-s dla tej grupy, gdzie na każdym z wykresów wyznaczono punkt początku i końca propagacji niestabilnego pęknięcia (F_{iu} , F_a).

Tabela 7.3. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "krótkiego" pożaru i temperatury badania -20°C podczas próby udarności



Tabela 7.4. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "długiego" pożaru i temperatury badania -20°C podczas próby udarności



Nr	Temp. badania	SFA ₍₁₎		SFA(2)		SFA ₍₃₎		SFA ₍₄₎		
próbki		Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	SFA ₍₅₎
1	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	47,07%	8,21%	54,90%	7,22%	51,30%	7,68%	69,25%	6,11%	50%
160	20	100%		100%		100%		100%		100%
160	-20	55,95%	5,90%	63,20%	4,68%	59,91%	5,15%	75,55%	3,77%	65%
161	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	46,45%	4,65%	54,20%	3,54%	50,64%	3,97%	68,99%	3,27%	52%
180	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	43,85%	5,90%	54,61%	5,87%	49,81%	5,93%	67,23%	4,38%	52%
181	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	44,50%	7,97%	57,27%	6,22%	51,72%	6,98%	68,15%	5,74%	60%
160X	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	58,27% (100%)	2,64%	67,01% (100%)	1,39%	63,16% (100%)	1,87%	74,18% (100%)	1,46%	72% (100%)
161X	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	49,16%	12,28%	60,65%	8,85%	55,64%	10,29%	69,38%	7,80%	50%
180X	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	61,72% (100%)	11,43%	70,65% (100%)	8,72%	66,77% (100%)	9,90%	78,28% (100%)	7,47%	80% (100%)
181X	20	23,28%	8,66%	43,18%	5,79%	34,72%	6,92%	50,58%	8,36%	34%
	-20	22,84%	3,78%	43,21%	3,24%	34,59%	3,34%	50,19%	4,04%	26%

Tabela 7.5. Wartości parametrów SFA_(n) wyznaczone na podstawie [PN-EN ISO 14556, 2015] oraz przełomów uzyskanych w badaniu udarności wg [PN-EN ISO 148-1:2017-2]

W grupie próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru, a następnie schłodzonych do temperatury badania udarności -20°C w każdym z analizowanych scenariuszy pożarowych zaobserwowano przypadki podatności na kruche pękanie. Przełomy znajdujące się w Tabeli 7.4 zostały zakwalifikowane jako mieszane, przy czym dla próby 160X i 180X połowa próbek z danej serii charakteryzowała się przełomem plastycznym. Udział strefy przełomu łupliwego

był zdecydowanie mniejszy dla próbek poddanych chłodzeniu na wolnym powietrzu w porównaniu ze stanem wyjściowym. Próbki te wykazywały także wyraźnie większą plastyczną deformację. Kształt przełomu próbki 161X był zbliżony do stanu wyjściowego (podobny udział przełomu plastycznego), jednak plastyczna deformacja próbki po obróbce termicznej symulującej pożar była wyraźnie większa. Powierzchnia próbki poddanej oddziaływaniu "długiego" pożaru w maksymalnej temperaturze nagrzewania 800°C, a następnie poddanej szybkiemu schłodzeniu odbiegała od pozostałych przełomów. Obszar wzrostu niestabilnego pęknięcia był dominujący i zajmował prawie całą powierzchnię próbki. Strefa rozwoju stabilnego pęknięcia, strefa plastycznego dołamania oraz tzw. wargi ścinania stanowiły bardzo niewielką powierzchnię przełomu. Obszary identyfikowane na przełomach pokrywają się ze składowymi energii łamania oraz kształtem zależności siła-przemieszczenie.

Jak można zauważyć w Tabeli 7.5 w przypadku próby udarności przeprowadzonej w temperaturze 20°C jedynie dla próbki 181X został wyszczególniony obszar przełomu o charakterze kruchym. W pozostałych przypadkach przełom był całkowicie plastyczny. Charakter przełomów uzyskanych z próby udarności w temperaturze badania -20°C został określony jako mieszany, zatem zgodnie z [PN-EN ISO 14556, 2015] (SFA₍₁₎ - SFA₍₄₎) oraz [PN-EN ISO 148-1:2017-2] (SFA₍₅₎) został wyznaczony procentowy udział powierzchni o charakterze plastycznym. W przypadku prób 160X i 180X, gdzie część próbek z danej serii wykazała przełom plastyczny, a pozostała część mieszany zostały podane dwie wartości w tabeli (jedna bez, druga w nawiasie).

We wszystkich analizowanych przypadkach parametr SFA₍₄₎ przedstawiał najbardziej optymistyczne, czyli najwyższe wartości udziału obszaru plastycznego w powierzchni przełomu. Natomiast parametr SFA₍₁₎ szacował tę wartość w sposób najbardziej zachowawczy. Wnioskowanie oparte o parametr SFA₍₅₎ prowadziło najczęściej do pośrednich wartości.

Na rys. 7.33÷7.41 zostały przedstawione typowe przełomy dla każdej z rozważanych serii. Przełomy dla próbek wystudzonych po ekspozycji pożarowej zostały odniesione do stanu wyjściowego bez obróbki termicznej symulującej pożar. W stanie wyjściowym próby badanej w temperaturze 20°C, dominował przełom plastyczny, o charakterze dołeczkowym (rys. 7.33). Po wygrzewaniu próbek przez godzinę w temperaturze 600°C oraz 800°C, charakter przełomu nie zmienił się niezależnie od sposobu chłodzenia (rys. 7.34). Długie 10-godzinne wygrzewanie również nie wpłynęło na zmianę rodzaju przełomu w przypadku, gdy próbki były studzone na wolnym powietrzu (rys. 7.35a, rys. 7.35c). Także podczas szybkiego chłodzenia wodą dla próby 161X poddanej oddziaływaniu "długiego" pożaru z maksymalną temperaturą nagrzewania 600°C, przełom posiadał plastyczny, dołeczkowy charakter (rys. 7.35b). Natomiast wygląd dołeczków różnił się dla przypadku "długiego" i "krótkiego" pożaru. Dłuższy czas wygrzewania wpłynął na "głębsze" i drobniejsze dołeczki obserwowane na powierzchni przełomu. W przypadku szybkiego chłodzenia wodą próbki po 10-godzinnym wygrzewaniu w temperaturze 800°C obserwowany jest kruchy, transkrytstaliczny przełom z licznymi dorzeczami oraz lokalnymi mostkami przełomu plastycznego oddzielającymi fasetki pęknięć łupliwych (rys. 7.35d).



Rys. 7.33. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×2000) dla stanu wyjściowego (próbka oznaczona symbolem 1) i temperatury badania 20°C



Rys. 7.34. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×2000) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru oraz temperatury badania 20°C, odpowiednio: a) 160, b) 161, c) 180, d) 181



Rys. 7.35. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×2000) dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru oraz temperatury badania 20°C, odpowiednio: a) 160X, b) 161X, c) 180X, d) 181X

Zmiana temperatury próbki podczas badania udarności na wartość -20°C spowodowała zmianę dominującego mechanizmu pękania w stanie wyjściowym na pękanie o charakterze łupliwym, transkrystalicznym (rys. 7.36). Krótki czas trwania ekspozycji na maksymalną temperaturę nagrzewania, nie wpłynął na zmianę wiodącego mechanizmu pękania. Na rys. 7.37 obserwuje się przełom łupliwy z widocznymi dorzeczami we wszystkich próbkach po obróbce termicznej symulującej pożar. W przypadku próbki oznaczonej symbolem 181 obserwowana jest gęsto rozmieszczona rzeźba "rzek", powstała na skutek uskoków pomiędzy pęknięciami w równoległych płaszczyznach łupliwości wewnątrz jednego ziarna. Małe uskoki, które po połączeniu się tworzą tzw. "dorzecza" w kierunku rozprzestrzeniania się pęknięcia, są źródłem powstania pęknięcia głównego. Pękanie łupliwe może zachodzić wzdłuż płaszczyzn wtórnych, granic bliźniaczych lub intensywnego odkształcenia plastycznego w warstwach pomiędzy pęknięciami łupliwymi, co skutkuje powstaniem uskoków rzeźby "rzek".



Rys. 7.36. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×2000) dla stanu wyjściowego (próbka oznaczona symbolem 1) i temperatury badania -20°C



Rys. 7.37. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×2000) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru oraz temperatury badania -20°C, odpowiednio: a) 160, b) 161, c) 180, d) 181

Próbki poddane oddziaływaniu "długiego" pożaru, a następnie wystudzone swobodnie na wolnym powietrzu i poddane próbie udarności w temperaturze -20°C, charakteryzowały się dominującym przełomem ciągliwym o charakterze dołeczkowym (rys. 7.38a i rys. 7.40a).

W połowie próbek z serii 160X i 180X w środku powierzchni przełomu obserwowany był obszar przełomu łupliwego, transkrystalicznego (rys. 7.38b i rys. 7.40b). Na przełomach próbek 161X poddanych szybkiemu chłodzeniu z temperatury 600°C po długotrwałym wygrzewaniu obserwowany był przełom ciągliwy w obszarze stabilnego wzrostu pęknięcia, plastycznego dołamania oraz warg ścinania (rys. 7.39a), a także przełom łupliwy w środkowej części powiązanej ze wzrostem niestabilnego pęknięcia (rys. 7.39b). Wzrost temperatury nagrzewania i wzrost szybkości chłodzenia skutkował powstaniem drobniejszej struktury "dołeczków" w próbce 161X i 180X w porównaniu do 160X. Kształt oraz gęstość powstałych "dorzeczy" obserwowanych na obszarach pęknięcia łupliwego w próbkach 160X, 161X oraz 180X jest bardzo podobny do zidentyfikowanego w stanie wyjściowym stali (rys. 7.36). Podobnie jak w przypadku próby udarności przeprowadzonej w temperaturze pokojowej, dla próbki jest dominujący obszar pękania łupliwego o charakterze obserwowany 181X transkrystalicznym. Powstała rzeźba "dorzeczy" dla tej próbki jest znacznie bardziej rozbudowana niż w przypadku pozostałych próbek po długotrwałej obróbce termicznej, badanych w temperaturze -20°C (rys. 7.41).



Rys. 7.38. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×2000) dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru oznaczonych symbolem 160X oraz temperatury badania -20°C: a) przełom ciągliwy, b) przełom łupliwy



Rys. 7.39. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×2000) dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru oznaczonych symbolem 161X oraz temperatury badania -20°C: a) przełom ciągliwy, b) przełom łupliwy



Rys. 7.40. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×2000) dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru oznaczonych symbolem 180X oraz temperatury badania -20°C: a) przełom ciągliwy, b) przełom łupliwy



Rys. 7.41. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×2000) dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru oznaczonych symbolem 181X oraz temperatury badania -20°C

Zależności naprężenie-odkształcenie uzyskane podczas statycznej próby rozciągania dla próbek wykonanych ze stali S355J2+N zostały przedstawione na rys. 7.42 (przypadek "krótkiego pożaru") oraz na rys. 7.43 (przypadek "długiego pożaru"). Gdy rozważana stal po nagrzewaniu do maksymalnej temperatury 600°C oraz godzinnym wytrzymywaniu w tej temperaturze, została poddana chłodzeniu na wolnym powietrzu (próbka 160), granica plastyczności nie uległa zmianie, a maksymalna wytrzymałość oraz całkowite odkształcenie nieznacznie się zmniejszyły. W analogicznym przypadku, ale z maksymalną temperaturą nagrzewania równą 800°C (próbka 180) nastąpiła wyraźna redukcja granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie stali, przy jednoczesnym znacznym wzroście plastyczności. Godzinne wytrzymywanie próbki w temperaturze 600°C, niezależnie od zastosowanego sposobu chłodzenia nie spowodowało istotnych zmian charakterystycznych właściwości mechanicznych stali. Natomiast szybkie chłodzenie próbki nagrzewanej do temperatury 800°C (próbka 181), skutkowało istotnym wzrostem wytrzymałości granicznej przy jednoczesnym wyraźnym spadku właściwości plastycznych w porównaniu do próbki 180, chłodzonej w sposób swobodny na wolnym powietrzu. Jedynie w próbce 181 w rozważanym przypadku "krótkiego pożaru" zaobserwowano zanik tzw. półki plastycznej (strefy płynięcia plastycznego). Obserwowane zjawisko świadczy o zaawansowanym procesie hartowania zachodzącym podczas szybkiego chłodzenia stali nagrzanej do temperatury 800°C.



Rys. 7.42. Zależność *naprężenie σ-odkształcenie ε* w statycznej próbie rozciągania w temperaturze pokojowej 20°C dla przypadku "krótkiego pożaru" dla stali S355J2+N



Rys. 7.43. Zależność *naprężenie σ-odksztalcenie ε* w statycznej próbie rozciągania w temperaturze pokojowej 20°C dla przypadku "długiego pożaru" dla stali S355J2+N

Wydłużenie czasu wygrzewania do 10 godzin spowodowało podobną zmianę po-pożarowych właściwości mechanicznych, jednak z większym efektem ilościowym. Zmiany strukturalne, które w pełni mogły zajść podczas długiego nagrzewania wpłynęły na wyraźniejszy efekt zmian właściwości wytrzymałościowych stali po symulowanej ekspozycji pożarowej. W stali nagrzanej do temperatury 600°C, spadek granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie oraz zmniejszenie wydłużenia był bardziej zauważalny w przypadku długiego "pożaru". Natomiast w stali nagrzanej do 800°C po symulacji "długiego"

pożaru i poddanej swobodnemu, powolnemu stygnięciu zaobserwowano nieznaczny wzrost ciągliwości, przy wyraźnym spadku granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie. Zupełnie odwrotny efekt został uzyskany po szybkim chłodzeniu wodą stali wcześniej nagrzanej do 800°C i wytrzymywanej w tej temperaturze przez 10 godzin. Wytrzymałość na rozciąganie wzrosła o ponad 30% przy jednoczesnym spadku plastyczności (całkowite wydłużenie przy zerwaniu wynosi jedynie 13,5%).

Zestawienie wyników uzyskanych w statycznej próbie rozciągania zostało przedstawione w Tabeli 7.6. Natomiast wartości wytrzymałości na rozciąganie oraz granicy plastyczności zostały zobrazowane na rys. 7.44.

Tabela	7.6.	Charakterystyczne	właściwości	zmierzone	W	statycznej	próbie	rozciągania	dla
próbek wykonanych ze stali S355J2+N									

Oznaczenie	$R_{p0,2}; R_{eH}$	R _m	A _t	A_k	Ζ
próbki	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]
1	383	560	29,7	31,0	73,3
160	383	544	29,1	32,7	62,1
161	348	525	38,4	34,0	73,3
180	394	547	29,8	36,7	75,7
181	339	581	25,5	27,3	69,8
160X	362	505	27,8	32,9	61,3
161X	377	516	28,1	33,9	66,9
180X	331	482	30,1	36,2	63,4
181X	320	733	13,5	16,3	39,1



Rys. 7.44. Rzeczywista lub umowna granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie próbek wykonanych ze stali S355J2+N

Miarą redukcji właściwości mechanicznych stali w warunkach po-pożarowych, są współczynniki redukcyjne, szczegółowo opisane w rozdziale 3. Dla analizowanych próbek, w celach porównawczych stopień redukcji granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie, modułu sprężystości liniowej oraz odkształcenia końcowego został zestawiony z literaturowymi zaleceniami, zgodnie z [Maraveas, Fasoulakis, 2014] i [Molkens et al., 2021b] (rys. 7.45) oraz [Shi et al., 2022] i [Zhang et al., 2020a] (rys. 7.46).

Na rys. 7.45, rekomendowane zalecenia opisane w pracy [Maraveas, Fasoulakis, 2014] odnoszą się do stali poddanych powolnemu stygnięciu na wolnym powietrzu. Krzywa stopnia redukcji właściwości mechanicznych w zależności od temperatury została w tej pracy wyznaczona jako dolny kwantyl wyników uzyskanych w badaniach eksperymentalnych. Natomiast w pracy [Molkens et al., 2021b] jako miarę stopnia redukcji po-pożarowych właściwości mechanicznych stali przyjęto współczynnik retencji, szczegółowo opisany Zarówno zalecanej wartości stopnia redukcji w rozdziale 3. w właściwości wytrzymałościowych opisanych w [Maraveas, Fasoulakis, 2014] oraz [Molkens et al., 2021b] został pominiety wpływ ewentualnego utwardzenia stali po pożarze. Zmiana granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie po pożarze została bardziej zachowawczo przyjęta w pracy [Molkens et al., 2021b]. Z kolei zmiana modułu sprężystości liniowej została przyjęta bezpieczniej w pracy [Maraveas, Fasoulakis, 2014].





Rys. 7.45. Wyniki badań statycznej próby rozciągania dla stali S355J2+N w zestawieniu z rekomendowaną redukcją właściwości mechanicznych stali "miękkich" wg [Maraveas, Fasoulakis, 2014] i [Molkens et al., 2021b] dotyczące kolejno: a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) modułu sprężystości liniowej, d) odkształcenia granicznego

Obserwowany na rys. 7.46a i 7.46b, rekomendowany przez [Shi et al., 2022] i [Zhang et al., 2020a], wyraźny wzrost granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie dla próbek wygrzewanych w temperaturze przekraczającej 600°C i następnie poddanych gwałtownemu studzeniu wodą związany jest z utwardzaniem materiału. Skutkiem takiego zachowania stali jest obniżenie ciągliwości, a tym samym wzrost jej podatności na kruche pękanie (rys. 7.46d). Zalecane w literaturze krzywe stopnia redukcji poszczególnych po-pożarowych właściwości mechanicznych stali znacznie się od siebie różnią. Może to być rezultatem niewystarczająco dużej bazy danych w tym obszarze.




Rys. 7.46. Wyniki badań statycznej próby rozciągania dla stali S355J2+N w zestawieniu z rekomendowaną redukcją właściwości mechanicznych stali Q345 i Q355 wg [Shi et al., 2022] i [Zhang et al., 2020a] dotyczące kolejno: a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) modułu sprężystości liniowej, d) odkształcenia granicznego

Uzyskane wyniki w badaniu nie pokrywają się z zaleceniami literaturowymi (rys. 7.45 i rys. 7.46). Zalecenia odnośnie granicy plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie opisane w [Maraveas, Fasoulakis, 2014] i [Molkens et al., 2021b] były bardziej zbliżone do wyników badań, niż w pozostałych pracach. Istotną obserwacją na rys. 7.45 i 7.46 był fakt, że badania wykazały redukcję granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie oraz modułu sprężystości liniowej już w przypadku temperatury nagrzewania równej 600°C. Mimo, iż ta temperatura nie jest na tyle wysoka aby zostały zainicjowane trwałe zmiany strukturalne w materiale, nawet przy długim wygrzewaniu. Wzmocnienie stali po chłodzeniu woda, wykazane w [Shi et al., 2022] oraz [Zhang et al., 2020a], nie zostało zauważone w przeprowadzonych badaniach. We wszystkich analizowanych pracach stopień redukcji modułu sprężystości liniowej został niebezpiecznie oszacowany w porównaniu do otrzymanych wyników badań, gdzie zaobserwowano jego wyraźną redukcję. Natomiast oszacowanie odkształcenia granicznego w pracy [Shi et al., 2022] dla przypadku chłodzenia wodą było zgodne z wynikami przeprowadzonych niniejszych badań. W pracy [Molkens et al., 2021b] stopień redukcji odkształcenia granicznego został niebezpiecznie oszacowany jedynie dla przypadku próbki wygrzewanej w temperaturze 800°C przez 10 godzin i poddanej chłodzeniu wodą (181X).

Podsumowując wyniki statycznej próby rozciągania, nagrzanie do temperatury 600°C niezależnie od czasu wytrzymywania w tej temperaturze, a także sposobu chłodzenia próbek nie wpłynęło istotnie na granicę plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie. Odkształcenie

tych próbek również nie zmieniło się znacząco. W przypadku próbek nagrzanych do temperatury 800°C, czas wytrzymania w tej temperaturze oraz sposób chłodzenia miał wpływ na stopień redukcji właściwości mechanicznych. Szybkie chłodzenie w wodzie zarówno w przypadku symulowanego pożaru "krótkiego" i "długiego" spowodowało zanik półki plastycznej na wykresie σ - ε , istotny wzrost wytrzymałości oraz zmniejszenie plastyczności. Dłuższy czas wygrzewania wpłynął na intensyfikację tego zjawiska. Odwrotne zjawisko zostało zaobserwowane przy powolnym studzeniu próbek nagrzanych do temperatury 800°C, gdzie zaobserwowano spadek wytrzymałości na rozciąganie oraz wzrost wydłużenia próbek. Zjawisko było wyraźniej obserwowane w przypadku "krótkiego" pożaru.

Wyniki badania twardości sposobem Vickersa dla stali S355J2+N przedstawiono w Tabeli 7.7 oraz na rys. 7.47. Podobnie jak w przypadku statycznej próby rozciągania, temperatura nagrzewania 600°C nie wpłynęła na istotną zmianę twardości stali. Dłuższe wytrzymywanie w tej temperaturze spowodowało spadek twardości, ale nie więcej niż o 9% dla próbki 160X i 3% dla próbki 161X. We wszystkich rozważanych przypadkach "krótkiego" i "długiego" pożaru, szybkie chłodzenie wodą skutkowało zwiększeniem twardości w porównaniu do powolnego stygnięcia próbki poddanej takiej samej obróbce cieplnej symulującej pożar.

Nr próblei	Wartość średnia	Odchylenie	
INF Prodki	HV10	standardowe σ_{n-1}	
1	149,8	2,9	
160	148,6	2,6	
161	151,2	3,8	
180	134,2	4,7	
181	165,6	3,4	
160X	137,3	2,4	
161X	145,9	2,0	
180X	114,8	1,8	
181X	157,2	9,7	

Tabela 7.7. Wyniki twardości HV10 dla stali S355J2+N



Rys. 7.47. Średnia wartość twardości HV10 wyznaczona dla próbek wykonanych ze stali S355J2+N

Różnica twardości spowodowana sposobem chłodzenia próbek była wyraźniejsza w przypadku próbek nagrzewanych do temperatury 800°C. Powolne studzenie spowodowało spadek twardości w stosunku do stanu wyjściowego, natomiast gwałtowne chłodzenie wodą

na skutek procesu hartowania wpłynęło na wzrost twardości w stosunku do stanu wyjściowego. Dla próbek wytrzymywanych przez godzinę w temperaturze 800°C, twardość przy powolnym stygnięciu spadła o około 10%, natomiast przy gwałtownym chłodzeniu wzrosła o około 10% w stosunku do stanu bez obróbki cieplnej. Długie wytrzymywanie w tej temperaturze (10 godzin) spowodowało około 23% spadek twardości dla próbki 180X oraz 5% wzrost dla próbki 181X.

Mikrostruktura stali poddanej rozważanym scenariuszom po-pożarowym w odniesieniu do stanu wyjściowego obserwowana na zgładach metalograficznych została przedstawiona na rys. 7.48÷7.52. W stanie dostawy stal S355J2+N charakteryzuje się strukturą pasmową ferrytyczno-perlityczną (rys. 7.48). Pasmowość struktury zostaje zachowana po symulacyjnej obróbce termicznej w temperaturze 600°C. Warstwy ferrytu i perlitu ułożone są w sposób naprzemienny w wyniku znacznej pasmowości spowodowanej przeróbką plastyczną stali. Obszary krystalizujące z nadmiarem lub niedomiarem składników stopowych ulegają wydłużeniu w kierunku tej obróbki plastycznej i przybierają formę włóknistą. Natomiast obszary ubogie w zawartość pierwiastków stabilizujących austenit (np. mangan) przy wolnym chłodzeniu przemieniają się w ferryt szybciej niż te, które są wzbogacone o pierwiastki stabilizujące austenit. Wydzielaniu się ferrytu towarzyszy wzbogacenie austenitu w węgiel, które trwa aż do momentu przemiany w perlit.



Rys. 7.48. Mikrostruktura stali S355J2+N w stanie wyjściowym przed obróbką termiczną: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym w powiększeniu: ×3500 i ×10000



Rys. 7.49. Mikrostruktura stali S355J2+N po schłodzeniu z temperatury 600°C w przypadku "krótkiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 160; c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 161; e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym w powiększeniu: ×3500 i ×10000 dla próbki 161



Rys. 7.50. Mikrostruktura stali S355J2+N po schłodzeniu z temperatury 800°C w przypadku "krótkiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 180; c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 181; e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym w powiększeniu: ×3500 i ×10000 dla próbki 181



Rys. 7.51. Mikrostruktura stali S355J2+N po schłodzeniu z temperatury 600°C w przypadku "długiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 160X; c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 161X; e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym w powiększeniu: ×5000 i ×10000 dla próbki 161X



Rys. 7.52. Mikrostruktura stali S355J2+N po schłodzeniu z temperatury 800°C w przypadku "długiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 180X; c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 181X; e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym w powiększeniu ×10000 dla próbki odpowiednio: 180X i 181X

Różna szybkość chłodzenia próbek po obróbce termicznej w temperaturze 600°C nie wpłynęła na zmiany mikrostrukturalne. Struktura obserwowana na rys. 7.49 dla scenariusza pożarowego 160 i 161 nie różni się od stanu wyjściowego. Natomiast podwyższenie temperatury nagrzewania do 800°C już podczas oddziaływania "krótkiego" pożaru spowodowało zmiany w mikrostrukturze (rys. 7.50), ze względu na fakt, że ta wartość

temperatury sytuuje się pomiędzy temperaturą krytyczną A_{c1} , a A_{c3} określającą dolną granicę istnienia austenitu i górną granicę istnienia ferrytu. Nagrzanie do temperatury powyżej A_{c1} skutkuje tworzeniem się austenitu w wyniku przemiany eutektoidalnej. Na granicach międzyfazowych ferryt-cementyt powstają zarodki austenitu, a ze względu na relatywnie niską temperaturę nie następuje ich rozrost. Efektem jest drobnoziarnista mikrostruktura obserwowana dla próbki 180, 181, 180X i 181X. W temperaturze 800°C współistnieją jednocześnie ferryt i austenit, więc przeważająca część ferrytu obecna w stanie wyjściowym nie ulega przemianie.

Powolne chłodzenie na wolnym powietrzu z temperatury 800°C skutkuje wydzielaniem się ferrytu na granicach ziaren austenitu przed przemianą austenitu w perlit. Mikrostruktura w paśmie ferrytu charakteryzuje się ziarnem jak w stanie wyjściowym. Natomiast perlit uległ dwukrotnemu przekrystalizowaniu (P $\rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ +P), więc w paśmie byłego perlitu obserwowana jest drobnoziarnista struktura ferrytyczno-perlityczna (rys. 7.50a-b i rys. 7.52a-b) [Tasak, 2008]. Dłuższy czas nagrzewania wpływa na jeszcze drobniejszą strukturę w tym paśmie.

W przypadku szybkiego chłodzenia wodą próbek nagrzanych do temperatury 800°C wzrasta szybkość chłodzenia austenitu. Zatem poniżej temperatury A_{c1} następuje wzrost ilości zarodków perlitu, a także wzrasta szybkość narastania faz w perlicie, co powoduje powstanie drobnych ziaren perlitu. Przekroczenie szybkości krytycznej związane z różną zawartością węgla w mikroobszarach może skutkować lokalnym zajściem przemiany martenzytycznej. Wielkość ziaren ferrytu nie ulega istotnym zmianom w przypadku szybkiego chłodzenia, natomiast w paśmie byłego perlitu obserwowana jest struktura ferrytyczno-perlityczna z lokalnie występującym martenzytem. W przypadku pożaru "długiego" zaobserwowano znacznie więcej, ale drobniejszych obszarów, w których wystąpiła przemiana martenzytyczna.



Rys. 7.53. Wtrącenia siarczku manganu obserwowane w powiększeniu: ×50 i ×200: a) i b) w stanie " wyjściowym; c) i d) dla próbki 180

W stali, w stanie dostawy zaobserwowane zostały pasmowo ułożone, rozwalcowane wtrącenia określone w badaniach składu chemicznego jako siarczek manganu (rys. 7.53). Obróbka cieplna w temperaturze 600°C i 800°C nie wpłynęła na morfologię wtrąceń, bez względu na czas trwania wygrzewania oraz sposób chłodzenia.

Przeprowadzona analiza dla stali S355J2+N wskazała, że bez względu na sposób chłodzenia i czas trwania ekspozycji na temperaturę 600°C, nie są obserwowane istotne zmiany w mikrostrukturze wpływające na podatność na kruche pękanie. Natomiast po nagrzaniu do temperatury 800°C struktura ferrytyczno-perlityczna zostaje zachowana, ale wielkość ziarna jest znacznie mniejsza. Szybkie chłodzenie z tego poziomu temperatury skutkowało lokalną przemianą martenzytyczną, a więc spadkiem odporności na kruche pękanie z jednoczesnym wzrostem twardości. Długie wygrzewanie w tej temperaturze sprzyja podczas chłodzenia zachodzeniu przemiany martenzytycznej w większej ilości obszarów. Obserwacja zmian zachodzących w mikrostrukturze korespondowała z wynikami uzyskanymi w próbie udarności oraz próbie twardości. Podatność na kruche pękanie występuje w stali S355J2+N szczególnie w przypadku szybkiego chłodzenia stali z temperatury 800°C.

7.2.2. X20Cr13

Wyniki uzyskane w zinstrumentalizowanej próbie udarności dla stali X20Cr13 zostały przedstawione na rys. 7.54 \div 7.63. Krzywe *siła F-przemieszczenie s* wyznaczone jako uśrednione zależności z 6 próbek w danej serii zostały zestawione z krzywą *energia W-przemieszczenie s*. Dla tej stali rozważany był jedynie przypadek "krótkiego" pożaru z uwagi na kruchy charakter pękania. Rezultaty dla stanu wyjściowego badanego w temperaturze 20°C zostały przedstawione na rys. 7.54.



Rys. 7.54. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla stanu wyjściowego stali X20Cr13 (próbka oznaczona symbolem "2"): a) siła F-przemieszczenie s;
b) energia W-przemieszczenie s oraz procentowy udział części składowych energii

Uśrednione zależności F-s oraz W-s dla wystudzonych próbek po symulowanej ekspozycji pożarowej, uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w temperaturze 20°C znajdują się na rys. 7.55÷7.58. W każdym z rozważanych scenariuszy po-pożarowych, wszystkie próbki z danej serii wykazywały taki sam charakter zniszczenia, a tym samym kształt krzywej F-s. Zatem uśrednione zależności w każdym przypadku zostały wyznaczone z serii zawierającej

6 próbek. Próbki 281 poddane szybkiemu chłodzeniu wodą z temperatury 800°C charakteryzowały się największą zmiennością losową w tej grupie. Wartości energii łamania dla próbek po symulacji pożaru były bardzo niewielkie (6,21J-13,53J), zatem różnica zaledwie 1J skutkowała znaczną wartością współczynnika zmienności. W przypadku próbek nie poddanych obróbce termicznej (rys. 7.54) na krzywej *F-s* widoczny jest punkt F_{gy} odpowiadający za ogólną siłę plastyczności, co umożliwiło wyznaczenie punktu inicjacji pęknięcia stabilnego. Na wykresie kołowym przedstawiającym składowe energii łamania, energia inicjacji pęknięcia stabilnego została zidentyfikowana jedynie w stanie wyjściowym, dla próbki badanej w temperaturze -20°C. Obróbka termiczna, bez względu na maksymalną temperaturę nagrzewania i sposób chłodzenia, spowodowała zanik obszaru na krzywej *F-s* odpowiadającego za inicjację plastycznego pęknięcia. Nawet po tylko 1 godzinnym wygrzewaniu próbek, inicjowane pęknięcie było od początku niestabilne w rozważanych scenariuszach po-pożarowych. Największy procentowy udział energii inicjacji pęknięcia niestabilnego w całkowitej energii łamania został zaobserwowany w próbkach poddanych szybkiemu chłodzeniu w mgle wodnej.



Rys. 7.55. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 260: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.56. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 261: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.57. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 280: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.58. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 281: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii

Rezultaty z przeprowadzonej próby udarności dla próbek schłodzonych do temperatury -20°C zostały przedstawione na rys. 7.59 dla stanu wyjściowego oraz rys. 7.60÷ 7.63 dla próbek poddanych obróbce termicznej. Wszystkie uśrednione zależności F-s i odpowiadające im W-s zostały wyznaczone z 6 próbek w każdej serii, ze względu na taki sam ich charakter zniszczenia w ramach rozważanego scenariusza po-pożarowego. Analogicznie jak w przypadku próby przeprowadzonej w warunkach temperatury pokojowej, największa zmienność została wykazana dla próbki oznaczonej symbolem 281.

We wszystkich próbkach poddanych badaniu w temperaturze symulującej warunki zimowe nie wyróżniono punktu charakterystycznego F_{gy} , zatem inicjowane pęknięcie było niestabilne od samego początku już w stanie wyjściowym. Obróbka termiczna nie wpłynęła na zmianę charakteru krzywej. Udział energii inicjacji pęknięcia niestabilnego w całkowitej energii łamania jest większy w przypadku próbek 261 i 281 poddanych szybkiemu chłodzeniu wodą w porównaniu z próbkami po analogicznej obróbce termicznej, ale chłodzonych powoli na wolnym powietrzu. Największy procentowy udział energii plastycznego dołamania próbki w całkowitej energii łamania, zaobserwowany został w próbce oznaczonej symbolem 280 - rys. 7.62b, jednak wartości te są na tyle małe, że mogą być pomijalne. Poszczególne składowe energii w przypadku próbki 260 były ilościowo zbliżone do stanu wyjściowego. Energia propagacji pęknięcia niestabilnego stanowiła największą część całkowitej energii w przypadku stanu wyjściowego oraz próbki 260. W pozostałych przypadkach prób 261, 280, 281 po obróbce termicznej propagacja pęknięcia stanowiła zbliżoną procentową wartość udziału w całkowitej energii łamania.



Rys. 7.59. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla stanu wyjściowego stali X20Cr13 (próbka oznaczona symbolem "2"): a) *siła F-przemieszczenie s*;
b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.60. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 260: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.61. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 261: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.62. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 280: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.63. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 281: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii

Porównanie uśrednionych krzywych F-s dla każdego z rozważanych scenariuszy po-pożarowych w zestawieniu ze stanem bez obróbki termicznej przedstawiono na rys. 7.64 z rozróżnieniem temperatury badania: 20°C (rys. 7.64a) oraz -20°C (rys. 7.64b). Analizując krzywe dla badania wykonanego w temperaturze pokojowej, kształt zależności F-s dla stanu wyjściowego wpisuje się w typ D (przełom mieszany) wg [PN-EN ISO 14556:2015]. W próbkach po obróbce termicznej obserwowany jest zanik punktu definiowanego jako ogólna siła plastyczności, a więc krzywe są zgodne z typem wykresu B. Można stwierdzić, że niezależnie od maksymalnej temperatury nagrzewania oraz sposobu chłodzenia, materiał jest podatny na kruche i niestabilne pękanie, przy jednoczesnej niewielkiej zdolności do zatrzymywania pęknięcia w końcowej fazie łamania. W przypadku próbek schłodzonych do temperatury -20°C przed badaniem, pod obciążeniem w próbie udarności rozwijają się jedynie pęknięcia kruche i niestabilne. Przemieszczenie, w którym następował koniec próby w tej grupie mieściło się w zakresie 1,18mm - 2,52mm. Po osiągnięciu siły maksymalnej, wartość siły gwałtownie spadała do zera. Obszar odpowiedzialny za plastyczne dołamanie był pomijalnie mały, więc wszystkie krzywe z rys. 7.64b zostały zakwalifikowane jako krzywe typu A (przełom całkowicie kruchy).



Rys. 7.64. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego: a) w temperaturze badania 20°C, b) w temperaturze badania -20°C

Porównanie wyników uzyskanych dla próbek po symulacyjnej obróbce termicznej z wynikami stanu wyjściowego odpowiedniego dla rozważanej temperatury badania pozwala zauważyć, że w przypadku badania w temperaturze pokojowej nastąpiła redukcja udarności we wszystkich rozważanych przypadkach nagrzewania i chłodzenia. Najmniejszy spadek udarności był obserwowany w przypadku próbki wygrzewanej w temperaturze 800°C i poddanej swobodnemu stygnięciu na wolnym powietrzu.

Jednak, gdy próbę udarności przeprowadzono w temperaturze symulującej warunki zimowe (rys. 7.64b), symulowana obróbka termiczna w każdym z rozważanych przypadków chłodzenia spowodowała wzrost wartości udarności w stosunku do stanu wyjściowego. Najmniejszy wzrost udarności był obserwowany w próbce 260. Szybkie chłodzenie wodą z temperatury 600°C skutkowało wzrostem udarności w stosunku do analogicznej próbki chłodzonej powoli.

Natomiast w przypadku próbek nagrzanych do temperatury 800°C jedyna obserwowana różnica związana z prędkością chłodzenia, to nieznacznie większy obszar samohamowania pęknięcia w przypadku próbki chłodzonej powoli.

Wartości energii łamania z podziałem na składowe poszczególnych faz rozwoju pękania zostały przedstawione w na rys. 7.65 dla badania w temperaturze 20°C oraz na rys. 7.66 dla badania w -20°C. Obszar energii rozwoju pęknięcia stabilnego (kolor niebieski) został zidentyfikowany jedynie w przypadku stanu wyjściowego podczas próby udarności wykonanej w temperaturze pokojowej. W pozostałych analizowanych przypadkach bez względu na temperature badania, dominujaca składowa była energia inicjacji niestabilnego pekniecia. Energia plastycznego dołamania obserwowana w przypadku próbek badanych w temperaturze 20°C, prawie całkowicie zanikała przy schłodzeniu próbek do -20°C. W badaniu symulującym warunki letnie całkowita energia łamania mieściła się w zakresie 6,21J-15,01J, z czego największa wartość została odnotowana w stanie bez obróbki termicznej. Największa redukcja energii łamania nastąpiła dla próbki 260, a najmniejsza dla 280. Badanie mające na celu symulację warunków zimowych wykazało wzrost energii łamania we wszystkich scenariuszach po-pożarowych. W stanie wyjściowym całkowita energia wynosiła 2,17J, a największy wzrost zaobserwowano dla próbki 280, gdzie energia wyniosła 4,59J. Wartości te są na tyle małe, że łacznie z analizą składowych energii, świadczą o znacznej podatności stali na kruche pękanie z jednoczesną małą zdolnością do zatrzymywania wzrostu niestabilnego pęknięcia. W przypadku próbek nagrzanych do 600°C wzrost szybkości chłodzenia wpłynął na wzrost energii łamania niezależnie od temperatury, w której przeprowadzono badanie. Natomiast odwrotny efekt zaobserwowano dla próbek chłodzonych z temperatury 800°C. Szybkie chłodzenie spowodowało wyraźny spadek energii łamania w przypadku próbek badanych w temperaturze pokojowej oraz odnotowano tylko nieznacznie mniejszą wartość dla próbek schłodzonych do -20°C w odniesieniu do analogicznie nagrzewanych próbek chłodzonych swobodnie na wolnym powietrzu.



Rys. 7.65. Zestawienie części składowych energii łamania dla próby udarności przeprowadzonej w temperaturze 20°C



Rys. 7.66. Zestawienie części składowych energii łamania dla próby udarności przeprowadzonej w temperaturze -20°C

Średnie wartości LE wraz ze współczynnikami zmienności zostały przedstawione na rys. 7.67. Ujemne wartości LE uzyskane w badaniu przeprowadzonym w temperaturze -20°C należy rozumieć jako wartość zwężenia poprzecznego (Lateral Contraction) zgodnie z rys. 4.18. Próbki schłodzone do temperatury -20°C charakteryzowały się wartością LE bliską zera. W przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze symulującej warunki letnie zaobserwowano wzrost rozszerzenia poprzecznego dla próbki wygrzewanej w temperaturze 800°C i powoli studzonej na powietrzu. W pozostałych przypadkach, wartość LE była znacznie niższa, niż w stanie wyjściowym bez obróbki termicznej. Zależność pomiędzy wartością LE, a sposobem chłodzenia była analogiczna jak dla energii łamania. Szybkie chłodzenie z temperatury 600°C spowodowało wzrost LE, natomiast próbki wcześniej nagrzane do 800°C przy szybkim chłodzeniu wykazały istotny spadek wartości rozszerzenia poprzecznego.



Rys. 7.67. Średnie wartości LE w zależności od temperatury badania (kolor czerwony dla 20°C, kolor niebieski dla -20°C) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru



Rys. 7.68. Relacja całkowitej energii łamania i wartości LE w zależności od temperatury badania (kolor czerwony dla 20°C, kolor niebieski dla -20°C) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru

Wzajemna relacja całkowitej energii łamania i wartości LE przedstawiona na rys. 7.68 z rozróżnieniem temperatury badania pozwala zauważyć, że w przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C wartość energii łamania jest najwyższa w stanie wyjściowym, ale nieznacznie większą wartość LE osiąga próbka 280. Również w przypadku badania symulującego warunki zimowe największa wartość LE została zmierzona w próbce 280. W tym przypadku jest to także związane z największą energią łamania w tej grupie (4,59J). Sposób chłodzenia z poziomu 800°C, w przypadku badania w ujemnej temperaturze nie miał istotnego wpływu na zmianę wartości energii łamania i parametru LE. Jednak szybkie chłodzenie z tej temperatury podczas badania w temperaturze pokojowej wpłynęło na wyraźne obniżenie energii łamania i wartości rozszerzenia poprzecznego. Gdy maksymalna temperatura nagrzewania wynosiła 600°C, szybkie chłodzenie spowodowało niewielki wzrost zarówno energii łamania, jak i LE, bez względu na temperaturę badania.

Zdjęcia przełomów wybrane do analizy porównawczej zostały przedstawione w Tabeli 7.8 dla temperatury badania 20°C oraz w Tabeli 7.9 dla temperatury badania -20°C. Przełomy uzyskane dla próbek po symulowanej ekspozycji pożarowej zostały zestawione z przełomem stanu wyjściowego, odpowiedniego dla danej temperatury badania. Dominującym obszarem we wszystkich przełomach uzyskanych z próby udarności dla stali X20Cr13 jest strefa wzrostu niestabilnego pęknięcia, stanowiąca prawie całą powierzchnię przełomów. Obserwacja wyglądu przełomów jest spójna z kształtem krzywych F-s oraz wyróżnionymi składowymi energii łamania.

W próbkach schłodzonych przed badaniem do temperatury pokojowej (Tabela 7.8) obserwuje się bardzo niewielką strefę dołamania plastycznego oraz tzw. warg ścinania przy powierzchni bocznej próbek. Dla próbki bez obróbki termicznej oraz próbki 280 deformacja plastyczna, jest nieznacznie większa niż w pozostałych próbkach. Jednak bardzo ograniczony obszar strefy odpowiedzialnej za hamowanie pęknięcia w końcowej fazie łamania świadczy o braku możliwości efektywnego zatrzymania propagującego kruchego pęknięcia. Potwierdzeniem tych obserwacji jest także LE (rys. 7.67). Strefa wzrostu niestabilnego pęknięcia wyróżnia się błyszczącą powierzchnią i jest obserwowana we wszystkich próbkach wykonanych z tej stali, również w stanie wyjściowym, bez symulacyjnej obróbki termicznej. Wygląd przełomu świadczy o tym, że dynamiczne zniszczenie tej stali będzie postępowało w sposób całkowicie kruchy oraz katastrofalny.

Tabela 7.8. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "krótkiego" pożaru i temperatury badania 20°C podczas próby udarności



Tabela 7.9. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "krótkiego" pożaru i temperatury badania -20°C podczas próby udarności.



Obniżenie temperatury badania do poziomu -20°C spowodowało praktycznie całkowity zanik strefy dołamania plastycznego po przeciwległej stronie karbu. Nie sa widoczne również obszary przypowierzchniowych odkształceń plastycznych (tzw. wargi ścinania). W stanie wyjściowym oraz po obróbce termicznej bez względu na maksymalną temperaturę nagrzewania i sposób chłodzenia, nie obserwuje się plastycznej deformacji przekroju. Wygląd powierzchni przełomu nie różni się od siebie pomiędzy poszczególnymi przypadkami, a całą powierzchnię stanowi błyszczący obszar kruchego pęknięcia. Potwierdzeniem rozwoju tylko niestabilnego pęknięcia w grupie próbek przedstawionej w Tabeli 7.9 są krzywe F-s, na których zidentyfikowane zostały charakterystyczne wartości siły odpowiadające za początek i koniec propagacji niestabilnego pęknięcia (F_{iu} , F_a), ale brakowało punktu definiowanego jako ogólna siła plastyczności F_{qy} . Praktyczny brak strefy plastycznego dołamania został również wykazany na rys. 7.66, gdzie energia odpowiadająca za zdolność materiału do samohamowania pęknięcia była pomijalnie mała. Wygląd przełomów uzyskanych w badaniu przeprowadzonym w temperaturze symulującej warunki zimowe pozwala stwierdzić, że obniżenie temperatury badania z 20°C na -20°C wpłynęło na jeszcze większą podatność na kruche pękanie. Kruchość stali X20Cr13 jest powiązana z martenzytyczną strukturą stali powodującą wzrost twardości z jednoczesnym obniżeniem właściwości plastycznych materiału i jego udarności.

W Tabeli 7.10 zostały zestawione parametry odnoszące się do udziału przełomu ścinanego w całkowitej powierzchni przełomu uzyskanego z próby udarności. W przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze -20°C, parametr SFA₍₅₎ został określony dla wszystkich próbek na poziomie 0%. Obszar plastycznego dołamania oraz warg ścinanych był pomijalnie mały na przełomach w tej grupie. Natomiast dla próbek poddanych próbie udarności w temperaturze pokojowej, największa wartość parametru SFA₍₅₎ została wyznaczona w stanie wyjściowym (próbka oznaczona symbolem 2) oraz w przypadku próbki poddanej swobodnemu stygnięciu z temperatury wygrzewania 600°C (próbka oznaczona symbolem 260). Jednak wartość ta wynosiła zaledwie 11%. W pozostałych rozważanych scenariuszach pożarowych parametr ten wynosił tylko 6% (próbki 261, 280 i 281).

Nr próbki	Temp. badania	Temp SFA ₍₁₎		SFA ₍₂₎		SFA ₍₃₎		SFA ₍₄₎		
		Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	SFA ₍₅₎
2	20	20,19%	5,70%	36,71%	5,55%	29,44%	5,51%	46,98%	6,12%	11%
	-20	7,95%	1,28%	7,95%	1,28%	7,95%	1,28%	28,09%	2,39%	0%
260	20	14,54%	3,20%	14,54%	3,20%	14,54%	3,20%	37,87%	4,39%	11%
	-20	8,92%	1,37%	8,92%	1,37%	8,92%	1,37%	29,77%	2,31%	0%
261	20	19,69%	4,79%	19,69%	4,79%	19,69%	4,79%	43,99%	5,81%	6%
	-20	10,54%	2,86%	10,54%	2,86%	10,54%	2,86%	32,19%	4,20%	0%
280	20	38,99%	9,06%	38,99%	9,06%	38,99%	9,06%	62,04%	7,08%	6%
	-20	16,33%	3,68%	16,33%	3,68%	16,33%	3,68%	40,16%	4,53%	0%
281	20	16,19%	3,92%	16,19%	3,92%	16,19%	3,92%	39,97%	4,54%	6%
	-20	9,62%	2,58%	9,62%	2,58%	9,62%	2,58%	30,72%	4,27%	0%

Tabela 7.10. Wartości parametrów SFA_(n) wyznaczone na podstawie [PN-EN ISO 14556, 2015] oraz przełomów uzyskanych w badaniu udarności wg [PN-EN ISO 148-1:2017-2]

Zależności SFA₍₁₎ - SFA₍₄₎ zostały wyznaczone zgodnie z [PN-EN ISO 14556, 2015] jak dla przełomu mieszanego. Przyjmując jako miarodajne wartości wprost zmierzone z obrazu przełomów SFA₍₅₎ można zauważyć, że pozostałe parametry (SFA₍₁₎ - SFA₍₄₎) znacznie zawyżają wartość udziału obszaru związanego z pęknięciem plastycznym w powierzchni przełomu.

Dominującym rodzajem przełomu w stanie wyjściowym próbki poddanej badaniu w temperaturze 20°C był przełom łupliwy, międzykrystaliczny (rys. 7.69a), obserwowany na całej powierzchni przełomu związanej ze wzrostem niestabilnego pęknięcia. W przestrzeni pod karbem (rys. 7.69b) dla tej próbki, widoczny jest niewielki obszar przełomu plastycznego, transkrystalicznego. Symulowana ekspozycja pożarowa oraz przyjęty sposób chłodzenia próbek wpłynął na całkowity zanik strefy odpowiedzialnej za rozwój stabilnego pęknięcia obserwowanej pod karbem próbki. Obróbka termiczna nie wpłynęła na zmianę dominującego obszaru, jakim był przełom łupliwy. Jednak powolne studzenie na wolnym powietrzu (próbki 260 i 280) spowodowało, że obserwowany przełom miał charakter częściowo przełomu międzykrystalicznego, a częściowo transkrystalicznego. Szybkie chłodzenie próbki wygrzewanej w temperaturze 800°C wpłynęło na zmianę typu przełomu na transktrystaliczny łupliwy na całej powierzchni obszaru wzrostu kruchego pęknięcia (rys. 7.70d).



Rys. 7.69. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym dla stanu wyjściowego (próbka 2) i temperatury badania 20°C: a) obszar środkowy (powiększenie ×400), b) obszar pod karbem (×2000)





Rys. 7.70. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru oraz temperatury badania 20°C, odpowiednio: a) 260, b) 261, c) 280, d) 281



Rys. 7.71. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym dla stanu wyjściowego i temperatury badania -20°C: a) obszar środkowy (powiększenie ×400), b) obszar pod karbem (×2000)





Rys. 7.72. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru oraz temperatury badania -20°C, odpowiednio: a) 260, b) 261, c) 280, d) 281

Przełomy obserwowane dla próbek poddanych badaniu udarności w temperaturze -20°C zostały przedstawione na rys. 7.71 (stan wyjściowy) oraz 7.72 (po obróbce termicznej). W stanie wyjściowym dominujący był przełom łupliwy międzykrystaliczny z niewielkimi obszarami przełomu transktystalicznego. Obszar pod karbem charakteryzował się przełomem kruchym, międzykrystalicznym (rys. 7.71b). Analogicznie jak w przypadku próbek łamanych w temperaturze pokojowej, w próbkach wygrzewanych w maksymalnej temperaturze 800°C, a następnie gwałtownie chłodzonych w mgle wodnej obserwowany był dominujący przełom łupliwy transkrystaliczny. Szybkie chłodzenie z poziomu temperatury 600°C nie dało takiego efektu, przełom miał dominujący charakter międzykrystaliczny jak w stanie wyjściowym bez symulacyjnej obróbki termicznej. Niezależnie od wartości maksymalnej temperatury nagrzewania, próbki swobodnie chłodzone na wolnym powietrzu charakteryzowały sie łupliwym o charakterze częściowo transkrystalicznym, a częściowo przełomem międzykrystalicznym. Przeprowadzona analiza powierzchni przełomów pozwala stwierdzić, że temperatura badania nie miała istotnego wpływu na charakter przełomu dla próbek po obróbce termicznej symulującej pożar. Obrazy przedstawione na rys. 7.70 pokrywają z ich odpowiednikami na rys. 7.72.

Rezultatem przeprowadzonej statycznej próby rozciągania były zależności *naprężenie* σ -odkształcenie ε przedstawione na rys. 7.73 dla wszystkich rozważanych scenariuszy pożarowych. W porównaniu do stali S355J2+N, stal X20Cr13 charakteryzowała się znacznie większą wytrzymałością przy niewielkim odkształceniu. Właściwości są związane ze strukturą martenzytyczną stali, ujawnioną już w stanie wyjściowym. Na wykresach σ - ε w żadnym z analizowanych przypadków nie wytworzyła się tzw. "półka plastyczna" (strefa płynięcia plastycznego), zatem przyjęto jako miarodajną wartość umowną granicę plastyczności odpowiadającą trwałemu odkształceniu na poziomie 0,2%.



Rys. 7.73. Zależność naprężenie σ -odkształcenie ε dla przypadku "krótkiego pożaru" dla stali X20Cr13

Analiza wyników otrzymanych w próbie rozciągania pozwala stwierdzić, że temperatura nagrzewania 600°C nie wpłynęła na zmianę właściwości mechanicznych stali. Różnica pomiędzy wartością umownej granicy plastyczności dla stanu wyjściowego w porównaniu do próbek 260 i 261 mieściła się w 1%. Natomiast wytrzymałość na rozciąganie nieznacznie spadła po schłodzeniu próbek z temperatury 600°C, ale o nie więcej niż 2% w odniesieniu do stanu przed obróbką termiczną. Szybkie chłodzenie próbki 261 skutkowało jedynie zmniejszeniem wartości odkształcenia granicznego. Jednak w próbkach poddanych symulowanej ekspozycji pożarowej przy założeniu maksymalnej temperatury nagrzewania 800°C zostały zaobserwowane wyraźne zmiany właściwości mechanicznych stali. W tym przypadku przyjęty sposób chłodzenia próbek miał wpływ na trwałe zmiany zachodzące w strukturze stali, a tym samym na wytrzymałość i ciągliwość stali. Szybkie chłodzenie próbek 281 wpłyneło na wzrost wytrzymałości na rozciaganie o ponad 7% w stosunku do stanu wyjściowego, natomiast umowna granica plastyczności pozostała bez zmian. Jednak zmiana sposobu chłodzenia na powolne stygnięcie na wolnym powietrzu skutkowała redukcją wytrzymałości stali o ponad 8% oraz umownej granicy plastyczności o 14%. We wszystkich analizowanych przypadkach podczas statycznej próby rozciągania próbki pękały w sposób kruchy, bez wytworzenia przewężenia w formie szyjki.

Szczegółowe wyniki uzyskane w statycznej próbie rozciągania zostały przedstawione w Tabeli 7.11. Natomiast na rys. 7.74 w formie wykresów słupkowych zostało wykonane porównanie umownej granicy plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie dla próbek po symulowanej ekspozycji pożarowej w odniesieniu do stanu początkowego.

Oznaczenie	$R_{p0,2}$	R_m	A_t	A_k	Ζ
próbki	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]
2	600	785	9,1	7,8	7,6
260	609	775	7,5	5,5	5,9
261	596	770	5,7	5,2	4,0
280	516	715	7,7	8,0	7,9
281	600	840	8,1	8,7	9,6

Tabela 7.11. Charakterystyczne właściwości zmierzone w statycznej próbie rozciągania dla próbek wykonanych ze stali X20Cr13



Rys. 7.74. Umowna granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie próbek wykonanych ze stali X20Cr13

Dla stali martenzytycznych nie zostały opracowane w przeanalizowanej literaturze zalecane współczynniki redukcji właściwości mechanicznych w odniesieniu do warunków po-pożarowych. Zatem, na rys. 7.75 przedstawiono stopień redukcji granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie oraz modułu sprężystości liniowej porównując do zaleceń zawartych w [Maraveas, Fasoulakis, 2014] dla stali wysokich wytrzymałości oraz stali stopowych. Natomiast stopień redukcji odkształcenia granicznego nie został odniesiony do zaleceń literaturowych, ze względu na ich brak w analizowanej literaturze.

Rekomendowane zależności opisane w [Maraveas, Fasoulakis, 2014] odnoszą się do próbek poddanych swobodnemu stygnięciu na wolnym powietrzu, ale stanowią bezpieczne oszacowanie szczególnie w przypadku próbek poddanych wygrzewaniu w temperaturze 800°C niezależnie od sposobu chłodzenia. W przeprowadzonych badaniach wartość wytrzymałości na rozciąganie oraz umownej granicy plastyczności uległa nieznacznej redukcji w stosunku do stanu wyjściowego w przypadku próbek chłodzonych z poziomu temperatury 600°C. Zjawisko to nie zostało ujęte w zaleceniach literaturowych, ale jego znaczenie jest pomijalnie małe. Oszacowanie stopnia redukcji modułu sprężystości liniowej jest zgodne z otrzymanymi wynikami badań.





Rys. 7.75. Wyniki badań statycznej próby rozciągania dla stali X20Cr13 w zestawieniu z rekomendowaną redukcją właściwości mechanicznych stali wysokich wytrzymałości i stali stopowych wg [Maraveas, Fasoulakis, 2014] dotyczące kolejno: a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) modułu sprężystości liniowej, d) odkształcenia granicznego

Na rys. 7.76 oraz w Tabeli 7.12 zostały zestawione wyniki badania twardości HV10 dla stali X20Cr13. Wyniki uzyskane w badaniu twardości są podobne do rezultatów statycznej próby rozciągania. Temperatura nagrzewania na poziomie 600°C spowodowała jedynie pomijalny wzrost twardości (mniej niż 1%) niezależnie od szybkości chłodzenia próbek. Natomiast w przypadku próbek poddanych ekspozycji na oddziaływanie temperatury 800°C, przyjęty sposób chłodzenia miał istotny wpływ na twardość materiału. Powolne studzenie na wolnym powietrzu skutkowało obniżeniem twardości dla próbki 280 o około 10% w porównaniu do stanu początkowego przed obróbką termiczną. Natomiast szybkie chłodzenie

wodą wpłynęło na utwardzenie materiału i wzrost twardości dla próbki 281 o około 10% w odniesieniu do próbki oznaczonej symbolem 2.

Nr próbki	Średnia wartość	Odchylenie		
	HV10	standardowe σ_{n-1}		
2	235,7	1,7		
260	236,0	2,9		
261	237,5	2,2		
280	212,5	3,5		
281	259.7	4.3		

Tabela 7.12. Wyniki twardości HV10 dla stali X20Cr13



Rys. 7.76. Średnia wartość twardości HV10 wyznaczona dla próbek wykonanych ze stali X20Cr13

Rezultaty przeprowadzonych badań dla stali X20Cr13 znalazły potwierdzenie w obserwacji mikrostruktury tej stali w stanie wyjściowym (rys. 7.77) oraz schłodzonej po symulowanej ekspozycji pożarowej (rys. 7.78 i rys. 7.79). W stanie dostawy stal charakteryzowała się odpuszczoną strukturą martenzytyczną z wydzielonymi węglikami typu (Cr,Fe)₂₃C₆ na granicach ziaren oraz w ich objętości (rys. 7.77d). Zgodnie ze schematem przedstawionym na rys. 6.2a, dla nominalnego składu chemicznego tej stali, pole austenitu jest otwarte. Jest to wynikiem jednoczesnego działania chromu (13%) sprzyjającego tworzeniu się ferrytu, a także działania węgla (w ilości 0,02%) wpływającego na powstanie austenitu. Natomiast schemat zobrazowany na rys. 6.2b pozwala wyjaśnić, że wysoka zawartość chromu, zwiększająca hartowność stali pozwala na uzyskanie struktury martenzytycznej stali nawet przy chłodzeniu ze stosunkowo niewielką szybkością. Obserwowany w mikrostrukturze duży udział objętościowy węglików jest powiązany z procesem odpuszczania, który nastąpił po hartowaniu na etapie produkcji stali.

W stanie wyjściowym stali oraz po obróbce termicznej widoczne były rozwalcowane wtrącenia zidentyfikowane jako siarczki manganu podczas analizy ich składu chemicznego. Skład chemiczny wtrąceń, zbadany w trzech punktach oznaczonych na rys. 7.77e÷f został przedstawiony w Tabeli 7.13.



Rys. 7.77. Mikrostruktura stali X20Cr13 w stanie wyjściowym przed obróbką termiczną: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym w powiększeniu: ×3500 i ×10000, e) i f) wtrącenia siarczku manganu obserwowane na mikroskopie skaningowym

Pierwiastek	Zawartość	1	2	3	
Mn	% mas.	52,07	47,99	53,78	
	% at.	42,49	60,55	43,38	
S	% mas.	31,65	49,52	33,52	
	% at.	44,25	36,47	46,32	
Fe	% mas.	13,17	-	9,07	
	% at.	10,57	-	7,20	
Cr	% mas.	3,11	2,49	3,64	
	% at.	2,68	2,98	3,10	

Tabela 7.13. Skład chemiczny wtrąceń z rys. 7.77e÷f

Jak można zaobserwować na rys. 7.78 i rys. 7.79, rozważane przypadki scenariuszy pożarowych wraz z dwoma sposobami chłodzenia do poziomu temperatury pokojowej, nie wpłynęły na morfologiczne i jakościowe zmiany mikrostrukturalne. Próbki wygrzewane w maksymalnej temperaturze równiej 600°C bez względu na sposób chłodzenia, nie wykazywały zmian ilości weglików w porównaniu do stanu bez obróbki termicznej, co pozwala stwierdzić, że temperatura odpuszczania przekraczała 600°C. Natomiast na rys. 7.79f można zauważyć, że podwyższenie temperatury nagrzewania do 800°C wpłynęło na większy udział objętościowy weglików na granicach ziaren i listwach martenzytu. Wegliki wykazywały także większy rozmiar w porównaniu do obserwowanego w stanie dostawy. Postęp procesów odpuszczania przy nagrzaniu stali do poziomu 800°C świadczy o niższej wartości temperatury podczas odpuszczania w procesie produkcji. Temperatura 800°C znajduje się poniżej wartości temperatury krytycznej A_{c3} dla tej stali, co wyjaśnia brak zajścia przemian fazowych wpływających na istotną zmianę wytrzymałości i plastyczności materiału. Wzrost zawartości weglików w temperaturze 800°C mógł nastąpić na skutek wzrostu współczynnika dyfuzji węgla, który w tej temperaturze mógł ulegać dyfuzji na większe odległości i w krótszym czasie.

Obserwacja mikrostruktury stali X20Cr13 pozwala zauważyć, że struktura martenzytyczna występowała już w stanie dostawy, bez obróbki termicznej. Bez względu na maksymalną temperaturę nagrzewania stali oraz sposób chłodzenia próbek, symulowana ekspozycja pożarowa nie wpłynęła istotnie na strukturę wewnętrzną stali. Jedynie po nagrzewaniu do temperatury 800°C została zaobserwowana większa zawartość węglików.



Rys. 7.78. Mikrostruktura stali X20Cr13 po schłodzeniu z temperatury 600°C: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 260, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 261; e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym w powiększeniu: ×3500x i ×10000 dla próbki 260



Rys. 7.79. Mikrostruktura stali X20Cr13 po schłodzeniu z temperatury 800°C: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 280, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 281; e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym w powiększeniu: ×3500x i ×10000 dla próbki 280

7.2.3. X6CrNiTi18-10

Zależności s*iła F-przemieszczenie s* oraz *energia W-przemieszczenie s* uzyskane w próbie udarności dla stali X6CrNiTi18-10 zostały przedstawione na rys. 7.80÷7.97 dla każdego rozważanego scenariusza nagrzewania i chłodzenia oraz temperatury badania symulującej warunki letnie i zimowe. Ze względu na taki sam charakter zniszczenia wszystkich próbek w danej serii, krzywe dla wszystkich przypadków są średnimi z 6 prób. Dla badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C, krzywe *F-s* oraz odpowiadające im *W-s* zostały przedstawione na rys. 7.80 w odniesieniu do stanu wyjściowego, a także na rys. 7.81÷7.84 dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru oraz na rys. 7.85÷7.88 dla próbek o przyjętym wydłużonym czasie nagrzewania ("długi" pożar). Największy stopień zmienności losowej kształtu krzywych był obserwowany w przypadku próbek wygrzewanych przez godzinę w temperaturze 600°C oraz w stanie wyjściowym.



Rys. 7.80. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla stanu wyjściowego stali X6CrNiTi18-10 (próbka oznaczona symbolem "3"): a) siła F-przemieszczenie s; b) energia W-przemieszczenie s oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.81. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 360: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.82. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 361: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.83. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 380: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.84. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 381: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii.



Rys. 7.85. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 360X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.86. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 361X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.87 Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 380X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.88. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 381X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii

We wszystkich rozważanych scenariuszach po-pożarowych i w stanie wyjściowym, wyróżnione zostały jedynie energia inicjacji stabilnego pęknięcia (kolor niebieski na wykresie kołowym) oraz jego propagacji (kolor czerwony). W próbkach poddanych próbie udarności po 1 godzinnym wygrzewaniu w maksymalnej temperaturze, procentowy udział energii inicjacji pęknięcia w całkowitej energii łamania zmniejszył się w porównaniu do stanu przed obróbką termiczną (z poziomu ~13% do 10-11%). Podobny efekt wystąpił dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru z maksymalną temperaturą wygrzewania 800°C. Natomiast zmiana poziomu temperatury na 600°C przy zachowaniu wydłużonego czasu wygrzewania (360X, 361X), wpłynęła na większy procentowy udział energii inicjacji w całkowitej energii łamania (15-16%).

Wyniki próby udarności przeprowadzonej w temperaturze -20°C, symulującej warunki zimowe zostały przedstawione na rys. 7.89 dla stanu wyjściowego oraz na rys. 7.90÷7.97 dla próbek poddanych obróbce termicznej. Największa wartość odchylenia standardowego będącego miarą zmienności losowej próbek w danej serii zaobserwowano w przypadku próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru z przyjętą maksymalną temperaturą nagrzewania 600°C (próbki 360 i 361). Zróżnicowanie w kształcie krzywych F-s w danej serii obserwowano również w stanie wyjściowym oraz dla próbek 360X. Obniżenie temperatury badania do poziomu -20° C nie wpłynęło na zmianę charakteru krzywej *F*-*s*, a tym samym na zmianę składowych całkowitej energii łamania. W stanie wyjściowym oraz po symulowanej ekspozycji pożarowej zidentyfikowana została jedynie energia inicjacji i propagacji stabilnego pęknięcia. Udział energii inicjacji stabilnego pęknięcia w całkowitej energii łamania w stanie wyjściowym został zmierzony na poziomie 14,5%. W próbkach poddanych ekspozycji na "krótki" pożar, wartość ta prawie się nie zmieniła (13.5% - 15.5%). Natomiast w próbkach poddanych długiemu, 10-godzinnemu wygrzewaniu, wzrósł procentowy udział energii inicjacji pęknięcia (17,5% – 18% w przypadku temperatury maksymalnej 800°C oraz 23,5% – 25,5% w przypadku 600°C).



Rys. 7.89. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla stanu wyjściowego stali X6CrNiTi18-10 (próbka oznaczona symbolem "3"): a) siła Fprzemieszczenie s; b) energia W-przemieszczenie s oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.90. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 360: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.91. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 361: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.92. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 380: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.93. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 381: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.94. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 360X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii


Rys. 7.95. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 361X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.96. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 380X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.97. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 381X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii

Uśrednione wykresy *F-s* uzyskane dla stali X6CrNiTi18-10 dla przypadku "krótkiego" pożaru zostały zestawione ze stanem wyjściowym z rozróżnieniem temperatury badania: 20° C (rys. 7.98) oraz - 20° C (rys. 7.99). Krzywe na obydwu rysunkach odpowiadają krzywym typu F zgodnie z [PN-EN ISO 14556:2015], przyporządkowanym do przełomów w pełni plastycznych, bez obszaru wzrostu niestabilnego pęknięcia. W rozważanych przypadkach bez względu na temperaturę badania, godzinna ekspozycja na temperaturę 600°C nie wpłynęła istotnie na zmianę przebiegu zależności *F-s* w odniesieniu do stanu wyjściowego. W przypadku badania w temperaturze pokojowej 20°C krzywe dla próbek 360 i 361 bardzo nieznacznie odbiegały od krzywej dla próby oznaczonej symbolem 3 (rys. 7.98), a w temperaturze - 20° C symulującej warunki zimowe krzywe dla prób 3, 360 i 361 praktycznie się pokrywały (rys. 7.99).



Rys. 7.98. Zależności siła F-przemieszczenie s uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego



Rys. 7.99. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego

Największe obniżenie udarności zaobserwowano dla próbek poddanych swobodnemu chłodzeniu na wolnym powietrzu z temperatury 800°C (próbka 380). Wzrost szybkości chłodzenia z tego poziomu temperatury wpłynął na mniejszą redukcję udarności, bez względu na temperaturę badania (próbka 381). Wyjaśnieniem zmian udarności obserwowanych w stali w temperaturze 800°C jest fakt, że znajduje się ona w górnej granicy wydzielania w stalach austenitycznych klasy 18/9 szkodliwej fazy σ . Szybkie chłodzenie powoduje zachowanie mikrostruktury stali w stanie z mniejszą zawartością tej fazy, co skutkuje mniejszą redukcją udarności. Natomiast powolne studzenie na wolnym powietrzu sprzyja wydzieleniu się fazy σ , ze względu na długotrwałe przechodzenie stali przez zakres jej powstawania.



Rys. 7.100. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego



Rys. 7.101. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego

Rezultaty próby udarności dla przypadku "długiego" pożaru zostały przedstawione na rys. 7.100 i rys. 7.101, odpowiednio dla temperatury badania 20°C i -20°C. Wszystkie krzywe również zostały sklasyfikowane jako krzywe typu F, a ich kształt korespondował z całkowicie plastycznym rodzajem przełomu. Po długotrwałym nagrzewaniu, największą redukcję udarności wykazały próbki nagrzewanie do temperatury 600°C i chłodzone powoli na wolnym powietrzu (360X), bez względu na temperaturę badania. W przypadku gwałtownego chłodzenia w mgle wodnej, redukcja udarności też jest wyraźna w stosunku do stanu wyjściowego, ale mniejsza niż przy swobodnym stygnięciu. W rozważanych scenariuszach, próbki nagrzewane do 800°C (380X i 381X) wykazywały bardzo podobny do siebie kształt krzywych F-s, niezależnie od symulowanych warunków badania. Wzajemne relacje pomiędzy zależnością siły od przemieszczenia w analizowanych przypadkach są takie same na rys. 7.100 i rys. 7.101.

Analiza porównawcza krzywych *F-s*, pod względem sposobu chłodzenia dla badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C została przedstawiona na rys. 7.102 (powolne stygnięcie na wolnym powietrzu) oraz na rys. 7.103 (szybkie chłodzenie wodą). W próbkach chłodzonych powoli, wszystkie rozważane scenariusze oprócz próby 360 wykazywały spadek udarności w stosunku do stanu wyjściowego. Wydłużenie czasu wygrzewania w przypadku temperatury 600°C spowodowało największą redukcję udarności obserwowaną dla krzywej 360X. Wyższa temperatura nagrzewania (800°C) w przypadku "krótkiego" pożaru wpłynęła na spadek udarności. Przeciwna zależność została zaobserwowana dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru, gdzie próbka 380X wykazywała wyraźnie większą udarność niż 360X.



Rys. 7.102. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych studzeniu w piecu w odniesieniu do stanu wyjściowego

Wzrost szybkości chłodzenia próbek nie wpłynął na wzajemne relacje krzywych *F-s* na rys. 7.103 w porównaniu do rys. 7.102. Szybkie chłodzenie wodą po godzinnym wygrzewaniu w temperaturze 600°C spowodowało nawet nieznaczny wzrost udarności w stosunku do stanu wyjściowego. W pozostałych przypadkach obserwowana jest redukcja udarności. Nawet krótkie wygrzewanie w temperaturze 800°C skutkuje trwałymi zmianami mikrostruktury pogarszającymi właściwości plastyczne, a wydłużony czas nagrzewania powoduje wzmocnienie tego efektu. W grupie rozważanej na rys. 7.103, również najmniejszą udarność wykazywała próbka poddana długiemu wygrzewaniu w temperaturze 600°C, a kształt krzywej 361X znacznie odbiegał od stanu wyjściowego.



Rys. 7.103. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych chłodzeniu w mgle wodnej w odniesieniu do stanu wyjściowego

Uśrednione krzywe *F*-*s* przedstawione na rys. 7.104 i rys. 7.105, odniesione do temperatury badania -20°C, prowadzą do analogicznych jak wyżej wniosków. Wartość udarności jest w tym przypadku ilościowo niższa, ale wpływ maksymalnej temperatury i czasu trwania wygrzewania na udarność nie zmienił się. Również nie zaobserwowano wyraźnych zmian spowodowanych rodzajem zastosowanego chłodzenia próbek. Można wnioskować, że niezależnie od sposobu chłodzenia i temperatury badania, krótkie wygrzewanie w temperaturze 600°C (próbki 360 i 361) nie wpłynęło na istotne różnice udarności w stosunku do wartości określonej w stanie wyjściowym. Natomiast długotrwałe wygrzewanie przez 10 godzin w tej temperaturze skutkuje bardzo znaczącą redukcją energii łamania (próbki 360X i 361X) i zbliżeniem kształtu krzywej *F-s* do typu E wg [PN-EN ISO 14556:2015] w przypadku badania w temperaturze -20°C. Podwyższenie maksymalnej temperatury wygrzewania do 800°C, wpływa na poprawę udarności w przypadku "długiego" pożaru, bez względu na sposób chłodzenia i temperaturę badania udarności (380X i 381X). Jednak efekt ten nie został wykryty podczas krótkiego wygrzewania, gdzie zaobserwowano spadek udarności dla próbek 380 i 381 w stosunku do 360 i 361.



Rys. 7.104. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych studzeniu w piecu w odniesieniu do stanu wyjściowego



Rys. 7.105. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych chłodzeniu w mgle wodnej w odniesieniu do stanu wyjściowego

Wartości z wykresów kołowych przedstawiających udziały poszczególnych składowych energii w całkowitej energii łamania zostały zestawione na rys. 7.106 (dla temperatury badania 20°C) oraz rys. 7.107 (dla temperatury -20°C). Wszystkie rozważane przypadki charakteryzowały się przełomem w pełni plastycznym z obserwowaną samohamownością zainicjowanego pęknięcia, zatem na wykresach kołowych wyróżniono energię inicjacji i propagacji jedynie stabilnego pęknięcia.

Wzajemne zależności pomiędzy wartością całkowitej energii łamania w poszczególnych przypadkach sa praktycznie takie same w obydwu rozważanych temperaturach badania. Jedyna różnica to fakt, że w przypadku badania w temperaturze pokojowej, największą energię łamania uzyskała próbka 361 (324,96J), nieznacznie większą niż próbka 360 (316,37J). Odwrotna zależność została zaobserwowana w przypadku badania w temperaturze -20°C, gdzie energia łamania dla 360 wynosiła 237,94J, a energia dla 361 była zaledwie o 1J mniejsza. W przypadku "krótkiego" pożaru największa redukcja energii łamania wystąpiła w próbce 380. Odnotowano spadek energii o około 19% w przypadku symulacji warunków letnich oraz o około 24% w symulacji warunków zimowych. Długi czas wygrzewania spowodował wyraźną redukcję udarności we wszystkich przypadkach, ale największy spadek energii łamania nastapił dla próbki 360X w odniesieniu do stanu wyjściowego (redukcja o ponad 57% w przypadku temperatury badania 20°C oraz o ponad 63% dla temperatury badania -20°C). Próbki poddane symulacji pożaru charakteryzowały się podobnymi wartościami energii inicjacji pękania dla danego scenariusza bez względu na temperaturę badania. Wyjątek stanowiły próbki 380X i 381X, w których obniżenie temperatury badania wpłynęło na wzrost energii potrzebnej do inicjacji pękania. Sposób chłodzenia nie miał wpływu na wartość energii inicjacji w przypadku próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru, wartości były bardzo podobne dla próbek 360 i 361, a także 380 i 381. W rozważanym przypadku "długiego" pożaru bez względu na maksymalną temperaturę nagrzewania i temperaturę badania zaobserwowany został wzrost energii inicjacji pękania w przypadku próbek gwałtownie chłodzonych wodą.



Rys. 7.106. Zestawienie części składowych energii łamania dla próby udarności przeprowadzonej w temperaturze 20°C



Rys. 7.107. Zestawienie części składowych energii łamania dla próby udarności przeprowadzonej w temperaturze -20°C

Analiza porównawcza wyników uzyskanych w próbie udarności pozwala stwierdzić bardzo istotny wpływ czasu trwania pożaru na udarność stali X6CrNiTi18-10. Na wykresach CTP dla tej stali, temperatura 600°C znajduje się w dolnej granicy początku jej wrażliwości na korozję międzykrystaliczną, a więc na wydzielanie się na granicach ziaren weglika Cr₂₃C₆ i zalążków szkodliwej międzymetalicznej fazy σ. Wydzielenia te mają wpływ na wzrost kruchości stali, a więc spadek udarności. Jednak krótkie wygrzewanie nie spowodowało ujawnienia się skutków dla wielkości pracy łamania niekorzystnych wydzieleń ze względu powstawania. Długotrwałe, termodynamikę ich 10-godzinne wytrzymywanie na w temperaturze 600°C pokazało wyraźny wpływ niekorzystnych zmian mikrostruktury stali na jej prace łamania, ale nie spowodowało kruchego zniszczenia. Wnioskuje się, że dominującym procesem było wydzielenie się weglików Cr₂₃C₆. Natomiast na wykresie CTP (rys. 6.3b), temperatura 800°C znajduje się w obszarze występowania procesów lokalnego wydzielenia węglików Cr₂₃C₆ oraz początku rozpuszczania ewentualnych wydzieleń kruchej fazy σ. W temperaturze 800°C procesy dyfuzyjne łatwiej się aktywizują niż w 600°C, a więc redukcja energii łamania nastąpiła już podczas krótkiego wygrzewania. Jednak wydłużony czas ekspozycji na temperaturę 800°C skutkował wyższymi wartościami energii łamania niż w przypadku temperatury 600°C ze względu na większą dynamikę procesu rozpuszczania się wydzieleń wtórnych w osnowie niż ich powstawanie. Pod względem pracy łamania i ewentualnej kruchości, zagrożeniem dla tej stali mogą być pożary wyjątkowo długotrwałe, z maksymalną temperaturą wygrzewania wyższą od 600°C.

Wartości LE przedstawione na rys. 7.108 wskazują na duże odkształcenie plastyczne próbek przy złamaniu. Ciekawą obserwacją jest wyraźnie większa wartość LE dla próbek badanych w temperaturze -20°C w odniesieniu do analogicznych badanych w temperaturze 20°C, za wyjątkiem 360X i 361X, gdzie nieznacznie większą wartość LE wykazały próbki badane w -20°C. Analogicznie jak w przypadku energii łamania, największy spadek wartości LE w przypadku krótkiego pożaru (rys. 7.108a) widoczny jest dla próbki 380, a w przypadku "długiego" pożaru dla próbki 360X (rys. 7.108b). Na ogół długi czas wygrzewania nie wpłynął istotnie na zmianę wartości rozszerzenia poprzecznego. Znaczącą różnicę obserwowano jedynie dla próbki 360X i 361X w porównaniu do 360 i 361, w przypadku badania mającego na celu symulację warunków zimowych. Zróżnicowaie sposobu chłodzenia próbek miało znaczenie w zmianie wartości parametru LE tylko w przypadku próbek poddanych długiemu wygrzewaniu w temperaturze 600°C. Powolne chłodzenie na wolnym powietrzu skutkowało mniejszą wartością rozszerzenia poprzecznego w porównaniu do próbek gwałtownie chłodzonych wodą.



Rys. 7.108. Średnie wartości LE w zależności od temperatury badania (kolor czerwony dla 20°C, kolor niebieski dla -20°C): a) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru;
b) dla próbek poddanych odziaływaniu "długiego" pożaru

Relacja pomiędzy całkowitą energią łamania zmierzoną w próbie udarności, a wartością LE została przedstawiona na rys. 7.109. Próbki poddane godzinnemu wygrzewaniu i badane w temperaturze pokojowej wykazują bardzo dobrą po-pożarową udarność (248,72J – 316,37J). Schłodzenie próbek do temperatury -20°C wpłynęło na wyraźne zmniejszenie energii łamania, ale ciągle te wartości są na odpowiednio wysokim poziomie (176,05J – 238,94J). Zaskakującą obserwacją na rys. 7.109a jest znaczący wzrost wartości rozszerzenia poprzecznego LE w przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze -20°C, pomimo mniejszej całkowitej energii łamania w odniesieniu do analogicznych próbek badanych w temperaturze pokojowej. Wygrzewanie w temperaturze 600°C spowodowało niewielki wzrost energii łamania z jednoczesnym wzrostem LE (360 i 361) niezależnie od temperatury badania, więc krótkotrwały epizod pożarowy kojarzony z tą temperaturą był korzystny dla tej stali. Wyższa temperatura nagrzewania (800°C) skutkowała zmniejszeniem energii łamania oraz LE w obydwu rozważanych przypadkach temperatury badania w porównaniu do próbek wygrzewanych w temperaturze 600°C oraz w stanie wyjściowym.



Rys. 7.109. Relacja całkowitej energii łamania i wartości LE w zależności od temperatury badania (kolor czerwony dla 20°C, kolor niebieski dla -20°C): a) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru; b) dla próbek poddanych odziaływaniu "długiego" pożaru

Na rys. 7.109b, analizując relację pomiędzy rozszerzeniem poprzecznym, a całkowitą energią łamania dla przypadku "długiego" pożaru można zauważyć, że w obydwu rozważanych temperaturach badania, najmniejszą wartość energii oraz LE obserwuje się dla próbki 360X. W przypadku badania w temperaturze pokojowej jest to 130,66J oraz 1,43mm, natomiast dla badania w obniżonej temperaturze energia łamania wynosiła jedynie 84,48J, a LE 1,39mm. Najwyższa wartość energii łamania niezależnie od temperatury badania była w przypadku

próbek w stanie wyjściowym. W temperaturze badania symulującej warunki zimowe, również w stanie wyjściowym obserwowano największą wartość LE (1,88mm). Natomiast w grupie próbek badanych w temperaturze pokojowej, symulującej warunki letnie, największą wartość LE obserwowano w próbce 361X (1,77mm), mimo dwa razy mniejszej energii łamania niż w stanie wyjściowym. Długotrwałe nagrzewanie w temperaturze 800°C wpłynęło na wyraźną redukcję udarności, ale nieznaczną zmianę rozszerzenia poprzecznego, bez względu na temperaturę badania. W tych przypadkach (380X i 381X), wartość LE była większa dla badania przeprowadzonego w temperaturze -20°C niż 20°C, mimo mniejszej energii łamania. Efekt nie był obserwowany dla próbek poddanych długiemu wygrzewaniu w maksymalnej temperaturze 600°C.

Uzyskane w próbie udarności dla stali X6CrNiTi18-10 przełomy zostały zestawione w tabelach poniżej (Tabela 7.14 \div 7.17) z pogrupowaniem ze względu na temperaturę badania i czas trwania wygrzewania. Przełomy próbek po obróbce termicznej symulującej pożar zostały zestawione z przełomem stanu wyjściowego w celach porównawczych. Wszystkie przełomy mają dominująca strefę stabilnego wzrostu pęknięcia, a pod karbem obserwowany jest obszar związany z inicjacją pęknięcia. Uzyskane przełomy są zgodne z krzywymi *F*-s oraz obserwowanymi na nich poszczególnymi fazami rozwoju pęknięcia. Rozwój pęknięcia przebiegał w sposób stabilny, a materiał wykazywał zdolność do samohamowania inicjowanych mikropęknięć.

Tabela 7.14. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "krótkiego" pożaru i temperatury badania 20°C podczas próby udarności



Przełomy obserwowane w Tabeli 7.14 oraz Tabeli 7.15 (odpowiednio dla przypadku "krótkiego" i "długiego" pożaru) dotyczą badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C. We wszystkich próbkach obserwowane są duże trwałe deformacje plastyczne. Wygląd przełomów dla próbek poddanych godzinnemu wygrzewaniu nie różni się istotnie od stanu wyjściowego. Jedyna różnica to widoczna w próbkach 361, 380 oraz 381 deformacja plastyczna

w obszarze tzw. warg ścinania mniejsza niż w stanie wyjściowym i dla próbki 360. Wydłużenie czasu wygrzewania wpłynęło na zmianę wyglądu przełomu. W próbkach poddanych obróbce termicznej, przedstawionych w Tabeli 7.15, wyraźnie zmniejszył się obszar deformacji pod karbem oraz deformacji w obszarze bocznych powierzchni. W przypadku próbek poddanych szybkiemu chłodzeniu wodą (361X i 381X), obszar próbki po przeciwnej stronie karbu uległ wyraźnej deformacji plastycznej, nawet większej niż w stanie wyjściowym. Natomiast swobodne chłodzenie próbek na wolnym powietrzu (360X i 380X) skutkowało odwrotnym efektem. W tym przypadku obserwowane rozszerzenie poprzeczne LE było mniejsze niż w stanie wyjściowym.

Tabela 7.15. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "długiego" pożaru i temperatury badania 20°C podczas próby udarności



Przełomy uzyskane w próbie udarności wykonanej dla próbek schłodzonych do -20°C zostały zestawione w Tabeli 7.16 ("krótki" pożar) i Tabeli 7.17 ("długi" pożar). Obniżenie temperatury badania wpłynęło na powstanie rozwarstwień pionowych w materiale, tzw. rozłupań. Pojedyncze pionowe rozwarstwienia są obserwowane w stanie wyjściowym oraz w próbce 381. W próbkach 360, 361, 380 powstała większa ilość pionowych rozłupań, ale o zdecydowanie krótszej długości. Pionowe rozwarstwienia powstałe w materiale mogą być powiązane ze zbliżeniem się charakteru przełomu do odpowiadającemu przejściu w stan kruchy na krzywej DBTT i wskazują na mniejszą odporność materiału na kumulujące się w nim naprężenia wywołane obciążeniem dynamicznym. Wszystkie próbki poddane godzinnemu wygrzewaniu w podwyższonej temperaturze charakteryzują się znacznymi odkształceniami plastycznymi, szczególnie w strefie bocznych powierzchni próbki (tzw. warg ścinania). Deformacja plastyczna obserwowana w postaci rozszerzenia poprzecznego próbki jest nawet większa dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru z maksymalną temperaturą nagrzewania 600°C, niż dla stanu wyjściowego. Obrazy przełomów są spójne z wynikami uzyskanymi w badaniu udarności.

Tabela 7.16. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "krótkiego" pożaru i temperatury badania -20°C podczas próby udarności



Tabela 7.17. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "długiego" pożaru i temperatury badania -20°C podczas próby udarności



Wydłużony czas nagrzewania w przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze ujemnej, symulującej warunki zimowe, nie wpłynął na ogólny charakter przełomu. Dominującym obszarem obserwowanym na przełomach zestawionych w Tabeli 7.17 była nadal strefa stabilnego wzrostu pęknięcia. W próbkach chłodzonych powoli na wolnym powietrzu (360X i 380X) zaobserwowano praktycznie zanik pionowych rozwarstwień. Natomiast szybkie chłodzenie w wodzie wpłynęło na mniejszą ilość rozłupań (361X, 381X). W przypadku próbek poddanych długiemu wygrzewaniu w temperaturze 600°C, obszary deformacji plastycznej na powierzchniach bocznych próbki były wyraźnie mniejsze niż w stanie wyjściowym i próbkach nagrzewanych do 800°C. Powolne studzenie na powietrzu z poziomu 600°C skutkowało prawie całkowitym zanikiem tego obszaru na przełomie próbki. Również w tym przypadku obserwowana deformacja plastyczna w strefie plastycznego dołamania była najmniejsza z grupy przedstawionej w Tabeli 7.17.

Jak można zaobserwować w Tabeli 7.18, dla próbek poddanych rozważanym scenariuszom nagrzewania i chłodzenia, wszystkie oszacowania parametru SFA_(n) potwierdzają w pełni plastyczny charakter przełomu. Udział przełomu ścinanego został określony na poziomie 100% dla wszystkich próbek.

	_	SFA	A ₍₁₎	SFA	A ₍₂₎	SFA	A ₍₃₎	SFA	A (4)	
Nr próbki	Temp. badania	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	SFA(5)
3	20	100%		100%		100%		100%		100%
5	-20	100%		100%		100%		100%		100%
360	20	100%		100%		100%		100%		100%
500	-20	100%		100%		100%		100%		100%
361	20	100%		100%		100%		100%		100%
501	-20	100%		100%		100%		100%		100%
380	20	100%		100%		100%		100%		100%
580	-20	100%		100%		100%		100%		100%
201	20	100%		100%		100%		100%		100%
561	-20	100%		100%		100%		100%		100%
360V	20	100%		100%		100%		100%		100%
300A	-20	100%		100%		100%		100%		100%
361V	20	100%		100%		100%		100%		100%
301X	-20	100%		100%		100%		100%		100%
380X	20	100%		100%		100%		100%		100%
30UA	-20	100%		100%		100%		100%		100%
291V	20	100%		100%		100%		100%		100%
3017	-20	100%		100%		100%		100%		100%

Tabela 7.18. War	tości parametrów SFA()	_{n)} wyznaczone na	podstawie [PN-E]	N ISO 14556, 2015]
oraz	orzełomów uzyskanych	n w badaniu udarr	ności wg [PN-EN]	ISO 148-1:2017-2]

Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym dla próbek wykonanych ze stali X6CrNiTi18-10 zostały przedstawione na rys. 7.110÷7.115. Czas wygrzewania, sposób chłodzenia oraz maksymalna temperatura nagrzewania nie wpłynęły na zmianę dominującego

przełomu plastycznego o charakterze dołeczkowym, obserwowanego w stanie wyjściowym (rys. 7.110 i rys. 7.113), niezależnie od temperatury badania udarności. Różnica w wyglądzie wgłebień, zwanych dołeczkami, obserwowana była w próbkach poddanych 10-godzinnemu wygrzewaniu w temperaturze 600°C, niezależnie od szybkości chłodzenia. Zaobserwowano wyraźnie podłużny charakter wgłębień powstałych na przełomie, w porównaniu do analogicznych próbek wytrzymywanych w 800°C lub poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru. W próbkach badanych w temperaturze -20°C, w obszarze występujących pionowych rozwarstwień widoczna jest strefa pękania międzykrystalicznego, obserwowana na rys. 7.113b w obszarze pod karbem próbki w stanie wyjściowym oraz na rys. 7.114c i rys. 7.115c. Długie wygrzewanie w temperaturze 800°C w przypadku próbek schłodzonych do temperatury symulującej warunki zimowe wpłynęło na powstanie gęstszych i drobniejszych dołeczków na przełomie, w porównaniu do pozostałych rozważanych scenariuszy po-pożarowych. Obszar pod karbem w przypadku próbek badanych w temperaturze pokojowej charakteryzował się wyglądem nieodbiegającym od obserwowanego w pozostałej części próbki, co dla stanu wyjściowego zobrazowano na rys. 7.110b. Obniżenie temperatury badania wpłynęło na zmianę wyglądu strefy bezpośrednio pod karbem. Dalej widoczny był przełom dołeczkowy, ale zmalał stopień rozwinięcia powierzchni dołeczków (rys. 7.113b).



Rys. 7.110. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla stanu wyjściowego (próbka oznaczona symbolem 3) i temperatury badania 20°C: a) obszar środkowy, b) obszar pod karbem





Rys. 7.111. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru oraz temperatury badania 20°C, odpowiednio: a) 360, b) 361, c) 380, d) 381



Rys. 7.112. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru oraz temperatury badania 20°C, odpowiednio: a) 360X, b) 361X, c) 380X, d) 381X



Rys. 7.113. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla stanu wyjściowego (próbka oznaczona symbolem 3) i temperatury badania -20°C: a) obszar środkowy, b) obszar pod karbem



Rys. 7.114. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru oraz temperatury badania -20°C, odpowiednio: a) 360, b) 361, c) 380, d) 381



Rys. 7.115. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru oraz temperatury badania -20°C, odpowiednio: a) 360X, b) 361X, c) 380X, d) 381X

Dla wystudzonych próbek po symulowanej ekspozycji pożarowej uzyskane w próbie statycznego rozciągania krzywe naprężenie - odkształcenie przedstawiono na rys. 7.116 (przypadek "krótkiego" pożaru) i rys. 7.117 (przypadek "długiego" pożaru). Analizując wyniki statycznej próby rozciągania można zauważyć, że trwałe zmiany zachodzące w strukturze stali okazały się nieistotne, zarówno pod względem ilościowym, jak i jakościowym. W przypadku godzinnego wygrzewania w temperaturze 600°C, nie ujawniono żadnych zmian w zależności σ -ε. Podczas symulacji "krótkiego" pożaru w maksymalnej temperaturze nagrzewania 800°C, szybkie chłodzenie nieznacznie zwiększyło odkształcenie końcowe próbki, natomiast powolne chłodzenie wpłynęło na spadek plastyczności. Gwałtowne chłodzenie wodą po stosunkowo krótkim nagrzewaniu w temperaturze 800°C (w której następuje wydzielanie się szkodliwych faz wtórnych) nie wpływa na pogorszenie właściwości plastycznych. Natomiast długie wygrzewanie w temperaturze 800°C nie ujawniło niezależnie od sposobu chłodzenia różnic w zależności naprężenie – odkształcenie. Kształt krzywej był bardzo zbliżony, a nieznacznie mniejszą plastyczność ujawniła próbka 380X w porównaniu do 381X. Redukcja ciągliwości po długim wygrzewaniu w podwyższonej temperaturze była już wyraźnie obserwowana na rys. 7.117. Wydłużony czas wytrzymywania w temperaturze nawet 600°C skutkował nasileniem się procesów wydzielania węglików i fazy σ. Wyższa temperatura nagrzewania wpłynęła na wzrost redukcji ciągliwości próbki w stosunku do temperatury niższej, ze względu na większą intensyfikację wydzielania się szkodliwych faz wtórnych. Analogiczny efekt został zaobserwowany po powolnym studzeniu na wolnym powietrzu próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru, gdzie efekt zmian zachodzących w strukturze ujawnił się już podczas temperatury ekspozycji wynoszącej 600°C. Wartość odkształcenia granicznego zmniejszyła się wyraźnie w przypadku próbki 360X w porównaniu do 361X.



Rys. 7.116. Zależność *naprężenie σ-odkształcenie ε* w statycznej próbie rozciągania w temperaturze pokojowej 20°C dla przypadku "krótkiego pożaru" dla stali X6CrNiTi18-10



Rys. 7.117. Zależność *naprężenie* σ -odkształcenie ε w statycznej próbie rozciągania w temperaturze pokojowej 20°C dla przypadku "długiego pożaru" dla stali X6CrNiTi18-10

Właściwości zmierzone w statycznej próbie rozciągania dla stali X6CrNiTi18-10 zostały przedstawione w Tabeli 7.19. Wartości wytrzymałości na rozciąganie oraz umownej granicy plastyczności przedstawione zostały w celu porównania w formie wykresów słupkowych na rys. 7.118. Potwierdzony został obserwowany na wykresach σ - ε praktycznie niezmienny poziom wytrzymałości na rozciąganie, bez względu na obróbkę termiczną i sposób chłodzenia próbek. Wahania wartości R_m mieściły się w zakresie ±2%.

Oznaczenie	<i>R</i> _{p0,2}	R_m	A_t	A_k	Ζ
próbki	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]
3	248	597	57,8	56,6	76,1
360	238	604	58,3	56,9	72,8
361	236	594	57,3	57,7	71,5
380	234	606	54,0	54,9	69,0
381	240	600	59,0	55,5	69,3
360X	255	601	52,6	55,3	70,2
361X	244	592	54,6	56,3	66,0
380X	232	596	51,6	53,8	76,7
381X	220	587	52,3	53,8	77,3

Tabela 7.19. Charakterystyczne właściwości zmierzone w statycznej próbie rozciągania dla próbek wykonanych ze stali X6CrNiTi18-10.



Rys. 7.118. Umowna granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie próbek wykonanych ze stali X6CrNiTi18-10

Stopień redukcji właściwości mechanicznych stali wyznaczonych w statycznej próbie rozciągania został zestawiony z zaleceniami literaturowymi wg [Maraveas, Fasoulakis, 2014] oraz [Molkens et al., 2021a] na rys. 7.119. Zalecenia opisane w pracy [Maraveas, Fasoulakis, 2014], oparte na wynikach eksperymentalnych dotyczących stali poddanych powolnemu chłodzeniu na powietrzu, nie przewidują zmian umownej granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie oraz modułu sprężystości liniowej, gdy temperatura nagrzewania nie przekroczyła 600°C. Natomiast po osiągnięciu tej temperatury, właściwości stali ulegają wyraźnej, drastycznej redukcji. W pracy [Molkens et al., 2021a] miarą stopnia redukcji właściwości mechanicznych w zależności od temperatury jest współczynnik retencji, opisany w rozdziale 3. W tym przypadku przewidziana została redukcja umownej granicy plastyczności, modułu sprężystości liniowej oraz odkształcenia granicznego już w znacznie niższych wartościach temperatury nagrzewania niż 600°C. Redukcja nie postępuje tak gwałtownie wraz ze wzrostem temperatury, jak to odnotowano w [Maraveas, Fasoulakis, 2014].

Uzyskane wyniki w badaniu w większości nie pokrywają się z zaleceniami literaturowymi opisanymi w [Maraveas, Fasoulakis, 2014], ale są zbliżone do oszacowań przedstawionych

w [Molkens et al., 2021a]. Odnotowana w badaniach redukcja umownej granicy plastyczności dla próbki 361, a także niewielki spadek wytrzymałości na rozciąganie próbek 361, 361X, 381X, znajdowały się nieznacznie poniżej krzywej stopnia redukcji tych właściwości wg [Molkens et al., 2021a]. Widoczne niedoszacowanie redukcji umownej granicy plastyczności nastąpiło dla próbki 381X, gdzie z kolei zalecenia [Maraveas, Fasoulakis, 2014] były po stronie bezpiecznej (rys. 7.120a). Stopień redukcji modułu sprężystości liniowej zgodny z wynikami badań, został przedstawiony przez autorów pracy [Molkens et al., 2021a]. W drugiej rozważanej pracy, nie została przewidziana redukcja modułu Younga w przypadku krótkiego wygrzewania w temperaturze 600°C, natomiast pozostałe oszacowania modułu sprężystości liniowej też były po stronie bezpiecznej w stosunku do badań eksperymentalnych. Obserwowane na rys. 7.120d zalecenia odnośnie redukcji odkształcenia granicznego w pracy [Molkens et al., 2021a] były w większości zgodnie z danymi uzyskanymi z badań. Nieznaczne niedoszacowanie pojawiło się dla próbek 360X, 380X, 381X.





Rys. 7.119. Wyniki badań statycznej próby rozciągania dla stali X6CrNiTi18-10 w zestawieniu z rekomendowaną redukcją właściwości mechanicznych wg [Maraveas, Fasoulakis, 2014] i [Molkens et al., 2021a] dotyczące kolejno: a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) modułu sprężystości liniowej, d) odkształcenia granicznego

Zmianę twardości stali X6CrNiTi-18-10 zmierzoną sposobem Vickersa po symulowanej ekspozycji pożarowej zestawiono w Tabeli 7.20 oraz na rys. 7.120. W przypadku próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru zaobserwowano obniżenie twardości po szybkim chłodzeniu woda w stosunku do analogicznych próbek poddanych swobodnemu stygnięciu na powietrzu. Natomiast "długi" pożar wykazał całkiem odwrotną zależność twardości stali od szybkości chłodzenia. Bez względu na czas wygrzewania, wyższa temperatura maksymalna podczas nagrzewania skutkowała wzrostem twardości. W próbkach szybko schłodzonych po symulowanej godzinnej ekspozycji na pożar (361, 381) obserwowany jest spadek twardości o około 9%-11% w odniesieniu do stanu wyjściowego. Godzinne wytrzymywanie w temperaturze 600°C i powolne chłodzenie próbki nie wpłynęło na zmianę twardości. Podwyższenie temperatury maksymalnego nagrzewania do 800°C skutkowało wzrostem twardości o ~6%. Wydłużenie czasu wygrzewania do 10 godzin wpłynęło na wzrost twardości we wszystkich rozważanych scenariuszach. Powolne chłodzenie próbek (360X, 380X) skutkowało wzrostem twardości o 7%-10% w stosunku do stanu wyjściowego. Natomiast wzrost szybkości chłodzenia po ekspozycji na "długi" pożar, wpłynął na odnotowanie twardości o 12%-15% większej niż dla próbki bez obróbki termicznej. Największą twardość wykazywała próbka 381X.

Nr próbki	Średnia wartość	Odchylenie
INI PIODKI	HV10	standardowe σ_{n-1}
3	152,6	1,1
360	153,0	2,8
361	136,2	2,5
380	162,4	8,5
381	139,2	2,1
360X	163,2	3,2
361X	170,6	4,3
380X	167,9	2,2
381X	175,5	3,3

Tabela 7.20. Wyniki twardości HV10 dla stali X6CrNiTi18-10



Rys. 7.120. Średnia wartość twardości HV10 wyznaczona dla próbek wykonanych ze stali X6CrNiTi18-10

Obserwowana na zgładach metalograficznych mikrostruktura stali X6CrNiTi18-10 została przedstawiona na rys. 7.121 dla stanu bez obróbki termicznej oraz na rys. 7.123 \div 7.126 dla próbek po symulowanej ekspozycji pożarowej. W stanie dostawy stal charakteryzowała się strukturą austenityczną z niewielką ilością pasmowo ułożonego ferrytu δ (rys. 7.121a-b). Wydzielony z cieczy ferryt δ , bogaty w pierwiastki ferrytotwórcze zapewnia dwufazową strukturę stali. Podczas chłodzenia stali, obniżenie temperatury wpływa na wejście w obszar współistnienia austenitu i ferrytu δ , a na skutek przemiany ferrytu w austenit rośnie udział objętościowy austenitu, zgodnie z rys. 6.3a. Spadek temperatury skutkuje również zmniejszeniem współczynnika dyfuzji niklu i chromu, co utrudnia ruchliwość ich atomów, a tym samym doprowadzenie stopu do stanu równowagi. Stąd wynika stwierdzony udział pewnej ilości ferrytu δ w wystudzonych do temperatury pokojowej próbkach.

W stanie wyjściowym w mikrostrukturze stali obserwowane są pasmowo ułożone pierwotne wydzielenia węglikoazotków tytanu (rys. 7.121). Skład chemiczny zidentyfikowanych wydzieleń został potwierdzony w Tabeli 22 i na rys. 7.122. Wydzielenia obserwowane w stanie wyjściowym, przedstawione na rys. 7.121c-d zostały przeanalizowane pod kątem składu chemicznego i zaprezentowane w Tabeli 7.21.





Rys. 7.121. Mikrostruktura stali X6CrNiTi18-10 w stanie wyjściowym przed obróbką termiczną: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym

Pierwiastek	Zawartość	1	2
Ea	% mas.	62,52	17,19
ге	% at.	60,23	15,52
C.	% mas.	20,76	7,00
CI	% at.	21,48	6,79
Ti	% mas.	5,18	63,93
11	% at.	5,82	67,33
NG	% mas.	4,88	2,57
INI	% at.	4,48	2,20
Mn	% mas.	2,43	1,08
IVIII	% at.	2,38	0,99
Mo	% mas.	1,91	6,05
INIO	% at.	1,07	3,18
A 1	% mas.	1,21	1,08
AI	% at.	2,40	2,01
C;	% mas.	1,11	1,10
31	% at.	2,14	1,97

Tabela 7.21. Skład chemiczny wydzieleń z rys. 7.121 c-d



Rys. 7.122. Wtrącenia węglikoazotków tytanu obserwowane na mikroskopie skaningowym

Pierwiastek	Zawartość	1
Ti	% mas.	100
	% at.	100

Tabela 7.22. Skład chemiczny wydzielenia z rys. 7.122

W przypadku "krótkiego" pożaru, symulowana obróbka termiczna, bez względu na maksymalną temperaturę nagrzewania oraz przyjęty sposób chłodzenia, nie wpłynęła na zmianę udziału objętościowego węglikoazotku tytanu w odniesieniu do stanu wyjściowego (Tabela 7.23). Ma to związek z temperaturą solvus TiC, która wynosi 1250°C [Tasak, 2008].

Próbka	Udział objętościowy węglików
3	1,12%
360	1,18%
361	1,16%
380	1,13%
381	1,14%
360X	Brak danych
361X	Brak danych
380X	Brak danych
381X	Brak danych

Tabela 7.23. Udział objętościowy węglików

Obróbka termiczna polegająca na symulowanej ekspozycji pożarowej z założeniem wytrzymywania w maksymalnej temperaturze nagrzewania 600°C oraz 800°C, nie wpłynęła istotnie na mikrostrukturę stali (rys. 7.123÷7.124). Podwyższona temperatura wpłynęła jednak na rozpoczęcie procesu wydzielania się z osnowy węglikoazotków M(C,N) [Ghazani Shaban, Eghbali, 2018], ale ich wielkość jest na tyle mała, że nie zostały ujawnione ze względu na zdolność rozdzielczą mikroskopu. W próbkach nagrzewanych do temperatury 800°C, już podczas "krótkiego" pożaru zostało rozpoczęte wydzielanie się węglików $M_{23}C_6$ i M_7C_3 , jednak również ich wielkość nie pozwoliła na ich identyfikację. Szybkie chłodzenie po godzinnym wygrzewaniu w temperaturze 800°C wpłynęło na zanik pasm ferrytu δ w stosunku do obserwacji analogicznych próbek poddanych swobodnemu chłodzeniu na wolnym powietrzu.





Rys. 7.123. Mikrostruktura stali X6CrNiTi18-10 po schłodzeniu z temperatury 600°C w przypadku "krótkiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 360, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 361



Rys. 7.124. Mikrostruktura stali X6CrNiTi18-10 po schłodzeniu z temperatury 800°C w przypadku "krótkiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 380, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 381



Rys. 7.125. Mikrostruktura stali X6CrNiTi18-10 po schłodzeniu z temperatury 600°C w przypadku "długiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 360X, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 361X; e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym w powiększeniu: ×5000 odpowiednio dla próbki 360X i 361X



Rys. 7.126. Mikrostruktura stali X6CrNiTi18-10 po schłodzeniu z temperatury 800°C w przypadku "długiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 380X, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 381X;
e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym w powiększeniu: ×5000 odpowiednio dla próbki 380X i 381X

Rozważane przypadki obróbki termicznej symulującej ekspozycję pożarową wraz z przyjętymi dwoma sposobami chłodzenia próbek, nie wpłynęły wyraźnie na takie trwałe zmiany mikrostruktury, których konsekwencją byłoby zagrożenie kruchym pękaniem. Długi czas wygrzewania sprzyjał rozerwaniu pasm ferrytu δ na mniejsze fragmenty, a także intensyfikacji procesu wydzielenia się szkodliwych faz wtórnych (rys. 7.125÷7.126), ale nie spowodował zmiany charakteru zniszczenia, zachowując jego plastyczne cechy.

7.2.4. X2CrNiMoN22-5-3

Rezultaty uzyskane w próbie udarności w postaci uśrednionych zależności s*ila F*przemieszczenie s oraz energia W-przemieszczenie s dla stali X2CrNiMoN22-5-3 zostały przedstawione na rys. 7.127 \div 7.144. W każdym rozważanym scenariuszu nagrzewania i chłodzenia, próbki w ramach jednej serii wykazywały ten sam charakter zniszczenia. Zatem krzywe przedstawione na rysunkach poniżej są średnimi z wykonanych 6 prób. Wyniki badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C zostały przedstawione na rys. 7.127 dla stanu wyjściowego oraz na rys. 7.128 \div 7.131 dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru, a także na rys. 7.132 \div 7.135 dla próbek poddanych 10-godzinnemu wygrzewaniu ("długi" pożar). Największą zmiennością kształtu krzywych *F*-s w grupie próbek badanych w temperaturze symulującej warunki letnie charakteryzowały się próbki oznaczone symbolem 481 oraz 461X.



Rys. 7.127. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla stanu wyjściowego stali X2CrNiMoN22-5-3 (próbka oznaczona symbolem "4"): a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii

Oddziaływanie "krótkiego" pożaru dla próbek badanych w temperaturze symulującej warunki letnie (20°C), nie wpłyneło na zmiane charakteru krzywej F-s. Charakter pekania był całkowicie plastyczny, a wyróżnione składowe energii na wykresie kołowym to energia inicjacji stabilnego pęknięcia oraz jego propagacji. Godzinne wygrzewanie w temperaturze 800°C skutkowało bardzo wyraźnym spadkiem energii łamania, jednak z zachowaniem plastycznego charakteru pekania. Również próbki poddane oddziaływaniu "długiego" pożaru z maksymalną temperaturą wygrzewania 600°C mimo wyraźnego spadku udarności zachowały plastyczny charakter pęknięcia. Natomiast wzrost temperatury wygrzewania do poziomu 800°C w scenariuszu "długiego" pożaru (rys. 7.134 i 7.135) wpłynął na zmianę charakteru pękania na kruchy. W próbkach 480X i 481X wyróżniono jedynie energie inicjacji i propagacji niestabilnego pekniecia. Całkowita energia łamania dla tych próbek była bliska 0J. W próbkach o plastycznym charakterze pękania udział energii inicjacji stabilnego pęknięcia w całkowitej energii łamania w stosunku do stanu wyjściowego zmniejszył się jedynie w przypadku próbki 460 (z poziomu ~9% do ~4%). W pozostałych przypadkach widoczny był wzrost udziału energii inicjacji stabilnego pekniecia o 2%-3% oraz nawet wzrost do poziomu 21% w przypadku próbki 461X.



Rys. 7.128. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 460: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.129. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 461: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.130. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 480: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.131. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 481: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.132. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 460X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.133. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 461X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.134. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 480X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.135. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 481X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii

Rezultaty próby udarności wykonanej w temperaturze -20° C zostały przedstawione na rys. 7. 136 dla stanu wyjściowego oraz na rys. 7.137÷7.144 dla próbek poddanych obróbce termicznej. Największe zróżnicowanie w kształcie krzywych *F-s* w danej serii (największa wartość odchylenia standardowego) zostało zaobserwowane dla próbek w stanie wyjściowym oraz poddanych długiemu wygrzewaniu w temperaturze 600°C (460X i 461X). Analogicznie jak w przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C, kształt krzywej *F-s* świadczył o całkowicie plastycznym charakterze pękania we wszystkich analizowanych scenariuszach oprócz długiego wygrzewania w temperaturze 800°C. Próbki 480X i 481X wykazywały kruchy charakter pękania. Obniżona temperaturze 800°C. Próbki 480X i 481X wykonanego na tych samych próbkach, ale w temperaturze 20°C. W grupie próbek o plastycznym charakterze pękania, udział energii inicjacji stabilnego pęknięcia w całkowitej energii łamania zauważalnie zmienił się w stosunku do stanu wyjściowego jedynie dla próbek poddanych swobodnemu chłodzeniu na powietrzu. Dla próbki 460 zaobserwowano spadek udziału energii inicjacji z poziomu 11% do 7,5%. Natomiast dla próbki 480 i 460X energia inicjacji stabilnego pęknięcia stanowiła odpowiednio 18% i 14,5% całkowitej energii łamania.



Rys. 7.136. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla stanu wyjściowego stali X2CrNiMoN22-5-3 (próbka "4"): a) siła F-przemieszczenie s;
b) energia W-przemieszczenie s oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.137. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 460: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.138. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 461: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.139. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 480: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.140. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 481: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.141. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 460X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.142. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 461X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.143. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 480X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.144. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 481X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii

Porównanie uśrednionych wykresów *F-s* uzyskanych z próby udarności dla przypadku "krótkiego" pożaru zostało przedstawione na rys. 7.145 i rys. 7.146 odpowiednio dla temperatury badania 20°C i -20°C. Wszystkie krzywe na tych rysunkach mogą zostać zakwalifikowane jako krzywe typu F (przełom całkowicie plastyczny) zgodnie z [PN-EN ISO 14556:2015], pomimo wyraźnych różnic w wartości energii łamania. Wzajemne relacje pomiędzy krzywymi dla poszczególnych scenariuszy pożarowych są podobne w obydwu rozważanych temperaturach badania.



Rys. 7.145. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego



Rys. 7.146. Zależności *sila F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego

Dla stali X2CrNiMoN22-5-3 obserwowany był istotny wpływ maksymalnej temperatury nagrzewania stali. Kształt krzywej F-s dla próbki poddanej godzinnemu wygrzewaniu w 600°C, a następnie gwałtownie chłodzonej wodą (461) jest bardzo zbliżony do stanu wyjściowego, bez względu na temperaturę badania. W końcowej fazie próby udarności na tych wykresach widoczny jest obszar związany z niecałkowitym przełamaniem próbki. Próbki poddane powolnemu chłodzeniu z temperatury 600°C wykazywały wyraźnie mniejszą udarność ze względu na stosunkowo długie przechodzenie przez zakres kruchości 475°C,

co skutkowało wydzieleniem się niekorzystnych faz wtórnych oraz spinodalnym rozpadem ferrytu δ na ferryt bogaty w chrom i ferryt zubożony w chrom. Większa temperatura nagrzewania (800°C) wpłynęła na znaczne obniżenie udarności spowodowane wydzielaniem się licznych węglików, azotków i faz międzymetalicznych z przesyconego ferrytu i austenitu. Próbki poddane swobodnemu stygnięciu na powietrzu po wcześniejszym wygrzewaniu w temperaturze 800°C wykazywały mniejszą energię łamania w stosunku do analogicznych chłodzonych wodą. Konsekwencją tego jest pojawienie się przemian związanych z zakresem kruchości 475°C oraz dodatkowych faz międzymetalicznych.



Rys. 7.147. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego



Rys. 7.148. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego

Wydłużony czas wygrzewania (10 godzin) w temperaturze 600°C wpłynął na wyraźną redukcję udarności w odniesieniu do stanu wyjściowego (rys. 7.147 i rys. 7.148). Stal nagrzana do takiego poziomu temperatury lokuje się w obszarze na krzywej CTP związanym z występowaniem częściowo kruchości 475°C oraz częściowo kruchości 800°C (próbki oznaczone symbolem 460X i 461X). Powolne chłodzenie na powietrzu bez względu na temperaturę badania skutkowało mniejszą pracą łamania w odniesieniu do próbek
gwałtownie chłodzonych wodą. Podobnie jak w przypadku "krótkiego" pożaru, jest to konsekwencją dłuższego czasu ekspozycji stali na temperaturę z zakresu kruchości 475°C. W scenariuszu "długiego" pożaru, podwyższenie maksymalnej temperatury nagrzewania do poziomu 800°C, skutkowało energią łamania bliską 0J bez względu na temperaturę badania. Próbki 480X i 481X charakteryzowały się całkowicie kruchym przełomem, a kształt krzywej F-s został zakwalifikowany jako typ A wg [PN-EN ISO 14556:2015].

Na rys. 7.149 oraz rys. 7.150 zostało wykonane zestawienie uśrednionych krzywych *F-s* ze względu na sposób chłodzenia dla badania udarności przeprowadzonego w temperaturze 20°C, symulującej warunki letnie. Powolne studzenie na powietrzu we wszystkich rozważanych scenariuszach nagrzewania i chłodzenia, skutkowało obniżeniem udarności w odniesieniu do stanu wyjściowego bez obróbki termicznej symulującej ekspozycję pożarową. Wyższa temperaturze (480, 480X), wpłynęła na bardzo wyraźną redukcję udarności w odniesieniu do próbek 460 i 460X. Kształt krzywej *F-s* dla próbki 460X, był zbliżony w stronę typu E związanemu z przełomem mieszanym [PN-EN ISO 14556:2015]. Czas trwania wygrzewania symulującego czas ekspozycji pożarowej, również miał istotne znaczenie na wartość pracy łamania. Próbki poddane oddziaływaniu "długiego" pożaru charakteryzowały się wyraźnie mniejszą udarnością w odniesieniu do analogicznych poddanych działaniu "krótkiego" pożaru.



Rys. 7.149. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych studzeniu na wolnym powietrzu w odniesieniu do stanu wyjściowego

Wzajemne relacje pomiędzy poszczególnymi scenariuszami pożarowymi pod względem czasu trwania oraz temperatury wygrzewania (rys. 7.150) nie zmieniły się w przypadku zwiększenia szybkości chłodzenia (gwałtowne chłodzenie wodą). Wzrost maksymalnej temperatury nagrzewania (z 600°C do poziomu 800°C), tak samo jak wydłużony czas nagrzewania (z 1 godziny do 10 godzin) skutkował większą redukcją udarności. Próbki poddane godzinnemu wygrzewaniu w temperaturze 600°C, a następnie gwałtownie chłodzone wodą (461) wykazywały nieznacznie większą pracę łamania niż próbki bez obróbki termicznej symulującej ekspozycję pożarową. Kształt krzywej F-s dla tych próbek był bardzo zbliżony do stanu wyjściowego. W pozostałych rozważanych scenariuszach pożarowych redukcja udarności była bardzo wyraźna, a nawet w przypadku próbki 481X obserwowano niemalże całkowitą utratę udarności.



Rys. 7.150. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych chłodzeniu w mgle wodnej w odniesieniu do stanu wyjściowego

Zestawienie krzywych F-s ze względu na sposób chłodzenia odniesione do badania przeprowadzonego w temperaturze -20°C zostało wykonane na rys. 7.151 (swobodne chłodzenie na wolnym powietrzu) i rys. 7.152 (gwałtowne chłodzenie wodą). Analiza tych zależności prowadzi do analogicznych wniosków jak w przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C. Wartość udarności jest ilościowo niższa, ale kształt krzywych oraz wpływ temperatury oraz czasu trwania wygrzewania pozostał bez zmian. Szybkie chłodzenie wodą skutkowało mniejszą redukcją udarności niż powolne stygnięcie na wolnym powietrzu. Próbki 480 i 460X charakteryzowały się zbliżeniem kształtu krzywej F-s do typu E wg [PN-EN ISO 14556:2015] w przypadku temperatury badania -20°C. Bez względu na temperaturę badania i sposób chłodzenia, długotrwałe wytrzymywanie w temperaturze 800°C skutkowało niemalże całkowita utratą udarności i rozwojem jedynie niestabilnego pęknięcia.



Rys. 7.151. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych studzeniu na wolnym powietrzu w odniesieniu do stanu wyjściowego



Rys. 7.152. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych chłodzeniu w mgle wodnej w odniesieniu do stanu wyjściowego

Na rys. 7.153 oraz rys. 7.154 zostały zestawione wartości poszczególnych składowych energii łamania odpowiednio dla temperatury badania 20°C i -20°C. Próbki wykonane ze stali X2CrMoN22-5-3 w stanie wyjściowym oraz poddane obróbce termicznej symulującej oddziaływanie "krótkiego" pożaru charakteryzowały się przełomem w pełni plastycznym, z wyróżnioną energią inicjacji i propagacji stabilnego pęknięcia. Wpływ maksymalnej temperatury nagrzewania na charakter powstałego pęknięcia uwidocznił się podczas długiego wygrzewania. Bez względu na sposób chłodzenia, dla próbek wytrzymywanych przez 10 godzin w temperaturze 800°C energia łamania była prawie równa 0J, a wyróżnione składowe to pomijalnie małe energie inicjacji i propagacji niestabilnego pęknięcia.

Obniżenie temperatury badania praktycznie nie wpłynęło na zmianę wzajemnych relacji pomiędzy wartością całkowitej energii łamania w poszczególnych przypadkach scenariuszy pożarowych. Jedyną różnicą jest fakt, że w przypadku badania w temperaturze 20°C, wartość całkowitej energii łamania dla próbki 461 (239,72J) była nieznacznie większa niż w stanie wyjściowym (229,68J). Natomiast odwrotna zależność wystąpiła w przypadku badania w temperaturze -20°C, gdzie po godzinnym wygrzewaniu w temperaturze 600°C oraz gwałtownym chłodzeniu wodą ujawnił się niewielki spadek udarności z wartości 267,92J (stan wyjściowy) do wartości 250,79J (próbka 461). Obniżenie temperatury badania w większości przypadków wpłynęło na mniejszą ilościowo wartość całkowitej energii łamania. Wyjątkiem były próbki 4 w stanie bez obróbki termicznej oraz próbka 461, gdzie większe wartości całkowitej energii łamania obserwowano w przypadku badania w temperaturze symulującej warunki zimowe. W przypadku "krótkiego" pożaru już scenariusz powolnego chłodzenia z poziomu temperatury 600°C wpłynął na bardzo wyraźną redukcję udarności. Dla próbki 460 odnotowano spadek całkowitej energii łamania o 45% w przypadku symulacji warunków letnich oraz o 66% w przypadku symulacji warunków zimowych w odniesieniu do stanu wyjściowego. Godzinne wygrzewanie w temperaturze 800°C skutkowało ponad 90% redukcją całkowitej energii łamania, za wyjątkiem próbki 481 badanej w temperaturze 20°C, gdzie ten spadek wynosił 84%. Wydłużenie czasu wygrzewania do 10 godzin wpłyneło na intensyfikację zjawisk, których konsekwencją był dalszy spadek udarności. Całkowita energia łamania dla próbki 461X badanej w temperaturze 20°C była o 63% mniejsza niż w stanie wyjściowym. Natomiast w pozostałych przypadkach wygrzewania w temperaturze 600°C, spadek udarności przekraczał 83%. Wartości energii inicjacji stabilnego pęknięcia dla danego scenariusza pożarowego były zbliżone dla obydwu rozważanych wartości temperatury badania podczas próby udarności. Wyjątek stanowiła próbka 461X, dla której obniżenie temperatury badania wpłynęło na wyraźny spadek energii potrzebnej do inicjacji stabilnego pęknięcia. W przypadku "krótkiego" pożaru, próbki nagrzewane do temperatury 600°C i poddane gwałtownemu chłodzeniu wodą wykazywały znacznie większą energię inicjacji pękania w odniesieniu do próbek powoli studzonych na wolnym powietrzu. Efekt ten był również obserwowany dla wydłużonego czasu wygrzewania, ale tylko dla badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C. W pozostałych scenariuszach pożarowych, sposób chłodzenia nie miał istotnego wpływu na wartość energii potrzebnej do inicjacji pękania.



Rys. 7.153. Zestawienie części składowych energii łamania dla próby udarności przeprowadzonej w temperaturze 20°C



Rys. 7.154. Zestawienie części składowych energii łamania dla próby udarności przeprowadzonej w temperaturze -20°C

Na rys. 7.155 zostały przedstawione wartości rozszerzenia poprzecznego zmierzone na przełomach uzyskanych w próbie udarności. We wszystkich przypadkach wartości LE dla próbek badanych w temperaturze -20°C były mniejsze w odniesieniu do analogicznych badanych w temperaturze 20°C. Podobnie jak dla całkowitej energii łamania, próbki 480X i 481X bez względu na temperaturę badania wykazały pomijalnie małą, bliską 0 mm wartość LE (rys. 7.155b). Powolne studzenie na wolnym powietrzu skutkowało mniejszą wartości ą rozszerzenia poprzecznego w porównianiu do próbek gwałtownie chłodzonych wodą. Również większa temperatura nagrzewania 800°C wpłynęła na spadek wartości LE w porównaniu do wartości zmierzonej dla analogicznych próbek wygrzewanych w 600°C. Dla próbek poddanych obróbce termicznej symulującej ekspozycję pożarową wartość rozszerzenia poprzecznego była na ogół mniejsza niż zmierzona dla stanu wyjściowego. Wyjątkiem była próbka 461, dla której obserwowano w obydwu rozważanych temperaturach badania nieznacznie większą wartość LE niż w stanie bez obróbki termicznej.



Rys. 7.155. Średnie wartości LE w zależności od temperatury badania (kolor czerwony dla 20°C, kolor niebieski dla -20°C): a) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru;
b) dla próbek poddanych odziaływaniu "długiego" pożaru

Zestawienie wartości LE oraz całkowitej energii łamania zmierzonej w próbie udarności zostało przedstawione na rys. 7.156. W przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C, wraz ze wzrostem energii łamania obserwowany jest wzrost wartości LE bez względu na czas wygrzewania w temperaturze maksymalnej. Natomiast w sytuacji, gdy badanie wykonano w temperaturze symulującej warunki zimowe, w stanie wyjściowym odnotowano największą wartość całkowitej energii łamania (267,92J), ale zmierzona wartość LE (2,10mm) nie była największa w tej grupie. Bowiem największe rozszerzenie poprzeczne zmierzone zostało dla próbki 461 (2,23mm), mimo iż energia łamania (250,79J) była nieco mniejsza

niż w stanie bez obróbki termicznej. Bardzo dobrą po-pożarową udarność wykazywały jedynie próbki w stanie poczatkowym oraz po godzinnym wygrzewaniu w temperaturze 600°C i szybkim chłodzeniu woda (461) bez wzgledu na temperature badania. Analizujac relacje wartości LE i energii łamania na rys. 7.156a, można wnioskować, że dla próbek 460, 480 i 481 obniżenie temperatury badania wpłyneło na redukcję energii łamania oraz wartości LE. Ten sam efekt widoczny jest także dla próbek poddanych długiemu wygrzewaniu w temperaturze 600°C (rys. 7.156b). Sposób chłodzenia miał istotny wpływ na wartość LE i całkowitą energię łamania we wszystkich rozważanych przypadkach oprócz długotrwałego wygrzewania w temperaturze 800°C, gdzie LE oraz energia łamania były zbliżone do zera. Szybkie chłodzenie wodą skutkowało wyższą udarnością oraz wartością LE w odniesieniu do próbek poddanych swobodnemu stygnięciu na powietrzu. Porównując wyniki uzyskane dla próbek po symulowanej ekspozycji pożarowej, bez względu na czas wygrzewania, największą wartość LE oraz energii łamania obserwowano dla próbki gwałtownie chłodzonej wodą z poziomu temperatury 600°C (461, 461X). W przypadku "krótkiego" pożaru rezultaty dla badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C wynosiły 2,52mm i 239,72J, a w przypadku badania w temperaturze -20°C: 2,23mm oraz 250,79J. Dla wydłużonego czasu wygrzewania (461X) redukcja była wyraźna. W przypadku badania w temperaturze symulującej warunki letnie rezultatem próby udarności była energia łamania równa 85,56J oraz wartość LE 0,92mm. Natomiast dla badania przeprowadzonego w temperaturze symulującej warunki zimowe było to odpowiednio 45,84J oraz 0,79mm.



Rys. 7.156. Relacja całkowitej energii łamania i wartości LE w zależności od temperatury badania (kolor czerwony dla 20°C, kolor niebieski dla -20°C): a) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru; b) dla próbek poddanych odziaływaniu "długiego" pożaru

Reprezentatywne przełomy uzyskane z próby udarności dla każdego rozważanego scenariusza pożarowego zostały zestawione w Tabelach 7.24÷7.27 z podziałem na temperaturę badania oraz czas wygrzewania w maksymalnej temperaturze. W celach porównawczych, każde zestawienie zawiera przełom próbki w stanie wyjściowym. W Tabeli 7.24 zdjęcia przełomów odniesione są do pożaru "krótkiego" i temperatury badania 20°C. Można zauważyć, że wszystkie te przełomy bez względu na temperaturę badania i sposób chłodzenia mają charakter plastyczny, o czym świadczą deformacje kształtu. Jednak obrazy poszczególnych przełomów są bardzo zróżnicowane. Najbardziej zbliżony do stanu wyjściowego jest przełom próbki obserwowany po szybkim chłodzeniu wodą z temperatury 600°C, co potwierdza także podobny kształt krzywych F-s. Rozwarstwienia poprzeczne obserwowane w stanie wyjściowym oraz w próbce 461 są związane z niepełnym złamaniem próbki wskutek przyłożenia siły, co wymusiło przepychanie próbek przez przypory młota udarnościowego. Na krzywych F-s odpowiadającym tym próbom również w końcowej fazie łamania widoczny był obszar poziomego plateau związany z tym zjawiskiem. Powolne stygnięcie z poziomu 600°C (460) skutkowało wyraźnie mniejszym odkształceniem plastycznym próbki, co potwierdza zmierzona wartość LE. Spadek udarności odnotowany przy wygrzewaniu próbki w temperaturze 800°C ma odzwierciedlenie w wyglądzie przełomów próbek 480 i 481. Obszar warg ścinania oraz plastycznego dołamania próbki jest bardzo ograniczony w przypadku tych próbek, w odniesieniu do stanu wyjściowego. Szybkie chłodzenie wodą również w tym przypadku skutkowało przełomem o większych cechach plastycznych. W próbkach 460, 480 i 481 obserwowane są pionowe rozwarstwienia (tzw. rozłupania opisane w rozdziale 4.2.3). Największą ilością rozwarstwień charakteryzowała się próbka 480.

Tabela 7.24. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "krótkiego" pożaru i temperatury badania 20°C podczas próby udarności



Obserwacja przełomów zestawionych w Tabeli 7.25 uzyskanych dla próbek poddanych ekspozycji na "długi" pożar i przyjętej temperatury badania 20°C pozwala zauważyć istotny wpływ czasu trwania pożaru. Morfologia przełomów jest spójna z wynikami próby udarności przedstawionymi w formie krzywych *F-s*. Długotrwałe wygrzewanie w temperaturze 600°C nie wpłynęło na zmianę plastycznego charakteru przełomu. Jednak próbki 460X i 461X wykazywały wyraźnie mniejsze odkształcenie plastyczne niż analogiczne próbki wygrzewane przez godzinę w temperaturze 600°C. Wydłużony czas wygrzewania wpłynął także na znacznie większą ilość obserwowanych rozwarstwień pionowych, szczególnie licznych w próbce 460X. Sposób chłodzenia próbek nie miał wpływu na wygląd przełomu, gdy temperatura wygrzewania wynosiła 800°C podczas symulowanej ekspozycji na "długi" pożar. Przełomy próbek 480X i 481X zostały zakwalifikowane jako kruche, zawierające jedynie obszar wzrostu niestabilnego pęknięcia. Strefa plastycznego dołamania tych próbek jest pomijalnie mała, co pokrywa się z kształtem krzywych *F-s*.





Charakterystyka przełomów uzyskanych w próbie udarności przeprowadzonej dla próbek badanych w temperaturze -20°C jest obserwowana w Tabeli 7.26 dla przypadku "krótkiego" pożaru oraz w Tabeli 7.27 dla przypadku "długiego" pożaru. Obraz przełomów jest zbliżony do analogicznych próbek badanych w temperaturze 20°C, jednak zjawisko rozwarstwień pionowych jest wyraźniej obserwowane podczas niższej temperatury badania. Obniżona temperatura wpłynęła także na mniejszą plastyczność, ale nie zmieniła charakteru przełomu. Obszary identyfikowane na przełomach pokrywają się ze składowymi energii łamania oraz kształtem zależności siła-przemieszczenie. Podatność na kruche pękanie również wykazały próbki 480X i 481X, dla których obserwowano jedynie obszar wzrostu niestabilnego pęknięcia.

Tabela 7.26. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "krótkiego" pożaru i temperatury badania -20°C podczas próby udarności



Tabela 7.27. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "długiego" pożaru i temperatury badania -20°C podczas próby udarności



Udział przełomu ścinanego został wyznaczony z zależności $SFA_{(1)}$ ÷ $SFA_{(5)}$ i zestawiony w Tabeli 7.28. Został określony na poziomie 100% dla wszystkich próbek oprócz 480X i 481X. W przypadku próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru z maksymalną temperaturą nagrzewania 800°C, parametr $SFA_{(5)}$ został określony na poziomie 0%. Obszar plastycznego dołamania oraz warg ścinanych był pomijalnie mały na przełomach próbek 480X i 481X w obydwu rozważanych temperaturach badania. Natomiast parametry $SFA_{(1)}$ – $SFA_{(4)}$ znacząco zawyżają wartość udziału przełomu ścinanego i nie są w tym przypadku wiarygodne.

	_	SFA ₍₁₎		SFA ₍₂₎		SFA ₍₃₎		SFA ₍₄₎		
Nr próbki	Temp. badania	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	SFA(5)
4	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	100%		100%		100%		100%		100%
460	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	100%		100%		100%		100%		100%
461	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	100%		100%		100%		100%		100%
480	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	100%		100%		100%		100%		100%
481	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	100%		100%		100%		100%		100%
460¥	20	100%		100%		100%		100%		100%
4007	-20	100%		100%		100%		100%		100%
461X	20	100%		100%		100%		100%		100%
401A	-20	100%		100%		100%		100%		100%
480X	20	14,48%	2,79%	16,41%	3,85%	15,51%	2,63%	38,14%	3,52%	0%
	-20	13,34%	1,87%	18,19%	3,09%	15,86%%	2,17%	37,08%	2,51%	0%
481X	20	19,77%	9,12%	26,39%	6,61%	23,30%%	7,49%	44,20%	9,21%	0%
	-20	14,15%	2,59%	18,32%	3,95%	16,33%	2,81%	38,03%	3,27%	0%

Tabela 7.28. War	tości parametro	ów SFA _(n) v	wyznaczo	ne na podstav	wie [PN-E	N ISO	14556,	2015]
oraz	przełomów uzy	yskanych w	v badaniu	udarności w	g [PN-EN	ISO 14	48-1:20	17-2]

Wybrane przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym, reprezentatywne dla każdej z rozważanych serii, zostały przedstawione na rys. 7.157÷7.162. W stanie wyjściowym dominował przełom plastyczny o charakterze dołeczkowym (rys. 7.157). Charakter przełomu nie zmienił się w przypadku "krótkiego" pożaru bez względu na temperaturę wygrzewania i sposób chłodzenia. Obserwowano jedynie drobniejsze "dołeczki" na przełomach zestawionych na rys. 7.158. Wydłużony czas wygrzewania w temperaturze 600°C wpłynął na drobniejszą strukturę przełomu dołeczkowego (rys. 7.159a i rys. 7.159b), ale charakter przełomu pozostał bez zmian. W przypadku próbek poddanych 10-godzinnemu wygrzewaniu w temperaturze 800°C obserwowany jest przełom kruchy, transkrystaliczny (rys. 7.159c i rys. 7.159d). Sposób studzenia nie miał wpływu na charakter przełomu w przypadku tej stali.



Rys. 7.157. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla stanu wyjściowego (próbka oznaczona symbolem 4) i temperatury badania 20°C: a) obszar środkowy, b) obszar pod karbem



Rys. 7.158. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru oraz temperatury badania 20°C, odpowiednio: a) 460, b) 461, c) 480, d) 481



Rys. 7.159. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru oraz temperatury badania 20°C, odpowiednio: a) 460X, b) 461X, c) 480X, d) 481X

Obniżenie temperatury badania do wartości -20°C podczas próby udarności nie wpłynęło istotnie na charakter przełomów. W stanie wyjściowym (rys. 7.160) nadal dominujący był obszar przełomu plastycznego o charakterze dołeczkowym. W przypadku "krótkiego" pożaru wszystkie przełomy zestawione na rys. 7.161 również cechują się przełomem plastycznym. Dla próbki 461 nie odnotowano wyraźniej zmiany w kształcie "dołeczków" w odniesieniu do stanu bez obróbki termicznej. Natomiast powolne studzenie z poziomu temperatury 600°C wpłyneło na wyraźnie drobniejsze i "głębsze" dołeczki obserwowane na przełomie (rys. 7.161a). Podwyższenie temperatury wygrzewania do 800°C podczas "krótkiego" pożaru wpłynęło na bardzo drobną strukturę dołeczków oraz wystąpienie drobnych pionowych pęknięć na przełomach, niezależnie od przyjętego sposobu studzenia próbek (rys. 7.161c i rys. 7.161d). Analizując przełomy przedstawione na rys. 7.162 odniesione do przypadku "długiego" pożaru, można zauważyć, że w przypadku próbek 460X i 461X widoczne są znaczne pionowe rozwarstwienia (tzw. rozłupania), ale pozostały obszar przełomu jest plastyczny, z bardzo drobnymi i gęsto rozmieszczonymi "dołeczkami". Wyższa temperatura wygrzewania (800°C) skutkowała przełomem łupliwym, transkrystalicznym (rys. 7.162c i rys. 7.162d). Na przełomach próbek 480X i 481X również były obserwowane pionowe rozwarstwienia materiału.



Rys. 7.160. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla stanu wyjściowego (próbka oznaczona symbolem 4) i temperatury badania -20°C: a) obszar środkowy, b) obszar pod karbem



Rys. 7.161. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru oraz temperatury badania -20°C, odpowiednio: a) 460, b) 461, c) 480, d) 481



Rys. 7.162. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru oraz temperatury badania -20°C, odpowiednio: a) 460X, b) 461X, c) 480X, d) 481X

Analizując rezultaty statycznej próby rozciągania można zauważyć, że struktura austenityczno-ferrytyczna stali X2CrNiMoN22-5-3 wpływa na jej znaczną ciągliwość przy jednoczesnej wysokiej wartości granicy plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie (rys. 7.163). We wszystkich wystudzonych próbkach poddanych wcześniej symulowanej ekspozycji pożarowej, obserwowano wzrost parametrów wytrzymałościowych w porównaniu do materiału w stanie wyjściowym. W przypadku "krótkiego" pożaru, najbardziej korzystny efekt wzrostu wytrzymałości uzyskano dla próbki poddanej swobodnemu studzeniu na powietrzu z temperatury 600°C (próbka 460). Ze względu na wzrost twardości, dla tej próbki zaobserwowano również największą redukcję ciągliwości. Zmiana sposobu chłodzenia na gwałtowne chłodzenie wodą (461) skutkowała istotnym wzrostem ciągliwości oraz tylko nieznacznym wzrostem wytrzymałości na rozciąganie w odniesieniu do stanu wyjściowego. W próbkach wygrzewanych w temperaturze 800°C nie zaobserwowano tak wyraźnego wpływu sposobu chłodzenia na kształt krzywej naprężenie – odkształcenie. Konsekwencją powolnego stygnięcia na powietrzu (480) był większy wzrost wytrzymałości oraz większa redukcja ciągliwości niż w przypadku próbki 481 poddanej gwałtownemu chłodzeniu wodą.



Rys. 7.163. Zależność *naprężenie σ-odkształcenie ε* w statycznej próbie rozciągania w temperaturze 20°C dla przypadku "krótkiego pożaru" dla stali X2CrNiMoN22-5-3

Wydłużenie czasu wygrzewania nie zmieniło wzajemnych relacji pomiędzy próbkami pod względem sposobu chłodzenia z maksymalnej temperatury (rys. 7.164). W każdym z rozważanych przypadków "długiego" pożaru odnotowano wzrost wytrzymałości oraz redukcję ciągliwości w odniesieniu do stanu wyjściowego. Wzmocnienie stali było na ogół większe niż w analogicznych przypadkach kojarzonych z pożarem "krótkim". Niezależnie od sposobu chłodzenia, długie wygrzewanie w temperaturze 800°C (480X i 481X) skutkowało ujawnieniem się efektów kruchości 800°C. Ciagliwość stali drastycznie spadła jednoczesnym wyraźnym utwardzeniu materiału. przy Godzinne wytrzymywanie w temperaturze 800°C było zbyt krótkie do wydzielenia się szkodliwych faz w odpowiednio dużym zakresie. Natomiast szybkie przejście przez strefę kruchości 475°C przy gwałtownym chłodzeniu wodą z poziomu temperatury 600°C nawet po długotrwałym wygrzewaniu (461X) nie wpłyneło istotnie na redukcje ciągliwości oraz wzrost wytrzymałości. Dla próbki 460X odnotowano największą wytrzymałość na rozciąganie ze wszystkich rozważanych przypadków, ale wydłużony czas przejścia przez obszar kruchości 475°C skutkował widoczną utratą ciągliwości w odniesieniu do stanu wyjściowego.



Rys. 7.164. Zależność *naprężenie σ-odkształcenie ε* w statycznej próbie rozciągania w temperaturze 20°C dla przypadku "długiego pożaru" dla stali X2CrNiMoN22-5-3

Zestawienie parametrów uzyskanych w statycznej próbie rozciągania dla stali X2CrNiMoN22-5-3 zostało przedstawione w Tabeli 7.29. Ze względu na sposób zniszczenia próbek wykonanych ze stali X2CrNiMoN22-5-3, nie został dokonany pomiar powierzchni przekroju poprzecznego po zniszczeniu S_u, a zatem nie było możliwości wyznaczenia redukcji powierzchni przekroju Z [%]. Wartości wytrzymałości na rozciąganie oraz umownej granicy plastyczności są ze sobą porównane na rys. 7.165. We wszystkich rozważanych próbkach po obróbce termicznej symulującej oddziaływanie pożaru zaobserwowano wzrost wytrzymałości na rozciąganie w stosunku do stanu wyjściowego. Największą wytrzymałość na rozciąganie (większą o 12,5% w odniesieniu do próbki bez obróbki termicznej) wykazały próbki poddane oddziaływaniu "długiego" pożaru, a następnie powolnemu chłodzeniu (460X i 480X). Natomiast największy wzrost umownej granicy plastyczności odnotowano dla próbek 480X i 481X, gdzie wartość $R_{p0,2}$ wynosiła o 27%-28% więcej niż dla próbki w stanie wyjściowym.

Oznaczenie	$R_{p0,2}$	R _m	A_t	A_k
próbki	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
4	537	726	30,3	34,1
460	607	803	26,8	32,8
461	533	737	37,3	37,8
480	506	766	27,8	30,6
481	520	746	29,3	32,8
460X	604	816	25,6	29,3
461X	521	735	28,6	34,3
480X	689	815	9,8	5,3
481X	681	805	10,8	5,6

Tabela 7.29. Charakterystyczne właściwości zmierzone w statycznej próbie rozciągania dla próbek wykonanych ze stali X2CrNiMoN22-5-3.



Rys. 7.165. Umowna granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie próbek wykonanych ze stali X2CrNiMoN22-5-3

Wyniki badań statycznej próby rozciągania zostały zestawione na rys. 7.166 z rekomendowanym stopniem redukcji właściwości mechanicznych stali przyjętym w pracy [Maraveas, Fasoulakis, 2014] dla stali stopowych oraz w pracy [Molkens et al., 2021a] dla stali duplex. Zalecenia przyjęte w literaturze nie przewidują umocnienia stali, które było obserwowane w badaniach podczas powolnego studzenia z temperatury 600°C oraz w przypadku temperatury wygrzewania 800°C. Stopień redukcji parametrów stali opracowany w pracy [Molkens et al., 2021a] stanowi bardziej wiarygodne źródło informacji, ponieważ bazuje na wynikach badań zawężonych do stali duplex. W pracy [Maraveas, Fasoulakis, 2014], podane rekomendacje odnoszą się do szerokiej grupy stali stopowych, ale poddanych jedynie powolnemu chłodzeniu na powietrzu.





Rys. 7.166. Wyniki badań statycznej próby rozciągania dla stali X2CrNiMoN22-5-3 w zestawieniu z rekomendowaną redukcją właściwości mechanicznych wg [Maraveas, Fasoulakis, 2014]
i [Molkens et al., 2021a] dotyczące kolejno: a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) modułu sprężystości liniowej, d) odkształcenia granicznego

Uzyskane wyniki badań w dużej mierze wpisują się w rekomendacje opracowane w obydwu analizowanych pracach. Zalecenia opisane w [Molkens et al., 2021a] stanowią bezpieczne oszacowanie pod względem granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie oraz modułu sprężystości liniowej dla wszystkich analizowanych przypadków. Stopień redukcji odkształcenia granicznego podany w tej pracy również w dużej mierze pokrywa się z wynikami badań. Wyjątek stanowią próbki poddane długotrwałemu wygrzewaniu w temperaturze 800°C (480X, 481X), dla których zalecenia opisane w [Molkens et al., 2021a] są bardzo niebezpiecznym niedoszacowaniem. W przypadku próbek poddanych gwałtownemu chłodzeniu wodą z poziomu temperatury 600°C (461, 461X) nastąpiła nieznaczna redukcja umownej granicy plastyczności, która została pominięta w [Maraveas, Fasoulakis, 2014]. Również w odniesieniu do tej pracy, redukcja modułu sprężystości liniowej dla próbki 461X nie została przewidziana. W pozostałych przypadkach rekomendacje opracowane przez autorów [Maraveas, Fasoulakis, 2014] także były po bezpiecznej stronie w stosunku do niniejszych badań eksperymentalnych.

Rezultaty badania twardości stali X2CrNiMoN22-5-3 zostały zestawione w Tabeli 7.30 oraz na rys. 7.167. We wszystkich rozważanych scenariuszach nagrzewania, wzrost szybkości chłodzenia (gwałtowne chłodzenie wodą) wpłynął na obniżenie twardości stali. W przypadku "krótkiego" pożaru widoczna zmiana twardości w odniesieniu do stanu wyjściowego bez obróbki termicznej wystapiła jedynie w przypadku próbki 460 (odnotowano 9% wzrost). W pozostałych przypadkach próbek wygrzewanych przez 1 godzinę, zmiana twardości nie przekraczała 3,5%. Wpływ temperatury nagrzewania na twardość w przypadku "krótkiego" pożaru był znikomy, ale nieznacznie większą twardością charakteryzowały się próbki wygrzewane w temperaturze 600°C. Całkiem odwrotną zależność zaobserwowano dla scenariuszy "długiego" pożaru. Podwyższenie temperatury maksymalnego nagrzewania do 800°C (480X i 481X) skutkowało wyraźnym wzrostem twardości o 43-45% w odniesieniu do stanu wyjściowego. Największą twardość wykazywała próbka 480X. Długie wygrzewanie w temperaturze 600°C również wpłynęło na wzrost twardości. Dla próbki 460X i 461X odnotowano wzrost twardości odpowiednio o 17% i prawie 5% w zestawieniu z wartością dla stanu wyjściowego. Wyniki badania twardości dobrze korespondują z rezultatami statycznej próby rozciągania. Próbki wykazujące wyraźny wzrost twardości charakteryzowały się znaczną redukcja plastyczności przy jednoczesnym wzroście wytrzymałości na rozciagnie. Próbki wykazujące wyraźny wzrost twardości (480X i 481X) charakteryzowały się również znaczną podatnością na kruche pękanie i minimalną wartością udarności.

Nr próbki	Średnia wartość HV10	Odchylenie standardowe σ_{n-1}
4	224,2	2,1
460	245,2	3,4
461	225,2	2,8
480	226,6	3,0
481	217,2	3,0
460X	262,2	3,8
461X	234,6	3,9
480X	325,3	4,2
481X	320,1	5,1

Tabela 7.30. Wyniki twardości HV10 dla stali X2CrNiMoN22-5-3



Rys. 7.167. Średnia wartość twardości HV10 wyznaczona dla próbek wykonanych ze stali X2CrNiMoN22-5-3

Na rys. 7.168 została przedstawiona obserwowana na zgładach metalograficznych mikrostruktura stali X2CrNiMoN22-5-3 w stanie wyjściowym bez obróbki termicznej. Natomiast rys. 7.169÷7.172 przedstawiają zmiany mikrostruktury po symulowanej ekspozycji pożarowej oraz procesie chłodzenia. Stal X2CrNiMoN22-5-3 charakteryzuje się dwufazową austenityczno-ferrytyczną strukturą, co jest wyraźnie widoczne na rys. 7.168 odniesionym do stanu dostawy. Udział ferrytu w próbkach poddanych badaniu został określony na poziomie 65,65%±2,60%. Podobnie jak w przypadku stali X6CrNiTi18-10, pierwotnie wydzielony z cieczy ferryt δ , bogaty w pierwiastki ferrytotwórcze zapewnia powstanie struktury dwufazowej. Obniżenie temperatury stali w procesie stygnięcia skutkuje wejściem w obszar współistnienia ferrytu δ i austenitu. Zgodnie ze schematem przedstawionym na rys. 6.3a, na skutek przemiany ferrytu δ w austenit, rośnie udział objętościowy austenitu podczas procesu chłodzenia. Obydwie fazy utrzymują się w równowadze, aż do momentu osiągnięcia przez stal temperatury pokojowej.



Rys. 7.168. Mikrostruktura stali X2CrNiMoN22-5-3 w stanie wyjściowym przed obróbką termiczną: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym

W przypadku "krótkiego" pożaru, wygrzewanie w temperaturze 600°C skutkowało zmianami obserwowanymi na rys. 7.169. Próbka poddana szybkiemu chłodzeniu wodą charakteryzowała się mikrostrukturą zbliżoną do stanu wyjściowego. Natomiast w przypadku próbki powoli chłodzonej na wolnym powietrzu zaobserwowano w obszarze ferrytu δ występowanie wydzieleń azotków chromu (rys. 7.169a i 7.169b). Może to być konsekwencją dłuższego czasu ekspozycji stali na wysoką temperaturę w procesie powolnego stygnięcia. Udział ferrytu w próbce 460 wynosił 61,44±3,54%, natomiast w próbce 461: 65,84±3,81%.

Godzinne wygrzewanie w temperaturze 800°C skutkowało dużo większymi zmianami strukturalnymi niż w przypadku temperatury 600°C. Mikrostruktura stali X2CrNiMoN22-5-3 poddanej oddziaływaniu "krótkiego" pożaru z maksymalną temperaturą nagrzewania 800°C została przedstawiona na rys. 7.170. Bez względu na sposób studzenia były obserwowane liczne wydzielenia azotków chromu Cr₂N (rys. 7.170b i 7.170d). Wyższa temperatura wygrzewania wpłynęła na obserwowaną wyraźnie drobniejszą strukturę pasmową austenitu i ferrytu w odniesieniu do stanu wyjściowego przed obróbką termiczną.

W przypadku próbek poddanych godzinnemu wygrzewaniu w temperaturze 800°C (próbki 480 i 481) na granicach ziaren oraz granicach międzyfazowych między ferrytem δ , a austenitem widoczne były także efekty wydzieleń innego typu. Wykorzystując analizę EDS, wykazano w tym miejscu fazy bogate w chrom i molibden, podobnie jak w pracy [Zucato et al., 2002]. Obserwuje się w nich również wzrost zawartości krzemu oraz obniżenie zawartości niklu. Skład chemiczny wydzieleń został zestawiony w Tabeli 7.31 dla próbki poddanej swobodnemu chłodzeniu na powietrzu (w odniesieniu do rys. 7.170e) oraz w Tabeli 7.32 dla próbki gwałtownie chłodzonej wodą (rys. 7.170f). Zbadany skład chemiczny wskazuje, że badane wydzielenia to prawdopodobnie faza wtórna χ o stechiometrycznym wzorze Fe₃₆Cr₁₂Mo₁₀ lub (Fe,Ni)₃₆Cr₁₈Mo₄. Godzinne wygrzewanie w temperaturze 800°C nie ujawniło wydzieleń fazy σ , które wymagają dłuższego czasu wytrzymywania w wysokiej temperaturze. Wydzielone fazy wtórne w temperaturze 800°C wyjaśniają znaczącą redukcję udarności wykazaną w zinstrumentalizowanej próbie udarności już podczas godzinnego wytrzymywania w tej temperaturze.



Rys. 7.169. Mikrostruktura stali X2CrNiMoN22-5-3 po schłodzeniu z temperatury 600°C w przypadku "krótkiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 460, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 461



Rys. 7.170. Mikrostruktura stali X2CrNiMoN22-5-3 po schłodzeniu z temperatury 800°C w przypadku "krótkiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 480, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 481, e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym odpowiednio dla próbki 480 i 481.

Pierwiastek	Zawartość	1	2	3	4	5	6
Fe	% mas.	66,15	55,10	56,48	65,04	64,90	62,79
	% at.	65,47	56,67	57,64	64,37	64,24	61,84
Cr	% mas.	19,89	24,16	23,28	22,61	23,97	25,04
	% at.	21,14	26,69	25,52	24,03	25,48	26,49
NI:	% mas.	6,72	2,62	3,16	4,47	3,58	2,54
INI	% at.	6,33	2,57	3,07	4,21	3,37	2,38
Мо	% mas.	3,19	14,14	12,78	3,83	3,95	4,50
	% at.	1,84	8,47	7,59	2,21	2,28	2,58
Mn	% mas.	2,91	2,55	2,60	2,80	2,51	2,89
IVIII	% at.	2,93	2,66	2,70	2,82	2,52	2,90
C:	% mas.	0,75	1,05	1,12	0,76	0,79	1,02
51	% at.	1,47	2,16	2,26	1,49	1,56	1,99
Al	% mas.	0,40	0,37	0,58	0,34	0,24	0,47
	% at.	0,82	0,79	1,23	0,70	0,48	0,96
T:	% mas.	0,00	0,00	0,00	0,15	0,06	0,74
11	% at.	0,00	0,00	0,00	0,17	0,07	0,85

Tabela 7.31. Skład chemiczny wydzieleń z rys. 7.170 e

Tabela 7.32. Skład chemiczny wydzieleń z rys. 7.170 f

Pierwiastek	Zawartość	1	2	3	4	5
Fa	% mas.	54,97	56,76	56,10	64,02	66,04
ге	% at.	56,63	58,02	57,38	63,44	65,43
Cn	% mas.	23,95	23,89	23,41	23,99	21,04
Cr	% at.	26,51	26,23	25,72	25,54	22,39
NI:	% mas.	14,10	2,92	12,84	3,39	6,12
INI	% at.	8,46	2,84	7,64	3,19	5,77
Мо	% mas.	2,91	12,45	3,23	4,72	3,06
IVIO	% at.	2,86	7,41	3,14	2,72	1,77
Mn	% mas.	2,78	2,59	2,85	2,62	2,85
10111	% at.	2,91	2,69	2,96	2,64	2,87
C:	% mas.	1,01	1,05	0,92	0,83	0,70
51	% at.	2,07	2,14	1,87	1,63	1,39
A 1	% mas.	0,27	0,29	0,55	0,37	0,19
AI	% at.	0,57	0,62	1,17	0,76	0,38
Т	% mas.	0,00	0,05	0,11	0,07	0,00
11	% at.	0,00	0,05	0,13	0,08	0,00

Wydłużony czas wygrzewania (10 godzin) skutkował wyraźnie drobniejszą strukturą stali, nawet przy założeniu maksymalnej temperatury nagrzewania 600°C (rys. 7.171). Pasma austenitu charakteryzowały się mniejszym ziarnem i były znacznie gęściej rozmieszczone niż w analogicznym przypadku, ale przy założeniu godzinnego wygrzewania (rys. 7.169). Bez względu na sposób chłodzenia, obserwowane są liczne wydzielenia azotków chromu, zarówno w próbce 460X i 461X. Istotną informacją uzyskaną z badań mikroskopowych jest fakt, że nawet 10-godzinne wytrzymywanie w temperaturze 600°C nie wpłynęło na powstanie szkodliwych faz wtórnych.



Rys. 7.171. Mikrostruktura stali X2CrNiMoN22-5-3 po schłodzeniu z temperatury 600°C w przypadku "długiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 460X, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 461X, e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym dla próbki 461X (odpowiednio powiększenie 5000x i 10000x)



Rys. 7.172. Mikrostruktura stali X2CrNiMoN22-5-3 po schłodzeniu z temperatury 800°C w przypadku "długiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200 dla próbki 480X, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 481X, e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym dla próbki 480X (odpowiednio powiększenie 5000x i 10000x)

Zmiany mikrostruktury obserwowane w przypadku "długiego" pożaru i przyjętej maksymalnej temperatury 800°C zostały przedstawione na rys. 7.172. Wydzielenia szkodliwych faz wtórnych wystąpiły z wyraźnie większą intensywnością w odniesieniu

do "krótkiego" pożaru. W temperaturze 800°C ferryt δ jest niestabilny ze względu na duże szybkości dyfuzji rozpuszczonych pierwiastków stopowych, które są 100 razy większe niż w przypadku austenitu. Wysoka zawartość chromu i molibdenu w ferrycie także sprzyja tworzeniu się faz międzymetalicznych. W obszarze pasma ferrytu na skutek reakcji eutektoidalnej $\delta \rightarrow \sigma + \gamma_2$ oprócz fazy σ powstaje austenit wtórny [Topolska, Łabanowski, 2015], obserwowany na rys. 7.172e i 7.172f. Długotrwałe wygrzewanie próbek 480X i 481X wpłynęło na powstanie fazy σ w znacznym obszarze struktury, co skutkowało drastycznym spadkiem udarności (do poziomu bliskiego 0J). Jest to faza o największym wpływie na plastytczność i odporność korozyjną stali duplex, spośród faz wtórnych [Nillson, 1992], co również potwierdziły przeprowadzone badania.

7.2.5. X2CrMnNiN21-5-1

Rezultaty próby udarności dla stali X2CrMnNiN21-5-1 przedstawione w formie zależności s*ila F-przemieszczenie s* oraz *energia W-przemieszczenie s* zostały przedstawione dla rozważanych scenariuszy nagrzewania i chłodzenia na rys. 7.173 \div 7.181 dla temperatury badania 20°C oraz na rys. 7.182 \div 7.190 dla temperatury badania -20°C. Charakter zniszczenia próbek był taki sam w ramach danej serii dla wszystkich rozważanych przypadków. Zatem prezentowane poniżej krzywe *F-s* oraz odpowiadające im *W-s* są średnimi wyznaczonymi z 6 wykonanych prób.

W grupie próbek badanych w temperaturze 20°C, wyniki próby udarności po symulowanej ekspozycji pożarowej (rys. 7.174÷7.181) zostały odniesione do próbki badanej w stanie wyjściowym (rys. 7.173). Największy stopień zmienności losowej kształtu krzywych odnotowano w przypadku stanu wyjściowego (5) oraz w przypadku próbek gwałtownie chłodzonych wodą z poziomu temperatury 800°C (581 i 581X). We wszystkich rozważanych scenariuszach po-pożarowych i w stanie wyjściowym, wyróżnione zostały jedynie energia inicjacji oraz propagacji stabilnego pęknięcia. W przypadku "krótkiego" pożaru odnotowano nieznaczny wzrost udziału energii inicjacji pękania w całkowitej energii łamania dla próbek 561, 580 i 581 (z 16% w stanie wyjściowym do 18%-19%). Podobny efekt wystąpił dla próbki 581X. Jednak dla próbek swobodnie chłodzonych na powietrzu z poziomu temperatury 600°C niezależnie od czasu wygrzewania oraz z poziomu 800°C dla wydłużonego czasu wygrzewania widoczny był spadek udziału energii inicjacji w całkowitej energii łamania (do 13%-14%).



Rys. 7.173. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla stanu wyjściowego stali X2CrMnNiN21-5-1 (próbka "5"): a) siła F-przemieszczenie s;
b) energia W-przemieszczenie s; oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.174. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 560: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.175. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 561: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.176. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 580: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.177. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 581: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.178. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 560X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.179. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 561X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.180. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 580X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.181. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w 20°C dla próbki oznaczonej symbolem 581X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii

Zależności odniesione do próbek schłodzonych do temperatury -20°C w celu wykonania próby udarności, zostały przedstawione na rys. 7.182 dla stanu wyjściowego bez obróbki termicznej oraz na rys. 7.183÷7.190 dla próbek po symulowanej ekspozycji pożarowej. Największe rozbieżności w kształcie krzywych *F-s* w ramach danej serii odnotowano dla próbek wygrzewanych przed godzinę w temperaturze 600°C (560 i 561). Wszystkie próbki, bez względu na rozważany scenariusz nagrzewania i chłodzenia charakteryzowały się rozwojem jedynie stabilnego pęknięcia. Obróbka termiczna we wszystkich przypadkach wpłynęła na wzrost udziału energii inicjacji pęknięcia w całkowitej energii łamania w odniesieniu do stanu wyjściowego. Największy wzrost tej wartości został zmierzony w przypadku próbek 580 i 581X (z poziomu 11% w stanie wyjściowym do 18%-19%). Nieco mniejszy wzrost odnotowano dla próbek 561, 581, 560X, 561X, 580X, dla których udział energii inicjacji pękania wynosił 14%-16% całkowitej energii łamania. Natomiast dla próbki 560 udział ten niewiele się zmienił (12%) w porównaniu do stanu wyjściowego bez obróbki termicznej.



Rys. 7.182. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla stanu wyjściowego stali X2CrMnNiN21-5-1 (próbka oznaczona symbolem "5"): a) siła Fprzemieszczenie s; b) energia W-przemieszczenie s oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.183. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 560: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii.



Rys. 7.184. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 561: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.185. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 580: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii.



Rys. 7.186. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 581: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.187. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 560X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.188. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 561X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.189. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 580X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii



Rys. 7.190. Uśrednione zależności uzyskane z próby udarności przeprowadzonej w -20°C dla próbki oznaczonej symbolem 581X: a) *siła F-przemieszczenie s*; b) *energia W-przemieszczenie s* oraz procentowy udział części składowych energii

Zależności *siła F-przemieszczenie s* zostały zestawione dla przypadku "krótkiego" pożaru na rys. 7.191 i rys. 7.192 oraz dla przypadku "długiego" pożaru na rys. 7.193 i 7.194, odpowiednio dla rozważanych wartości temperatury badania 20°C i -20°C. Krzywe uzyskane dla stali X2CrMnNiN21-5-1 wykazują w pełni plastyczny charakter zniszczenia we wszystkich rozważanych scenariuszach, zatem zostały zakwalifikowane jako krzywe typu F zgodnie z [PN-EN ISO 14556:2015]. Obniżona temperatura badania nie wpłynęła na ujawnienie się obszaru rozwoju pęknięć niestabilnych, jedynie skutkowała mniejsza wartością udarności, z zachowaniem plastycznego charakteru pęknięcia.



Rys. 7.191. Zależności siła F-przemieszczenie s uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego



Rys. 7.192. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego

Dla stali X2CrMnNiN21-5-1 temperatura maksymalnego wygrzewania nie miała istotnego wpływu na kształt krzywej *F-s*, szczególnie w przypadku "krótkiego" pożaru (rys. 7.191 i 7.192). Podczas próby udarności przeprowadzonej w temperaturze symulującej warunki letnie, próbki wygrzewanie w temperaturze 600°C wykazywały jedynie nieznacznie mniejszą udarność niż próbki wytrzymywane w 800°C dla danego sposobu chłodzenia. Różnice w udarności spowodowane temperaturą wygrzewania całkowicie zanikły w przypadku próbek

badanych w temperaturze -20°C. Jednak mimo zachowania plastycznego charakteru pękania, zaobserwowano wyraźną redukcję udarności we wszystkich analizowanych przypadkach symulujących ekspozycję pożarową. W sytuacji godzinnego wygrzewania zróżnicowanie krzywych *F-s* obserwuje się jedynie ze względu na sposób studzenia. Bez względu na temperaturę badania, próbki studzone na powietrzu (560, 580) charakteryzują się większą redukcją udarności niż próbki chłodzone gwałtownie wodą (561, 581). Podobnie jak w stali typu standard duplex (X2CrNiMoN22-5-3), jest to spowodowane dłuższym przechodzeniem przez zakres kruchości 475°C, co skutkowało wydzieleniem się niekorzystnych faz wtórnych. W przypadku próbek łamanych w temperaturze -20°C, różnica udarności spowodowana sposobem chłodzenia nadal występuje, ale jest mniejsza ilościowo.



Rys. 7.193. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego



Rys. 7.194. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru w odniesieniu do stanu wyjściowego

W przypadku "długiego" pożaru (rys. 7.193 i 7.194), próbki studzone swobodnie na powietrzu charakteryzowały się podobną wartością udarności dla obydwu rozważanych wartości temperatury wygrzewania. Jednak wpływ poziomu maksymalnej temperatury ujawnił się w próbkach poddanych gwałtownemu chłodzeniu wodą po 10-godzinnym wygrzewaniu.

Próbki wytrzymywane w temperaturze 800°C charakteryzowały się wyraźnie większą udarnością niż analogiczne próbki z przyjętą maksymalną temperaturą nagrzewania 600°C. Zjawisko było obserwowane zarówno podczas badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C, jak i -20°C. Podobnie jak w przypadku "krótkiego" pożaru, dla próbek poddanych badaniu w temperaturze symulującej warunki zimowe, różnice udarności spowodowane sposobem chłodzenia były ilościowo niższe. Porównanie krzywych *F-s* dla próbek wygrzewanych w temperaturze 600°C (560X i 561X), pozwala wnioskować, że w tym przypadku szybkie przejście przez zakres kruchości 475°C nie miało istotnego wpływu na udarność próbek. Próbki chłodzone wodą wykazują jedynie nieznacznie większą udarność od analogicznych chłodzonych swobodnie na powietrzu. Zatem długie wygrzewanie w temperaturze 600°C jest czynnikiem determinującym udarność po-pożarową, bez względu na sposób chłodzenia. Zjawisko nie jest obserwowane przy założeniu maksymalnej temperatury nagrzewania 800°C. Gwałtowne chłodzenie wodą determinowało krótszy czas przejścia przez zakres kruchości 475°C, co skutkowało mniejszą redukcją udarności.

Zależności *F-s* przedstawione na rys. 7.195 i 7.196 zostały pogrupowane ze względu na sposób chłodzenia, dla badania przeprowadzonego w temperaturze symulującej warunki letnie. Istotną obserwacją jest bardzo zbliżony kształt krzywych wszystkich próbek poddanych swobodnemu chłodzeniu na powietrzu (rys. 7.195), bez względu na maksymalną temperaturę nagrzewania i przyjęty czas wygrzewania. Próbki poddane oddziaływaniu "długiego" pożaru (560X i 580X) wykazywały jedynie nieznacznie niższą udarność niż analogiczne próbki w scenariuszu "krótkiego" pożaru (560 i 580). Wyższa temperatura wygrzewania (800°C) również skutkowała tylko niewiele większą udarnością w odniesieniu do próbek wygrzewanych w temperaturze 600°C. Obserwowana podobna redukcja udarności we wszystkich próbkach swobodnie studzonych na powietrzu pozwala wnioskować, że ten sposób chłodzenia determinował na tyle długi czas przejścia przez obszar kruchości 475°C, że poziom temperatury wygrzewania oraz czas wytrzymywania 600°C miał pomijalny wpływ na wydzielanie faz wtórnych.



Rys. 7.195. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych studzeniu w piecu w odniesieniu do stanu wyjściowego

W przypadku próbek poddanych gwałtownemu chłodzeniu wodą, badanych w temperaturze 20°C (rys. 7.196) wpływ temperatury nagrzewania na wartość udarności ujawnił się dopiero podczas długiego wygrzewania. Dla próbki wygrzewanej w temperaturze 600°C przez 10 godzin obserwowano wyraźną redukcję udarności w porównaniu z analogiczną próbką,

ale z założeniem maksymalnej temperatury nagrzewania 800°C. Również kształt krzywej dla próbki 561X istotnie różnił się od pozostałych próbek gwałtownie studzonych wodą. Czas wygrzewania nie miał wpływu na charakter krzywej F-s w przypadku próbek nagrzewanych do temperatury 800°C (581, 581X). Jednak przy założeniu maksymalnej temperatury 600°C, dłuższy czas wygrzewania istotnie wpłynął na redukcję udarności.



Rys. 7.196. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze 20°C, dla próbek poddanych chłodzeniu w mgle wodnej w odniesieniu do stanu wyjściowego

Obniżona temperatura badania, mająca na celu symulację warunków zimowych, wpłynęła jedynie na ilościowo mniejsze wartości udarności (rys. 7.197 i 7.198) w porównaniu do próbek badanych w temperaturze pokojowej. Wpływ czasu ekspozycji na pożar oraz maksymalnej temperatury nagrzewania badania był na ogół pomijalny we wszystkich przypadkach dla danego sposobu studzenia. Wyjątek stanowiła jedynie próbka 561X, charakteryzująca się wyraźnie mniejszą udarnością od pozostałych próbek chłodzonych wodą.



Rys. 7.197. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych studzeniu w piecu w odniesieniu do stanu wyjściowego


Rys. 7.198. Zależności *siła F-przemieszczenie s* uzyskane w badaniu udarności w temperaturze -20°C, dla próbek poddanych chłodzeniu w mgle wodnej w odniesieniu do stanu wyjściowego

Wartości składowe energii łamania wyznaczone w zinstrumentalizowanej próbie udarności dla poszczególnych scenariuszy rozważanych w badaniu, zostały zestawione na rys. 7.199 i 7.200, odpowiednio dla temperatury badania 20°C i -20°C. Mimo obserwowanego wyraźnego spadku udarności we wszystkich próbkach poddanych symulowanej ekspozycji pożarowej, charakter pękania pozostał plastyczny. Zatem na wykresach słupkowych wyróżnione zostały jedynie energia inicjacji i propagacji stabilnego pęknięcia.

Ze względu na różną temperaturę badania, wzajemne relacje pomiędzy rozważanymi scenariuszami symulujacymi warunki po-pożarowe nieznacznie różniły sie tylko dla przypadku "krótkiego" pożaru. W przypadku badania w temperaturze 20°C, spośród próbek poddanych obróbce termicznej, największą średnią udarność wykazywała próbka 581 (104,10J), a najmniejszą 560 (48,20J). Obniżenie temperatury badania spowodowało, że najwyższą udarność w tej grupie wykazywała próbka 561 (53,32J), a najmniejsza 580 (35,95J). Próbki badane w temperaturze 20°C i wykazujące stosunkowo dużą energię łamania (561, 581, 581X), po schłodzeniu do -20°C wykazywały około dwukrotnie mniejszą udarność. Analogiczny efekt obserwowano w przypadku próbki badanej w stanie wyjściowym. W pozostałych przypadkach obniżona temperatura badania nie miała aż tak wyraźnego wpływu na redukcję udarności w odniesieniu do tych samych próbek łamanych w temperaturze pokojowej. Najmniejszy stopień redukcji energii łamania w porównaniu do stanu wyjściowego odnotowano w przypadku próbek gwałtownie chłodzonych wodą z poziomu temperatury 800°C. Dla próbek 581 i 581X badanych w temperaturze 20°C, stopień redukcji udarności wynosił 53%, natomiast w przypadku badania w temperaturze -20°C odnotowano spadek całkowitej energii łamania o 52% dla próbki 581 oraz o 56% dla 581X. Próbki 561 gwałtownie chłodzone wodą po godzinnym wygrzewaniu w temperaturze 600°C wykazywały zbliżony poziom redukcji udarności. W przypadku symulacji warunków letnich redukcja ich udarności wynosiła 58%, a w przypadku symulacji warunków zimowych 49%. Natomiast próbki poddane powolnemu chłodzeniu na powietrzu oraz próbka 561X charakteryzowały się bardzo wyraźnym spadkiem całkowitej energii łamania. Dla badania w temperaturze 20°Cbył to co najmniej 75% spadek, a dla próbki 560X nawet 84%. Procentowo mniejsze spadki udarności odnotowano dla badania przeprowadzonego dla schłodzonych próbek do temperatury -20°C. Redukcja całkowitej energii łamania w odniesieniu do stanu wyjściowego wynosiła 60%-75%. Również najmniejszą średnią udarność odnotowano dla próbki 560X (26,41J). Wartości energii inicjacji stabilnego pekniecia dla danego scenariusza pożarowego były wieksze dla próby udarności

przeprowadzonej w temperaturze 20°C we wszystkich rozważanych przypadkach. Dla próbek gwałtownie chłodzonych wodą energia potrzebna do inicjacji pęknięcia była wyraźnie większa niż dla analogicznych studzonych na powietrzu. Wyjątek stanowiła próbka 561X, dla której energia inicjacji była tylko niewiele większa niż dla próbki 560X w obydwu rozważanych wartościach temperatury badania.



Rys. 7.199. Zestawienie części składowych energii łamania dla próby udarności przeprowadzonej w temperaturze 20°C



Rys. 7.200. Zestawienie części składowych energii łamania dla próby udarności przeprowadzonej w temperaturze -20°C

Na przełomach uzyskanych w próbie udarności została zmierzona wartość rozszerzenia poprzecznego. Zestawienie wartości LE przedstawiono na rys. 7.201 z podziałem wyników ze względu na czas trwania wygrzewania oraz z odniesieniem do stanu wyjściowego.

We wszystkich rozważanych przypadkach wartości LE dla próbek badanych w temperaturze symulującej warunki zimowe były mniejsze w porównaniu do analogicznych badanych w temperaturze symulującej warunki letnie. Analogiczną zależność obserwowano podczas pomiaru energii łamania. Zarówno podczas pożaru "krótkiego", jak i "długiego", najmniejszą wartość LE odnotowano dla próbek swobodnie studzonych na powietrzu po uprzednim wygrzewaniu w temperaturze 600°C (560 i 560X), bez względu na temperaturę badania. We wszystkich rozważanych przypadkach, próbki, które były chłodzone powoli charakteryzowały się mniejszą wartością rozszerzenia poprzecznego niż analogiczne próbki szybko chłodzone wodą. Temperatura wygrzewania nie miała wpływu na wartość LE w przypadku "krótkiego" pożaru, istotny był jedynie sposób studzenia. Natomiast dla próbek wygrzewanych przez 10 godzin, wyższa tempratura wygrzewania 800°C wpłynęła na wyraźnie większą wartość rozszerzenia poprzecznego w przypadku próbek chłodzonych wodą. Efekt ten był także widoczny dla próbek chłodzonych powoli na powietrzu, ale w dużo mniejszym stopniu.





Na rys. 7.202 zostało wykonane zestawienie całkowitej energii łamania oraz wartości rozszerzenia poprzecznego LE. Na ogół dla rozważanych warunków badania, wzrost energii łamania skutkuje także wzrostem wartości LE, bez względu na długość trwania wygrzewania i temperaturę badania. Wyjątek stanowią jedynie próbki 560 i 580 badane w temperaturze -20°C (rys. 7.202a). Najmniejszą udarność wykazywała próbka 580 (35,95J), ale zmierzona wartość LE (1,06mm) nie była najmniejsza w grupie. Nieco mniejszą wartość rozszerzenia poprzecznego odnotowano dla próbki 560 (1,00mm), przy energii łamania równej 41,31J.

Natomiast największą wartość udarności oraz LE obserwowano dla próbek w stanie wyjściowym (220,00J oraz 2,57mm w przypadku badania w temperaturze 20°C oraz 104,83J i 1,83mm w przypadku badania w -20°C). Obniżenie temperatury badania we wszystkich rozważanych scenariuszach nagrzewania i chłodzenia wpłynęło na redukcję energii łamania oraz wartości LE. Dobrą po-pożarową udarność (~100J) wykazywały jedynie próbki 561, 581, 581X, czyli poddane szybkiemu chłodzeniu wodą, ale badane w temperaturze 20°C. Podobnie, jak w badanej wcześniej stali typu Standard Duplex, szybkie chłodzenie wodą w wyraźnie mniejszym stopniu wpłynęło na redukcję całkowitej energii łamania i wartości LE, w porównianiudo analogicznych próbek powoli chłodzonych na powietrzu. Wyjatek stanowiła próbka 561X, dla której stopień redukcji tych wartości był tylko niewiele mniejszy niż dla próbki 560X bez wzgledu na temperature badania. Analizujac rezultaty uzyskane dla próbek po symulowanej ekspozycji pożarowej, w przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze 20°C, największą udarność oraz wartość LE odnotowano dla próbek chłodzonych wodą z poziomu temperatury 800°C. Bez względu na czas wygrzewania, wartości były bardzo zbliżone. Dla próbki 581 zmierzono udarność 104,10J i wartość LE 1,78mm, natomiast dla próbki 581X, odpowiednio 104,04J i 1,80mm. Również w przypadku badania symulującego warunki zimowe, próbka 581X charakteryzowała się najlepszymi parametrami (46,15J i 1,19mm) w grupie próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru. Jednak w przypadku "krótkiego" pożaru i temperatury badania -20°C, nieznacznie lepsze rezultaty niż dla próbki 581, odnotowano dla próbki 561: 53,32J oraz 1,35mm.



Rys. 7.202. Relacja całkowitej energii łamania i wartości LE w zależności od temperatury badania (kolor czerwony dla 20°C, kolor niebieski dla -20°C): a) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru; b) dla próbek poddanych odziaływaniu "długiego" pożaru

Uzyskane w próbie udarności przełomy dla stali X2CrMnNiN21-5-1 zostały pogrupowane ze względu na temperaturę badania i czas trwania wygrzewania w tabelach poniżej (Tabela 7.33 \div 7.36). Próbki po obróbce termicznej w celach porównawczych zostały zestawione z przełomem uzyskanym dla stanu wyjściowego. Wszystkie przełomy zostały zakwalifikowane jako przełomy plastyczne, z rozwojem jedynie stabilnego pęknięcia. Cechą charakterystyczną przełomów próbek poddanych symulowanej ekspozycji pożarowej są obserwowane liczne rozwarstwienia pionowe, tzw. rozłupania. Uzyskane obrazy przełomów są zgodne z rezultatami próby udarności przedstawionymi w postaci zależności F-s oraz obserwowanymi na nich poszczególnymi fazami rozwoju pęknięcia.

Tabela 7.33. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "krótkiego" pożaru i temperatury badania 20°C podczas próby udarności



Analizując zdjęcia przełomów odniesione do pożaru "krótkiego" i temperatury badania symulującej warunki letnie (Tabela 7.33) można zauważyć istotne różnice w wyglądzie poszczególnych przełomów. W stanie wyjściowym obserwowane jest duże odkształcenie plastyczne próbki, ze znaczną strefą inicjacji pęknięcia pod karbem, obszarem warg ścinania oraz strefą odpowiedzialną za plastyczne dołamanie próbki. Dla próbki bez obróbki termicznej obserwuje się jedynie pojedyncze, niewielkie pionowe rozwarstwienie materiału. Natomiast próbki poddane powolnemu chłodzeniu na powietrzu po uprzedniej obróbce termicznej charakteryzują się bardzo podobnym obrazem przełomów dla obydwu rozważanych wartości temperatury nagrzewania (560, 580), co ma potwierdzenie także w zbliżonym kształcie krzywych *F-s* uzyskanych w próbie udarności. Obserwuje się wyraźnie mniejszą deformację plastyczną tych próbek oraz liczne pionowe rozwarstwienia w odniesieniu do stanu wyjściowego. Obszar warg ścinania oraz inicjacji pęknięcia jest bardzo niewielki na przełomach próbek 560 i 580, natomiast strefą plastycznego dołamania jest podobna jak w próbkach 561 i 581. Szybkie chłodzenie wodą skutkowało mniejszą redukcją udarności, a zatem przełomem o większych cechach plastycznych. Próbki 561 i 581 cechują się znacznie

większym obszarem inicjacji pęknięcia, warg ścinania oraz plastycznego dołamania, niż ich odpowiedniki studzone powoli na powietrzu. Obserwuje się także istotnie mniejszą ilość pionowych rozwarstwień materiału w tych próbkach. Wyższa temperatura wygrzewania (800°C) skutkowała nieznacznie większą plastyczną deformacją próbek chłodzonych wodą w odniesieniu do próbek wygrzewanych w temperaturze 600°C. We wszystkich próbkach po obróbce termicznej obserwuje się jednak redukcję cech świadczących o plastyczności przełomu w odniesieniu do stanu wyjściowego.





Przełomy uzyskane dla próbek, dla których przyjęto wydłużony czas wygrzewania (10 godzin) zostały zestawione w Tabeli 7.34, dla badania przeprowadzonego w temperaturze pokojowej. Czas trwania pożaru miał największy wpływ na obraz przełomu próbki poddanej szybkiemu chłodzeniu wodą po wygrzewaniu w temperaturze 600°C. Dla próbki 561X obserwuje się wyraźnie mniejszą deformację plastyczną, ograniczony obszar warg ścinania oraz zwiększoną ilość rozwarstwień pionowych w odniesieniu do przełomu próbki 561. W pozostałych przypadkach nie są obserwowane wyraźne zmiany przełomu po wydłużonym czasie wygrzewania. Próbki studzone swobodnie na powietrzu cechują się nieznacznie mniejszą deformacją plastyczną w przypadku "długiego" pożaru w porównaniu z próbkami wygrzewanymi przez godzinę w maksymalnej temperaturze. Wytrzymywanie próbek przez 10 godzin w temperaturze 600°C, było na tyle długie, że nie odnotowano wpływu sposobu studzenia na wygląd przełomu. Ma to odzwierciedlenie również w rezultatach próby udarności, gdzie próbki 560X i 561X wykazywały zbliżoną udarność. Natomiast przełomy uzyskane dla próbek 581X i 581 były bardzo podobne.

Tabela 7.35. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "krótkiego" pożaru i temperatury badania -20°C podczas próby udarności



Tabela 7.36. Przełomy wybrane do analizy dla przypadku "długiego" pożaru i temperatury badania -20°C podczas próby udarności



Morfologia przełomów uzyskanych w próbie udarności przeprowadzonej na próbkach schłodzonych do temperatury -20°C może być obserwowana na zestawieniach w Tabeli 7.35 ("krótki" pożar) oraz Tabeli 7.36 ("długi" pożar). Obraz przełomów jest podobny do próbek badanych w temperaturze pokojowej, jednak sposób chłodzenia w dużo mniejszym zakresie różnicuje wygląd przełomów. Największą deformację plastyczną obserwuje się dla próbek chłodzonych wodą z poziomu temperatury 800°C (581 i 581X). Jednak różnica, podobnie jak w przypadku wartości LE i kształtu krzywych F-s nie jest tak wyraźna jak w przypadku badania przeprowadzonego w temperaturze pokojowej. Wszystkie próbki po symulowanej ekspozycji pożarowej, łamane w temperaturze -20°C charakteryzują się licznymi pionowymi rozwarstwieniami materiału. Jedynie w stanie wyjściowym obserwuje się znaczny obszar warg ścinania i strefy plastycznego dołamania oraz tylko pojedyncze rozłupania. Ekspozycja pożarowa wpłynęła na zmniejszenie powierzchni stref związanych z większą plastycznością materiału.

Zgodnie z wartościami zestawionymi w Tabeli 7.37, dla próbek poddanych rozważanym scenariuszom symulowanej ekspozycji pożarowej wraz z procesem chłodzenia, wszystkie oszacowania parametru SFA_(n) potwierdzają w pełni plastyczny charakter przełomu. Udział przełomu ścinanego został określony na poziomie 100% dla wszystkich próbek.

		SFA ₍₁₎		SFA ₍₂₎		SFA ₍₃₎		SFA ₍₄₎		
Nr próbki	Temp. badania	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	Średnia	Odch. stand.	SFA(5)
5	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	100%		100%		100%		100%		100%
560	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	100%		100%		100%		100%		100%
561	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	100%		100%		100%		100%		100%
580	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	100%		100%		100%		100%		100%
581	20	100%		100%		100%		100%		100%
501	-20	100%		100%		100%		100%		100%
560X	20	100%		100%		100%		100%		100%
500A	-20	100%		100%		100%		100%		100%
561X	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	100%		100%		100%		100%		100%
580X	20	100%		100%		100%		100%		100%
	-20	100%		100%		100%		100%		100%
581X	20	100%		100%		100%		100%		100%
JOIA	-20	100%		100%		100%		100%		100%

Tabela 7.37. Wartości parametrów SFA_(n) wyznaczone na podstawie [PN-EN ISO 14556, 2015] oraz przełomów uzyskanych w badaniu udarności wg [PN-EN ISO 148-1:2017-2]

Reprezentatywne przełomy wybrane dla każdej serii zostały poddane obserwacji w mikroskopie skaningowym, a uzyskane obrazy zostały zestawione na rys. 7.203÷7.208. Analizując grupę próbek badanych w temperaturze 20°C (rys. 7.203÷7.205), w stanie wyjściowym bez symulacyjnej obróbki termicznej widoczny jest przełom całkowicie plastyczny o charakterze dołeczkowym (rys. 7.203). Obróbka termiczna polegająca na symulacji warunków pożarowych nie wpłynęła na zmianę charakteru pękania. Na ogół wszystkie próbki poddane oddziaływaniu "krótkiego" i "długiego" pożaru cechowały się podobnym obrazem przełomu, bez względu na temperaturę wygrzewania i sposób chłodzenia. Obserwowane na tych przełomach "dołeczki" były jednak znacznie drobniejsze, niż w stanie wyjściowym oraz ujawniły się liczne pionowe rozwarstwienia materiału (tzw. rozłupania). Wyjątek stanowiły próbki gwałtownie chłodzone wodą z poziomu temperatury 800°C (rys. 7.204d i rys. 7.205d), w których pionowe rozwarstwienia były znacznie mniejszej długości niż w pozostałych przypadkach po symulowanej ekspozycji pożarowej. Rozłupaniom w próbkach 581 i 581X towarzyszył obszar zwany wargami rozłupania (oznaczony na rys. 4.16), wyraźnie większy niż w pozostałych próbkach poddanych procesowi nagrzewania i chłodzenia. Wyższa temperatura wygrzewania 800°C wpłynęła jedynie na jeszcze drobniejsze "dołeczki" obserwowane na przełomie, co szczególnie widoczne było po ekspozycji na "długi" pożar.



Rys. 7.203. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla stanu wyjściowego (próbka oznaczona symbolem 5) i temperatury badania 20°C: a) obszar środkowy, b) obszar pod karbem





Rys. 7.204. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru oraz temperatury badania 20°C, odpowiednio: a) 560, b) 561, c) 580, d) 581



Rys. 7.205. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru oraz temperatury badania 20°C, odpowiednio: a) 560X, b) 561X, c) 580X, d) 581X

Przełomy próbek badanych w temperaturze -20°C (rys. 7.206÷7.208) nie różniły się znacząco od przełomów obserwowanych po badaniu w temperaturze 20°C. Charakter plastyczny dołeczkowy nadal dominował w stanie wyjściowym oraz we wszystkich próbkach po obróbce termicznej. Obniżona temperatura badania wpłynęła jednak na drobniejsze dołeczki w stanie wyjściowym (rys. 7.206). W przypadku próbek poddanych symulowanej ekspozycji pożarowej, powierzchnia przełomów była bardzo podobna do analogicznych uzyskanych z badania w temperaturze 20°C. Przełomy charakteryzowały się znacznymi rozwarstwieniami pionowymi, ale otoczonymi obszarem plastycznym z drobnymi "dołeczkami". Wyższa temperatura wygrzewania 800°C wpłynęła na nieco mniejsze "dołeczki" w odniesieniu do próbek nagrzewanych do temperatury maksymalnej 600°C. Wydłużony czas wygrzewania skutkował natomiast większą liczbą pionowych rozwarstwień. Próbki wygrzewane w temperaturze 800°C, a następnie poddane gwałtownemu chłodzeniu wodą (581, 581X) nie wyróżniały się tak istotnie jak w przypadku badania w temperaturze symulującej warunki letnie.



Rys. 7.206. Przełom obserwowany w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla stanu wyjściowego (próbka oznaczona symbolem 5) i temperatury badania -20°C: a) obszar środkowy, b) obszar pod karbem





Rys. 7.207. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "krótkiego" pożaru oraz temperatury badania -20°C, odpowiednio: a) 560, b) 561, c) 580, d) 581



Rys. 7.208. Przełomy obserwowane w mikroskopie skaningowym (powiększenie ×400) dla próbek poddanych oddziaływaniu "długiego" pożaru oraz temperatury badania -20°C, odpowiednio: a) 560X, b) 561X, c) 580X, d) 581X

Relacje naprężenie σ -odkształcenie ε uzyskane w statycznej próbie rozciągania przeprowadzonej na wystudzonych próbkach po symulowanej ekspozycji pożarowej zostały przedstawione na rys. 7.209 ("krótki" pożar) oraz na rys. 7.210 ("długi" pożar). Analiza uzyskanych zależności σ - ε wskazuje na stosunkowo niewielki wpływ oddziaływania pożarowego na właściwości mechaniczne stali X2CrMnNiN21-5-1.



Rys. 7.209. Zależność *naprężenie σ-odkształcenie ε* w statycznej próbie rozciągania w temperaturze 20°C dla przypadku "krótkiego pożaru" dla stali X2CrMnNiN21-5-1



Rys. 7.210. Zależność *naprężenie σ-odkształcenie ε* w statycznej próbie rozciągania w temperaturze 20°C dla przypadku "długiego pożaru" dla stali X2CrMnNiN21-5-1

Czas wygrzewania w podwyższonej temperaturze nie ma istotnego wpływu na właściwości tej stali. W przypadku maksymalnej temperatury nagrzewania 600°C obserwowany jest nieznaczny wzrost wytrzymałości na rozciąganie przy jednoczesnej niewielkiej redukcji ciągliwości. Powolne studzenie na powietrzu we wszystkich scenariuszach skutkowało wyższą wytrzymałością, ale mniejszą ciągliwością, w odniesieniu do tych samych próbek gwałtownie studzonych wodą. Obserwowane różnice w zależnościach σ - ε są ilościowo niewielkie, tak więc wpływ rozważanych scenariuszy symulujących oddziaływanie pożaru na redukcję

właściwości stali LDSS może być pomijalny. W niektórych przypadkach obserwuje się nawet polepszenie właściwości mechanicznych stali, szczególnie przy wygrzewaniu w temperaturze 800°C, gdzie nastąpił wzrost wytrzymałości oraz wydłużenia próbki. W odróżnieniu do analizowanej wcześniej stali standard duplex (X2CrNiMoN22-5-3), wpływ długości trwania wygrzewania na właściwości mechaniczne nie był odnotowany w przypadku stali Lean Duplex (X2CrMnNiN21-5). Jest to spowodowane przesunięciem w prawo na wykresie CTP zakresu kojarzonego z kruchością 800°C dla tej stali w porównaniu ze stalą typu Standard Duplex. Można zatem wnioskować, że pod względem podatności na kruche pękanie po ekspozycji pożarowej, stal typu Lean Duplex jest bezpieczniejsza niż stal Standard Duplex.

Oznaczenie	$R_{p0,2}$	R_m	A_t	A_k
próbki	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]
5	528	724	31,7	37,0
560	497	749	28,8	33,5
561	513	732	29,0	33,4
580	433	774	33,6	33,9
581	468	746	36,3	38,3
560X	529	760	30,5	33,4
561X	511	740	31,2	33,8
580X	485	800	33,0	34,5
581X	461	760	36,2	38,8

Tabela 7.38. Charakterystyczne właściwości zmierzone w statycznej próbie rozciągania dla próbek wykonanych ze stali X2CrMnNiN21-5-1



Rys. 7.211. Umowna granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie próbek wykonanych ze stali X2CrMnNiN21-5-1

uzyskanych w statycznej próbie rozciągania dla stali Zestawienie wyników X3CrMnNiN21-5-1 zostało przedstawione w Tabeli 7.38 oraz na rvs. 7.211. Sposób zniszczenia próbek przy zerwaniu, tak samo jak dla stali X2CrNiMoN22-5-3 (DSS) wykluczył możliwość pomiaru powierzchni przekroju pola poprzecznego po zerwaniu ze względu na brak dostępu do aparatury wyposażonej w stosowną analizę obrazową, a zatem wartość Z[%], oznaczajaca stopień redukcji przekroju próbki, nie została wyznaczona. We wszystkich próbkach poddanych obróbce termicznej symulującej ekspozycję pożarową

odnotowano wzrost wytrzymałości na rozciąganie w odniesieniu do stanu wyjściowego. Największy wzrost wytrzymałości wykazywały próbki wygrzewane w temperaturze 800°C, a następnie swobodnie studzone na powietrzu, w obydwu przypadkach rozważanego czasu ekspozycji pożarowej. Dla próbki 580 i 580X wartość R_m była odpowiednio o 7% i 10% większa niż w stanie wyjściowym. Próbki poddane gwałtownemu chłodzeniu wodą wykazywały nieznacznie mniejszą wytrzymałość na rozciąganie od analogicznych próbek powoli chłodzonych na powietrzu we wszystkich rozważanych scenariuszach. Wyższa temperatura wygrzewania skutkowała obserwowaną większą wytrzymałością na rozciąganie przy jednoczesnej mniejszej umownej granicy plastyczności. Największy spadek 18% wartości $R_{p0,2}$ w porównaniu do stanu wyjściowego odnotowano dla próbki 580.

Na rys. 7.212 wyniki uzyskane ze statycznej próby rozciągania zostały porównane z zalecanym stopniem redukcji właściwości mechanicznych w pracach [Maraveas, Fasoulakis, 2014], [Molkens et al., 2021a] oraz [Huang, Young, 2018]. Jedynie rekomendacje przyjęte w pracy [Huang, Young, 2018] zostały opracowane na podstawie badań stali Lean Duplex. W pracy [Molkens et al., 2021a] stopień redukcji właściwości mechanicznych odnosi się do szerszej grupy stali, czyli ogólnie stali typu duplex. Natomiast współczynniki redukcyjne służące określeniu po-pożarowych właściwości stali opracowane w [Maraveas, Fasoulakis, 2014] sa wyraźnie rozbieżne od wyników badań, ze względu na to, że dotycza całej grupy stali Największe różnice pomiędzy zaleceniami literaturowymi, świadczace stopowych. o niedopasowaniu zaleceń opisanych w [Maraveas, Fasoulakis, 2014] do specyfiki stali Lean Duplex, to brak redukcji granicy plastyczności, w przypadku maksymalnej temperatury pożaru 600°C oraz niepotrzebna redukcja wytrzymałości na rozciąganie w przypadku temperatury 800°C. Pod względem określenia stopnia redukcji granicy plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie, rekomendacje określone zarówno w [Molkens et al., 2021a], jak i w [Huang, Young, 2018] były zgodne z wynikami badań i stanowiły bezpieczne oszacowanie. Spadek wartości modułu sprężystości liniowej obserwowany w badaniach, został zauważony i wiarygodnie określony w pracy [Molkens et al., 2021a]. Również w tej pracy oszacowanie stopnia redukcji odkształcenia granicznego zostało przyjęte w sposób bezpieczny w odniesieniu do wyników badań. Efekt wzrostu wydłużenia próbki nagrzanej do temperatury przekraczającej 600°C był zauważalny, ale nie w takim stopniu jak przyjęto w [Huang, Young, 2018]. W tej pracy nie zakładano również redukcji modułu Younga, którą jednak obserwowano w badaniach.





Rys. 7.212. Wyniki badań statycznej próby rozciągania dla stali X2CrMnNiN21-5-1 w zestawieniu z rekomendowaną redukcją właściwości mechanicznych wg [Maraveas, Fasoulakis, 2014], [Molkens et al., 2021a] i [Huang, Young, 2018] dotyczące kolejno: a) umownej granicy plastyczności, b) wytrzymałości na rozciąganie, c) modułu sprężystości liniowej, d) odkształcenia granicznego

Rezultaty badania twardości stali X2CrMnNiN21-5-1 sposobem Vickersa zostały zestawione w Tabeli 7.39 oraz na rys. 7.213. We wszystkich rozważanych scenariuszach, próbki poddane nagrzewaniu symulującemu ekspozycję pożarową, a następnie chłodzeniu wykazywały mniejszą twardość niż w stanie wyjściowym bez obróbki termicznej. Sposób chłodzenia na ogół nie miał wpływu na zmianę twardości próbki. Wyjątek stanowiły jedynie próbki wygrzewane w temperaturze 800°C przez 10 godzin. Szybkie chłodzenie wodą (581X) wpłynęło na nieznacznie większą redukcję twardości niż powolne studzenie na wolnym

powietrzu (580X). Wygrzewanie w temperaturze 600°C w przypadku "krótkiego" pożaru (560, 561) spowodowało znikomą redukcję twardości, nie przekraczającą 3%. Wydłużony czas wygrzewania w tej temperaturze (560X, 561X) skutkował natomiast około 7% spadkiem twardości. W scenariuszach po-pożarowych z temperaturą wygrzewania 800°C, wartość twardości uległa większej redukcji, ale czas wygrzewania nie miał istotnego wpływu na twardość. Dla próbek 580, 581 oraz 581X zmierzona twardość była o około 13% mniejsza niż w stanie wyjściowym, natomiast dla próbki 580X odnotowano około 10% spadek twardości.

Nr próblei	Średnia wartość	Odchylenie		
INI PIODKI	HV10	standardowe σ_{n-1}		
5	250,6	3,9		
560	244,9	6,9		
561	243,8	6,1		
580	219,0	2,9		
581	218,2	1,4		
560X	233,4	4,1		
561X	232,9	6,8		
580X	226,3	4,8		
581X	219,5	5,1		

Tabela 7.39. Wyniki twardości HV10 dla stali X2CrMnNiN21-5-1



Rys. 7.213. Średnia wartość twardości HV10 wyznaczona dla próbek wykonanych ze stali X2CrMnNiN21-5-1

Mikrostruktura stali X2CrMnNiN21-5-1 obserwowana na zgładach metalograficznych została przedstawiona na rys. 7.214÷7.218. Zmiany spowodowane przez proces nagrzewania i chłodzenia w rozważanych scenariuszach po-pożarowych, mogą być obserwowane na rys. 7.215÷7.216 dla przypadku "krótkiego" pożaru oraz na rys. 7.217÷7.218 dla przypadku "długiego" pożaru. W stanie wyjściowym stal X2CrMnNiN21-5-1 charakteryzuje się strukturą dwufazową, austenityczno-ferrytyczną typu duplex, co obrazują zdjęcia na rys. 7.214. Proces powstania struktury dwufazowej jest taki sam, jak w przypadku stali X2CrNiMoN22-5-3 (DSS).



Rys. 7.214. Mikrostruktura stali X2CrMnNiN21-5-1 w stanie wyjściowym przed obróbką termiczną: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym

Próbki poddane godzinnemu wygrzewaniu w temperaturze 600°C cechowały się strukturą o zbliżonych rozmiarach pasm austenitu i ferrytu (rys. 7.215) jak dla stanu wyjściowego. Jednak szybkie chłodzenie wodą skutkowało nieznacznie większymi obszarami austenitu niż powolne studzenie na powietrzu. Wygrzewanie w temperaturze 600°C, bez względu na sposób studzenia spowodowało powstanie wydzieleń azotków chromu w obszarze ferrytu δ . Próbki poddane powolnemu chłodzeniu były przez dłuższy czas eksponowane na działanie wysokiej temperatury, zatem ilość powstałych wydzieleń azotków chromu jest większa w próbkach 560, niż 561.

Mikrostruktura obserwowana na próbkach nagrzewanych do temperatury maksymalnej 800°C w scenariuszu "krótkiego" pożaru została przedstawiona na rys. 7.216. Wyższa temperatura wygrzewania wpłynęła na wyraźnie drobniejszą strukturę pasmową austenitu i ferrytu w przypadku szybkiego chłodzenia wodą (rys. 7.216c) w odniesieniu do stanu dostawy. Powolne studzenie na powietrzu nie spowodowało wyraźnych zmian w strukturze pasmowej. W obydwu rozważanych przypadkach sposobu chłodzenia, obserwowane są wydzielenia azotków chromu, jednak znacznie mniej liczne niż w próbkach wygrzewanych w temperaturze

600°C. Na granicach ziaren oraz granicach międzyfazowych próbek wygrzewanych w temperaturze 800°C obserwowane są także wydzielenia szkodliwych faz wtórnych.



Rys. 7.215. Mikrostruktura stali X2CrMnNiN21-5-1 po schłodzeniu z temperatury 600°C w przypadku "krótkiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200, dla próbki 560, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 561, e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym dla próbki 561 (powiększenie odpowiednio ×5000 i ×10000)



Rys. 7.216. Mikrostruktura stali X2CrMnNiN21-5-1 po schłodzeniu z temperatury 800°C w przypadku "krótkiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200, dla próbki 580, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 581, e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym dla próbki 580 (powiększenie odpowiednio ×5000 i ×10000)



Rys. 7.217. Mikrostruktura stali X2CrMnNiN21-5-1 po schłodzeniu z temperatury 600°C w przypadku "długiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200, dla próbki 560X, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 561X, e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym dla próbki 560X (powiększenie odpowiednio ×5000 i ×10000)



Rys. 7.218. Mikrostruktura stali X2CrMnNiN21-5-1 po schłodzeniu z temperatury 800°C w przypadku "długiego" pożaru: a) i b) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym w powiększeniu: ×50 i ×200, dla próbki 580X, c) i d) zdjęcia wykonane mikroskopem optycznym dla próbki 581X, e) i f) zdjęcia wykonane mikroskopem skaningowym dla próbki 581X (powiększenie odpowiednio ×5000 i ×10000)

Przy założeniu maksymalnej temperatury nagrzewania 600°C, wydłużony czas wygrzewania (10 godzin) skutkował drobniejszą strukturą pasmową stali, szczególnie

dla próbki szybko chłodzonej wodą w odniesieniu do próbek wygrzewanych tylko przez godzinę (rys. 7.217c). Pasma ferrytu były wyraźnie mniejsze niż pasma austenitu w przypadku próbek 560X i 561X. Obserwowane wydzielenia azotków chromu są znacznie mniej liczne niż obserwowane w próbkach 560 i 561. Na granicach faz identyfikowane są również wydzielenia innego typu (rys. 7.217e i 7.217f).

Wyższa temperatura wygrzewania 800°C w przypadku "długiego" pożaru nie wpłynęła na istotne różnice w strukturze pasmowej stali (rys. 7.218). Obserwowane wydzielenia azotków chromu występują w bardzo niewielkiej ilości w próbkach 580X i 581X. Na granicach faz oraz granicach ziaren powstały również inne wydzielenia, ale w znacznie mniejszej ilości, niż w próbkach wygrzewanych w temperaturze 600°C przez 10 godzin. Długi czas wygrzewania w przypadku temperatury 800°C wpłynął na mniejszą ilość wydzieleń w porównaniu do próbek wytrzymywanych w tej temperaturze przez godzinę.

8. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

8.1. WNIOSKI OGÓLNE

Raportowane W niniejszym opracowaniu wyniki badań eksperymentalnych, przeprowadzonych w ramach przewodu doktorskiego, potwierdziły w sposób jednoznaczny tezę naukową sformułowaną w Rozdziale 6.2, zgodnie z którą po-pożarowa podatność stali na kruche pękanie stanowi jeden z kluczowych czynników warunkujących przydatność tej stali do jej ewentualnego dalszego użytkowania po efektywnym wystudzeniu, związanego z bezpiecznym przenoszeniem obciążeń. Zinstrumentalizowana próba udarności Charpy'ego może zatem zostać uznana za podstawowy test eksperymentalny, miarodajny zarówno dla jakościowej jak i dla ilościowej weryfikacji istotności tego rodzaju zależności. Wykazano, że na podstawie wyników uzyskanych w przywołanym powyżej badaniu można formułować, a następnie merytorycznie uzasadniać odpowiednie wnioski i rekomendacie, pozwalajace przyszłemu użytkownikowi danego obiektu, w którym dana stal ma zostać wbudowana po jej uprzedniej ekspozycji na oddziaływanie pożaru, na oszacowanie poziomu podejmowanego ryzyka i finalnie, na skojarzoną z tym poziomem ocenę możliwości jego akceptacji. Potwierdzono również, że wnioskowanie oparte na tego typu teście może zostać uznane za odpowiednio wiarygodne, ponieważ daje silnie zróżnicowane konkluzje, indywidualizowane zarówno ze względu na badany gatunek stali jak również na realizowany w praktyce scenariusz rozwoju pożaru.

W prowadzonej w pracy analizie, wyniki uzyskane z badania udarności w każdym rozpatrywanym przypadku badawczym zestawiano z odpowiadającymi im wynikami otrzymanymi po przeprowadzeniu badań towarzyszących. Były to głównie badania wytrzymałościowe, kojarzone z badaniami metalograficznymi i fraktograficznymi. Formalna zgodność finalnych konkluzji, uzyskanych przy niezależnej interpretacji wyników poszczególnych badań, oceniana również w kontekście weryfikacji ich wzajemnej niesprzeczności, po zastosowaniu jakościowo różnych miar oceny, w opinii autorki niniejszej pracy pozwala uznać wypracowane dzięki tym badaniom rekomendacje i zalecenia aplikacyjne za odpowiednio wiarygodne i doświadczalnie potwierdzone.

Dobór stali stosowanych w budownictwie, wybranych do przeprowadzenia badania, oparto na jakościowej odmienności ich mikrostruktury. Z uwagi na możliwości finansowe autorki niniejszej pracy był on z natury rzeczy mocno ograniczony. Zawężono go zatem w sposób niewatpliwie subiektywny do jednego gatunku konwencionalnej stali weglowej i czterech gatunków stali nierdzewnych, o zwykłej wytrzymałości, w tym kolejno: jednej stali o strukturze martenzytycznej, jednej stali o strukturze austenitycznej oraz dwóch stali o dwufazowej strukturze austenityczno – ferrytycznej typu duplex. W takim zestawieniu otrzymane wyniki doświadczalne pozwalają na merytoryczne wnioskowanie odniesione do stosunkowo dużej grupy stali, obejmującej znaczący zakres gatunków obecnych współcześnie w zastosowaniach budowlanych na krajowym rynku gospodarczym. W rozumieniu autorki gatunki poddane badaniu, ze względu na swoje właściwości mechaniczne i użytkowe, specyfikowane bez uwzględnienia sytuacji pożarowej, moga być zatem uznawane za reprezentatywne dla całych grup stali innych gatunków powszechnie wykorzystywanych w budownictwie i stosowanych w praktyce, nie tylko w elementach i wezłach konstrukcyjnych przeznaczonych do bezpośredniego przenoszenia przyłożonych do nich obciążeń zewnętrznych ale również na przykład w elementach wypełnienia i wykończenia konstrukcji.

Trzeba jednak zgodzić się z konstatacją, że podawane w pracy wyniki **nie obejmują pełnego zakresu stali wymagających rozeznania zarówno co do ich po-pożarowych właściwości mechanicznych jak i co do ich po-pożarowej podatności na kruche pękanie**. Konieczne są w tym względzie chociażby dodatkowe badania doświadczalne, dzięki którym wykazane zostanie zróżnicowanie po-pożarowego zachowania się analizowanych dotąd stali w zależności od tego czy wykonano z nich elementy walcowane na gorąco, czy też gięte na zimno. Istotność tego rodzaju czynnika została już udokumentowana w profesjonalnej literaturze przedmiotu, niemniej jednak raportowane dotąd wyniki są jeszcze w tym względzie stosunkowo mało liczne, a zatem trudne do w miarę jednoznacznej oceny. Drugą kwestią jest coraz bardziej nagląca na rynku polskim potrzeba doświadczalnej weryfikacji zachowania się po pożarze stali konstrukcyjnych o wysokiej wytrzymałości (*high strength steels – HSS*). Stale tego typu są obecnie w centrum zainteresowania międzynarodowych laboratoriów badawczych, w tym także tych, które badają ich reakcję na oddziaływanie pożaru. W opinii autorki niniejszej pracy ich szersze zastosowanie na polskim rynku budowlanym wydaje się być jedynie kwestią czasu.

W ocenie autorki, dzięki raportowanym w pracy badaniom udało się w praktyce osiągnąć podstawowy cel badawczy, sformułowany w Rozdziale 6.2. Dla każdego z badanych szczegółowo gatunków stali zidentyfikowano krytyczny, specyficzny dla niego scenariusz pożarowy. Zatem taki, którego realizacja będzie wiązała się z mniej lub bardziej gwałtownym wyczerpaniem możliwości bezpiecznego przenoszenia obciażeń. Wyczerpanie to może, choć nie musi, objawić się zniszczeniem wykonanego z tej stali elementu, spowodowanym naglą utratą spójności materiału, będącą konsekwencją najpierw inicjacji a następnie nieustabilizowanego i niczym nie krępowanego kumulowania się i wzrostu w tym materiale kruchych pęknięć. Jak zaznaczono wcześniej, wykazanie istotności tego rodzaju zagrożenia było podstawowym celem niniejszych rozważań. Alternatywnym sposobem zniszczenia w tego rodzaju okolicznościach może być jednak stopniowa degradacja zdolności materiału do przenoszenia obciążeń, o trwałym charakterze, a więc utrzymująca się w nim po jego wystudzeniu. Badania raportowane w literaturze przedmiotu, w tym także te autorskie, opisane w niniejszym opracowaniu, potwierdzają w sposób jednoznaczny, że stal badana a'posteriori, to znaczy po jej wystudzeniu po oddziałującym na nią a'priori epizodzie pożarowym, z reguły nie odzyskuje w pełni swoich pierwotnych właściwości mechanicznych determinujących jej efektywną odpowiedź na przyłożone do niej obciążenia.

Dążeniem autorki było w miarę jednoznaczne skojarzenie zidentyfikowanego na podstawie badań, dla każdej z badanych stali, krytycznego scenariusza rozwoju pożaru z warunkami jego realizacji. W ten sposób potwierdzono wcześniejsze założenie, że czynnikami definiującymi taki scenariusz jest nie tylko poziom temperatury do którego dana stal została nagrzana i w którym, w sposób mniej lub bardziej długotrwały była wygrzewana, ale również zrealizowany w praktyce, mniej lub bardziej gwałtowny, sposób studzenia (stygniecia) badanego materiału. W tym kontekście istotna wydaje się być również prędkość narastania temperatury stali, jednak czynnik ten nie był różnicowany w przeprowadzonych badaniach eksperymentalnych. Natomiast okazało się, co zresztą zostało w założeniu zamierzone do formalnego wykazania, że poszczególne stale cechuje różna wrażliwość na oddziaływanie na nią temperatury pożarowej. Nie chodzi przy tym o jej zachowanie się w trakcie pożaru, co zresztą samo w sobie jest przedmiotem wielu badań raportowanych w literaturze, ale o to co z tego uprzedniego oddziaływania pozostanie w materiale po jego skutecznym wystudzeniu. W takim kontekście postawione na wstępie zadanie naukowe wydaje się nabierać nowych treści. Do zrozumienia istoty identyfikacji krytycznego scenariusza rozwoju pożaru, skojarzonego z rozważanym w praktyce gatunkiem stali budowlanej, niezbędne jest bowiem zrozumienie zachodzących w tej stali w takich okolicznościach zmian o trwałym charakterze w jej wewnętrznej mikrostrukturze. Czynnikami determinującymi odpowiedź tej stali na oddziałujący na nią a'priori epizod pożarowy będzie zatem w takim ujęciu na przykład realizowana w większym lub mniejszym zakresie w jej mikrostrukturze przemiana austenityczna, lub też termicznie aktywowane procesy wydzieleniowe prowadzące do zarodkowania i wzrostu wydzieleń, osłabiających spójność materiału. Finalną konkluzją autorki jest zatem konstatacja, że tego rodzaju zjawiska powinny w ostatecznym wnioskowaniu zostać uznane za praprzyczynę wszelkich ustaleń szczegółowych, w tym w szczególności scenariuszy krytycznych, opracowanych kolejno dla poszczególnych gatunków stali badanych w eksperymencie.

Kolejnym zadaniem autorki niniejszej pracy wydaje się być potrzeba weryfikacji czy, a jeżeli tak to w jakim stopniu, uzyskane doświadczalnie wyniki potwierdzają, w sensie jakościowym oraz ilościowym, odpowiadające tym wynikom prognozy dokonywane dla każdej stali a'priori, na wypadek zagrażającej jej w przyszłości ewentualnej sytuacji pożarowej, na podstawie opracowanej dla tej stali krzywej CTP (Czas – Temperatura – Przemiana). Uzyskanie pełnej zgodności w tym względzie mogłoby dać oceniającemu przydatność danej stali do jej dalszego użytkowania po pożarze znakomite narzędzie do efektywnego i odpowiednio wiarygodnego wnioskowania.

Szczegółowy komentarz autorki do wyników uzyskanych w badaniach raportowanych w niniejszej pracy musi być poprzedzony generalną uwagą na temat wybranego do realizacji scenariusza symulowanego oddziaływania pożaru. Jak opisano w tekście, testowane próbki były nagrzewane w piecu muflowym do ustalonego poziomu temperatury wygrzewania, wynoszącego odpowiednio 600°C i 800°C, ze stałą prędkością 100°C/min. Poziomy te zostały dobrane w sposób intencjonalny. Pierwszy z nich, w badaniach prowadzonych na próbkach wykonywanych z konwencjonalnych, miękkich stali węglowych uznaje się za zbyt niski, natomiast drugi za odpowiednio wysoki na to, aby w analizowanych stalach zaszły termicznie aktywowane zmiany strukturalne o trwałym charakterze, decydujące o ich po-pożarowej wytrzymałości. Ze względu na wymóg porównywalności uzyskiwanych wyników badań odnoszonych do różnych stali, wskazane powyżej poziomy temperatury zostały utrzymane także w testach prowadzonych na próbkach wykonanych ze stali nierdzewnych, również tych o mikrostrukturze typu duplex.

8.2. WNIOSKI SZCZEGÓŁOWE

Wyniki eksperymentalne uzyskane dla stali S355J2+N pozwalają na sformułowanie następujących wniosków:

- analiza scenariusza odniesionego do próbek stygnących po oddziaływaniu na nie temperatury pożarowej w sposób swobodny na powietrzu prowadzi do generalnej konstatacji, że epizod "krótkiego pożaru" (próbki o numerach 160 i 180) pogorszył udarność materiału w stosunku do udarności specyfikowanej dla materiału wyjściowego, nie poddawanego uprzedniemu oddziaływaniu temperatury pożarowej (próbka o numerze 1);
- długotrwałe oddziaływanie pożaru (próbki o numerach 160X oraz 180X) okazało się dla tego materiału korzystne przy zastosowanym powolnym stygnięciu na wolnym powietrzu, a jego udarność została w sposób znaczący podwyższona. Wyższa temperatura wygrzewania miała przy tym istotny wpływ na końcowy wynik badania;

Z jednej strony redukcja udarności zarejestrowana dla próbki o numerze 180 okazała się znacząco mniejsza w zestawieniu z analogiczną redukcją specyfikowaną dla próbki o numerze 160. Z drugiej strony natomiast podwyższenie udarności, zidentyfikowane dla próbki oznaczonej numerem 180X, okazało się wyraźnie większe w zestawieniu z analogicznym wynikiem kojarzonym z próbką o numerze 160X;

- chłodzenie rozgrzanych próbek w mgle wodnej w przypadku ich uprzedniego wygrzewania w temperaturze 600°C dało wyniki jakościowo zbliżone do tych opisywanych powyżej w odniesieniu do próbek stygnących na powietrzu. Redukcja udarności specyfikowana dla próbki oznaczonej numerem 161 była ilościowo podobna do tej, którą zaobserwowano wcześniej w badaniu próbki o numerze 160. Jednak wzrost udarności, zmierzony dla próbki o numerze 161X okazał się w tym scenariuszu badania wyraźnie większy od tego, który wykazano wcześniej dla próbki o numerze 160X, stygnącej swobodnie na powietrzu;
- najbardziej interesujące wydaje się jednak jakościowo odmienne zachowanie po epizodzie pożarowym próbki oznaczonej numerem 181X (jeśli odnosić go do odpowiadającego mu zachowania kojarzonego z próbką o numerze 180X). Gwałtowne chłodzenie w mgle wodnej przy uprzednim wygrzaniu próbki do poziomu 800°C doprowadziło w przypadku tej stali do krzywej *F-s* typowej dla materiału o niestabilnym narastaniu generowanych w próbce mikropęknięć, a zatem podatnego na kruche pękanie;
- udarność uzyskana w badaniach próbek wykonanych ze stali S355J2+N, łamanych w temperaturze -20°C, okazała się znacząco niższa od tej zidentyfikowanej dla analogicznych próbek badanych w temperaturze 20°C;
- istnieje jednak istotna różnica jakościowa zależna od przyjętej temperatury badania. Niezależnie od zrealizowanego w praktyce w tym scenariuszu badania sposobu stygnięcia próbek, epizody pożarowe oddziałujące na te próbki przed ich efektywnym wystudzeniem okazywały się w każdym przypadku korzystne dla obserwowanego zachowania się badanego materiału po pożarze, przy założonej temperaturze badania -20°C. We wszystkich badanych przypadkach pożary "długie" zwiększały po-pożarową udarność w sposób wyraźnie bardziej znaczący niż pożary "krótkie". W przypadku swobodnego stygnięcia próbek wyraźnie zaznacza się również korzystny dla po-pożarowej udarności wpływ wyższego poziomu zrealizowanej w praktyce temperatury wygrzewania. Efekt ten nie dotyczy jednak próbek wygrzewanych w temperaturze 800°C, a następnie chłodzonych w mgle wodnej (próbka oznaczona numerem 181X). W takich okolicznościach badania po epizodzie pożarowym otrzymano materiał bardzo podatny na kruche pękanie;
- w grupie próbek badanych w temperaturze symulującej warunki letnie obszar rozwoju niestabilnego pęknięcia był obserwowany jedynie w przypadku próbek wygrzewanych przez 10 godzin w temperaturze 800°C, a następnie gwałtownie chłodzonych wodą. Scenariusz kojarzony z próbką181X okazał się najbardziej krytycznym w przypadku próbek badanych w temperaturze 20°C. Oprócz wyraźnej redukcji udarności pojawiła się propagacja kruchego pękania;
- zagrożenie kruchym zniszczeniem może wystąpić w warunkach zimowych, ze względu na obszar rozwoju niestabilnego pęknięcia występujący we wszystkich lub w części próbek z danej serii, w każdym z rozważanych scenariuszy po-pożarowych

oraz w stanie wyjściowym. Mimo obserwacji wzrostu udarności po ekspozycji pożarowej w tych warunkach, wygrzewanie w temperaturze 800°C z szybkim chłodzeniem w wodzie było najbardziej niekorzystnym scenariuszem w obydwu przypadkach rozważanego czasu wygrzewania (181 i 181X), ze względu na najmniejszą zdolność do samohamowania rozprzestrzeniającego się kruchego pęknięcia.

Wyniki uzyskane w badaniu stali **S355J2+N** wydają się zatem wskazywać na następujące konsekwencje długo lub krótkotrwałego oddziaływania wysokiej temperatury na po-pożarową udarność tego materiału:

- większe prędkości studzenia próbek (w tym w szczególności ich gwałtowne chłodzenie w mgle wodnej) wpływają na obniżenie po-pożarowej udarności;
- ze wzrostem temperatury materiału między poziomem 600°C, a poziomem 800°C, w jego mikrostrukturze zachodzi stopniowa koagulacji płytek cementytu w perlicie aż do postaci globularnej, co skutkuje podwyższeniem po-pożarowej udarności;
- analogiczny efekt otrzymuje się przy wydłużeniu czasu ekspozycji materiału na ten zakres temperatury;
- w temperaturze 800°C, lokującej się pomiędzy wartościami temperatury krytycznej A₁
 i temperatury krytycznej A₃ na wykresie równowagi fazowej Fe-C, istnieją
 w równowadze ferryt i austenit na skutek przemiany perlit → austenit, a zatem:
 - powolne stygnięcie materiału z tego poziomu temperatury (przypadek swobodnego stygnięcia) powoduje rozdrobnienie ziarna w obszarach występowania perlitu, a to zwiększa po-pożarową udarność stali;
 - szybkie chłodzenie z tego poziomu temperatury (przypadek gwałtownego studzenia w mgle wodnej) inicjuje lokalną przemianę przechłodzonego austenitu powstałego z byłych ziaren perlitu w twardy i kruchy martenzyt, który utwardza materiał, a przy tym wywołuje efekt niestabilnej propagacji generowanych w materiale mikropęknięć, a zatem zwiększa podatność na kruche pękanie i obniża po-pożarową udarność.

Z przeprowadzonych badań dla stali X20Cr13 można wnioskować, że:

- ze względu na jej strukturę martenzytyczną, a tym samym dużą podatność na kruche pękanie, już w stanie bez dodatkowej obróbki termicznej symulującej pożar, stal ta nie nadaje się do stosowania na elementy konstrukcyjne obiektów budowlanych. Warunki pożarowe powodowały niewielkie zmiany w zakresie udarności i pracy łamania tej stali w stosunku do stanu wyjściowego;
- temperatura nagrzewania realizowana na poziomie 600°C nie wpłynęła w tym przypadku na zmianę wytrzymałości na rozciąganie, umowną granicę plastyczności oraz twardość materiału, bez względu na przyjęty sposób chłodzenia stali;
- podwyższenie temperatury nagrzewania tej stali do 800°C dla próbek badanych w temperaturze symulującej warunki letnie, nieznacznie wpłynęło na polepszenie właściwości wytrzymałościowych i udarności w przypadku szybkiego chłodzenia, a w sytuacji swobodnego stygnięcia próbek – na ich pogorszenie;

- ekspozycja na warunki pożarowe dla próbek badanych w temperaturze ujemnej skutkowała nawet ilościowo większą pracą łamania w odniesieniu do stanu wyjściowego, jednak ciągle identyfikowana w badaniu udarność wynosiła poniżej 5J;
- zagrożenie nagłym zniszczeniem na skutek rozwoju niestabilnego, kruchego pęknięcia występuje dla tej stali już w stanie wyjściowym, więc wszystkie scenariusze symulujące oddziaływanie pożaru są dla niej niebezpieczne.

Krzywe *F*-*s* uzyskane w badaniu stali **X6CrNiTi18-10** wskazują na jakościową różnicę jeśli porównywać je z odpowiadającymi im wykresami uzyskanymi dla stali S355J2+N. W przypadku stali **X6CrNiTi18-10** wnioski kształtują się następująco:

- dla większości z analizowanych scenariuszy badania (wyjątkiem w tym względzie okazały się jedynie scenariusze kojarzone z próbkami opisanymi symbolami 360 i 361) oddziałujący na próbkę epizod pożarowy, niezależnie od zrealizowanego w praktyce po jego zakończeniu sposobu stygnięcia próbki, a także od długości jej wygrzewania w temperaturze pożarowej, okazał się dla tego materiału niekorzystny w kontekście wyznaczonej dla niego po-pożarowej udarności;
- przy symulacji "krótkiego" pożaru wyższy poziom temperatury wygrzewania (próbki oznaczone numerami 380 i 381) skutkował silniejszą redukcją udarności (w zestawieniu z analogiczną redukcją specyfikowaną dla próbek oznaczonych numerami 360 i 361);
- jeżeli jednak na wystudzone próbki oddziaływał wcześniej pożar "długi", to obserwowano sytuację odwrotną. Redukcja po-pożarowej udarności specyfikowana dla próbek oznaczonych symbolami 380X i 381X okazała się znacząco mniejsza od tej, którą zidentyfikowano dla próbek oznaczonych symbolami 360X i 361X;
- w przypadku tej stali zrealizowany w praktyce sposób studzenia próbek jedynie w małym stopniu różnicował uzyskane wyniki. Większa szybkość chłodzenia determinowała jednak większą całkowitą energię łamania, ze względu na krótszy czas przechodzenia przez obszar zarodkowania i wzrostu szkodliwych wydzieleń wtórnych;
- udarność specyfikowana dla tej stali na podstawie testów prowadzonych w temperaturze -20°C okazała się ilościowo niższa od tej identyfikowanej dla niej w temperaturze 20°C;
- niezależnie od zrealizowanego sposobu studzenia próbek w przypadku tej stali, symulacja "krótkiego" pożaru z maksymalną temperaturą nagrzewania 600°C (próbki oznaczone numerami 360 i 361), nie dawała istotnych różnic udarności w stosunku do próbek badanych w stanie wyjściowym, nie poddanych uprzedniemu oddziaływaniu pożaru (oznaczonych numerem 3). Oznacza to, że 1-godzinna ekspozycja na temperaturę 600°C, bez względu na zastosowany sposób chłodzenia, w zasadzie nie wywołuje negatywnych skutków ujawniających się przez obniżenie plastyczności materiału;
- długotrwały epizod pożarowy, symulowany w scenariuszu 10-godzinnego wygrzewania w temperaturze 600°C, skutkował największą redukcją energii

łamania spośród wszystkich rozważanych scenariuszy pożarowych (próbki oznaczone numerami 360X oraz 361X). Podwyższenie temperatury wygrzewania z poziomu 600°C do poziomu 800°C przy długotrwałym epizodzie pożarowym nieznacznie poprawiało uzyskaną udarność. Efektu tego nie obserwuje się jednak w przypadku 1-godzinnego wygrzewania próbek, gdzie w tak krótkim czasie oddziaływanie temperatury nie zdążyło wytworzyć w mikrostrukturze badanej stali odpowiednich przemian warunkujących jego ujawnienie;

- uzyskane w badaniu tej stali eksperymentalne zależności F-s potwierdzają duży wpływ czasu trwania pożaru na rejestrowany a'posteriori stopień redukcji po-pożarowej udarności. Efekt ten ma swoje uzasadnienie na odniesionych do tego gatunku stali wykresach CTP. Temperatura 600°C sytuuje się na nich w dolnej granicy wrażliwości tej stali na korozję międzykrystaliczną, a więc na granicach ziaren mogą wydzielać się węgliki Cr₂₃C₆ oraz zarodki międzymetalicznej fazy σ. Z uwagi na swoją kruchość, oba te wydzielenia mają bardzo szkodliwy wpływ na energię łamania próbki specyfikowaną po epizodzie pożarowym. Jednakże, z uwagi na termodynamikę powstawania tego rodzaju wydzieleń w stali o strukturze austenitycznej, 1-godzinne wygrzewanie w temperaturze 600°C nie ujawniło zmian w mikrostrukturze obniżających wartość energii łamania. Wydłużenie czasu wygrzewania do 10 godzin skutkowało, wydaje się, dominującym postępem procesu wydzielania węglików Cr₂₃C₆ (krzywe F-s odpowiadające próbkom opisanym numerami 360X i 361X). Zauważalny wzrost zawartości fazy σ powodowałby w tych okolicznościach całkowitą kruchość stali. W tym przypadku szybkie chłodzenie determinowało nieznacznie lepsza udarność niż powolne studzenie na wolnym powietrzu. Stad też scenariusz 360X został określony jako najbardziej niebezpieczny dla stali X6CrNiTi18-10;
- temperatura 800°C lokuje się na przypisanym do tej stali wykresie CTP w obszarze współistnienia lokalnych procesów wydzielania węglika Cr₂₃C₆ i fazy σ oraz początków rozpuszczania tych wydzieleń w osnowie krystalograficznej. Ze względu na łatwiejszy proces aktywacji procesów dyfuzyjnych w wyższej temperaturze nawet krótkotrwałe wygrzewanie w temperaturze 800°C (krzywe *F-s* odniesione do próbek oznaczonych numerami 380 i 381) skutkowało zauważalnym spadkiem udarności w odniesieniu do analogicznych próbek nagrzewanych do poziomu 600°C. Odwrotną relację zaobserwowano przy długotrwałym wygrzewaniu, gdzie w wyższej temperaturze dynamika procesu rozpuszczania wydzieleń wtórnych była większa niż powstawania nowych. Zatem próbki wygrzewane przez 10 godzin w temperaturze 800°C, niezależnie od przyjętego sposobu chłodzenia (oznaczone 380X i 381X) charakteryzowały się większą energią łamania niż analogiczne wygrzewane w 600°C (opisane 360X i 361X);
- zmiana granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie była pomijalnie mała we wszystkich rozważanych scenariuszach pożarowych w odniesieniu do stanu wyjściowego. Wydłużony czas wygrzewania wpłynął na nieznaczny wzrost twardości z jednoczesną redukcją odkształcenia granicznego;
- we wszystkich badanych dla stali X6CrNiTi18-10 scenariuszach pożarowych otrzymane krzywe *F-s* wskazują na samohamowność zainicjowanego procesu pękania. W tym kontekście zalicza się je do kategorii F (przełom plastyczny) w sensie klasyfikacji normowej lub ewentualnie do kategorii E (przełom ciągliwy);
- zaobserwowane tendencje prowadzą do generalnego wniosku, że z uwagi na ewentualną po-pożarową kruchość badanej stali zagrożenie dla niej mogą

stanowić pożary wyjątkowo długotrwale, z temperaturą wygrzewania przewyższającą poziom 600°C.

Całą grupę stali o dwufazowej, austenityczno – ferrytycznej mikrostrukturze typu duplex, w tym w szczególności te rozważane w niniejszej pracy, odpowiednio: stal DSS (Standard Duplex Stainless Steel) i stal LDSS (Lean Duplex Stainless Steel), charakteryzują widoczne na skojarzonym z tymi stalami wykresie CTP dwa zakresy temperatury inicjowania w materiale szkodliwych przemian fazowych:

- zakres kruchości 475°C utożsamiany z przemianą części δ -ferrytu do postaci spinoidalnego α -ferrytu wtórnego, a także z wydzielaniem faz kruchych π , ϵ i G, odpowiada temperaturze 300°C 550°C,
- zakres kruchości 800°C powodowany wydzielaniem z roztworu stałego (głównie δ -ferrytu) węglików M₇C₃ i M₂₃C₆, azotków Cr₂N a także faz wtórnych σ , χ , R, γ_2 , odpowiada temperaturze 600°C 1050°C.

Aby zapobiec wydzieleniu się w strukturze **stali typu duplex** szkodliwych faz wtórnych zalecane jest szybkie studzenie materiału pomiędzy temperaturą 1050°C, a temperaturą 300°C. Szczególnie intensywnego chłodzenia wymaga w tym względzie zakres temperatury 1050 °C - 850°C. Pomiędzy przywołanymi powyżej zakresami temperatury identyfikuje się obszar jej zmienności, w którym krótkotrwała ekspozycja cieplna nie inicjuje szkodliwych przemian fazowych. Nie powoduje zatem również obniżenia po-pożarowej udarności badanego w testach materiału. Przy tego rodzaju charakterystyce **stale typu duplex** w praktycznym użytkowaniu nie powinny być w sposób długotrwały utrzymywane w temperaturze przewyższającej poziom 300°C. W przypadku gdy tego rodzaju przewyższenia będą miały charakter krótkotrwały szkodliwe efekty inicjowanych w materiale przemian strukturalnych mogą się kumulować.

Brak molibdenu w składzie chemicznym stali LDSS generuje następujące zmiany obserwowane na wykresie CTP w odniesieniu do stali DSS:

- podwyższenie górnej progowej temperatury inicjacji zjawiska kruchości 475°C;
- obniżenie dolnej progowej temperatury inicjacji zjawiska kruchości 800°C.

Oba te efekty przekładają się na wydłużenie czasu narażenia próbki stygnącej po epizodzie pożarowym na oddziaływanie tego typu szkodliwych zjawisk.

Generalny wniosek odniesiony do badanej stali **X2CrNiMoN22-5-3** (kwalifikowanej jako stal **DSS**) jest taki, że aprioryczne epizody pożarowe wpływają na pogorszenie rejestrowanej a posteriori po-pożarowej udarności próbek:

krótkotrwały epizod pożarowy z maksymalną temperaturą osiągniętą przez stal 600°C, symulowany poprzez godzinne wygrzewanie, lokuje się dla tej stali pomiędzy zakresami kruchości 475°C i kruchości 800°C. Wolne swobodne studzenie na wolnym powietrzu rozgrzanych próbek w tym scenariuszu badania (próbka o numerze 460) wydłuża czas przechodzenia stali przez zakres kruchości 475°C. Konsekwencją jest znaczne obniżenie energii łamania w porównaniu z wynikiem uzyskanym dla próbki w stanie wyjściowym, nie poddawanej uprzedniej ekspozycji pożarowej (próbka oznaczona numerem 4);

- natomiast szybkie chłodzenie w mgle wodnej po krótkotrwałym wygrzewaniu w temperaturze 600°C (próbka oznaczona numerem 461) wyraźnie skraca czas przechodzenia stali przez zakres kruchości 475°C. W takim przypadku nie nastąpi redukcja po-pożarowej udarności. Nawet został zarejestrowany nieznaczny wzrost udarności w stosunku do stanu wyjściowego (próbka 4) przy zastosowanej temperaturze badania 20°C;
- wydłużenie czasu trwania epizodu pożarowego (10 godzin) z maksymalną temperaturą nagrzewania 600°C (próbki oznaczone numerami 460X i 461X) lokuje badaną stal w obszarze krzywej CTP związanym z występowaniem zarówno częściowej kruchości 475°C jak i częściowej kruchości 800°C. Daje to w efekcie zdecydowane obniżenie po-pożarowej udarności. W przypadku próbki chłodzonej w mgle wodnej (próbka oznaczona numerem 461X) czas jej wystawienia na temperaturę z zakresu kruchości 475°C jest wyraźnie krótszy jeśli odnosić go do analogicznego czasu skojarzonego z próbką oznaczoną numerem 460X, zatem identyfikowana redukcja udarności jest znacząco mniejsza. O ile zatem próbki oznaczone numerem 461X, wystudzone po incydencie pożarowym, wykazują jeszcze akceptowalną wartość energii łamania (KV jest wyraźnie większa niż 27J), to próbki oznaczone numerem 460X wykazują pracę łamania zbliżoną do wartości granicznej 27J;
- skrajnym przypadkiem dla stali DSS okazał się być długotrwały epizod pożarowy, symulowany poprzez 10-godzinne wygrzewanie w temperaturze 800°C. W takim przypadku, bez względu na zastosowany w praktyce sposób studzenia próbek, a także przyjętą temperaturę próbek w teście udarności, próbki te inwentaryzowane a'posteriori, charakteryzują się całkowitą kruchością oraz energią łamania (*KV*) bliską 0J. Jest to konsekwencją wystąpienia pełnowymiarowego efektu kruchości 800°C. Dla tych próbek (480X i 481X) obserwowano także znaczny wzrost twardości i wytrzymałości na rozciąganie z jednoczesną utratą właściwości plastycznych;
- badana stal DSS łamana w stanie wyjściowym (próbka 4), a także ta łamana po uprzednim krótkotrwałym epizodzie pożarowym (próbki oznaczone numerami 460, 461, 480, 481), była charakteryzowana krzywymi *F-s* kwalifikowanymi do typu F według rekomendacji normowej. Długotrwałe wygrzewanie w temperaturze 600°C (460X i 461X) także nie wpłynęło na zmianę charakteru krzywej *F-s*. Jednak w przypadku próbek 480 oraz 460X, kształt tych krzywych był zbliżony do odpowiadającego kategorii E, pomimo zachowania przełomu całkowicie plastycznego. Próbki wykazujące całkowitą utratę udarności (próbki oznaczone numerami 480X i 481X), o całkowicie niestabilnym rozwoju procesu pękania, zaliczają się w tej kategoryzacji do typu A;
- badania po-pożarowej udarności stali DSS wskazują zatem na częściową utratę udarności tego materiału będącą skutkiem jego ekspozycji na oddziaływanie temperatury w obszarze kruchości 475°C, niezależnie od czasu trwania tej ekspozycji, a także na jego całkowitą utratę udarności wskutek ujawnienia się zjawiska kruchości 800°C, w sytuacji gdy została ona poddana oddziaływaniu długotrwałego epizodu pożarowego, realizowanego wg scenariusza 180X i 181X.

W przypadku badania stali **X2CrMnNiN21-5-1** (kwalifikowanej jako stal **LDSS**) wnioski kształtują się następująco:

- we wszystkich analizowanych scenariuszach badania oddziałujące na próbki a'priori epizody pożarowe zdecydowanie pogarszają rejestrowaną a'posteriori po-pożarową udarność;
- różnice w wartości pracy łamania spowodowane maksymalną temperaturą wygrzewania oraz czasem wytrzymywania w danej temperaturze na ogół straciły ilościowe znaczenie podczas badania w temperaturze -20°C. Wartości po-pożarowej udarności próbek badanych w temperaturze -20°C były wyraźnie mniejsze niż zmierzone na analogicznych próbkach w temperaturze 20°C; natomiast charakter przełomu pozostał plastyczny;
- wpływ zastosowanego w praktyce sposobu studzenia próbek jest słabo widoczny w przypadku próbek badanych w temperaturze -20°C. Jednak analizując próbki łamane w temperaturze 20°C symulującej warunki letnie, zdecydowanie wyraźniej obserwuje się, że gwałtowne chłodzenie w mgle wodnej także w przypadku tej stali skraca czas przechodzenia przez zakres temperaturowy związany ze zjawiskiem kruchości 475°C. Skutkuje to mniejszą redukcją udarności w stosunku do tej, która ujawniła się w materiale w przypadku swobodnego stygnięcia próbek;
- długotrwałe epizody pożarowe, zarówno z przyjętą maksymalną temperaturą nagrzewania 600°C i 800°C, skutkują jedynie bardzo niewielkim pogorszeniem udarności rejestrowanej po wystudzeniu próbek w porównaniu z oddziaływaniem "krótkiego" pożaru. Sytuacja ta powtarza się w zasadzie niezależnie od wybranej do szczegółowej analizy temperatury łamania;
- wyjątek stanowi próbka gwałtownie chłodzona wodą po wygrzewaniu w temperaturze 600°C, dla której wydłużony czas wygrzewania skutkował znaczącą redukcją udarności. Porównanie ze sobą wzajemnie podobnego przebiegu krzywych *F-s* dla próbek o numerach 560X i 561X nasuwa przypuszczenie, że w tej sytuacji, przy długotrwałym wygrzewaniu w temperaturze 600°C, szybsze przejście materiału przez zakres temperaturowy kojarzony z kruchością 475°C wydaje się nie mieć znaczenia. Efekt zróżnicowania w tym względzie staje się jednak z powrotem bardzo silny jeśli tylko rozpatrywać w podobnym kontekście alternatywny scenariusz 10-godzinnego wygrzewania w temperaturze 800°C;
- znikomy wpływ długości trwania epizodu pożarowego na po-pożarową udarność rejestrowaną po wystudzeniu wyraźnie różnicuje stal typu LDSS od opisywanej wcześniej stali typu DSS. Jest to konsekwencją przesunięcia w prawo na wykresie CTP stali LDSS zakresu temperaturowego kojarzonego z kruchością 800°C. Przesunięcie to jest wynikiem braku w składzie chemicznym tej stali molibdenu, a także niższą zawartością azotu N (w stosunku do analogicznej zawartości charakterystycznej dla składu chemicznego stali typu DSS);
- proces nagrzewania i chłodzenia we wszystkich rozważanych przypadkach wpłynął na redukcję udarności i twardości stali. Jednak rozważane scenariusze pożarowe nie wpłynęły na zmianę charakteru pękania. Krzywe *F-s* uzyskane w próbie udarności stali LDSS reprezentują w pełni plastyczny charakter pękania, identyfikowany jako kategoria F zgodnie z klasyfikacją normową;
- pod względem ryzyka ewentualnego narażenia na ekspozycję pożarową, zmiany obserwowane w stali DSS stanowią większe zagrożenie po-pożarowe niż w LDSS, szczególnie w przypadku długotrwałego pożaru.

8.3. ZAMIERZONE KIERUNKI DALSZYCH BADAŃ

Rezultaty uzyskane w badaniach raportowanych w niniejszej dysertacji mogą stanowić podstawę do planowania na tym polu dalszych badań, eksperymentów i symulacji. Ich ewentualne przeprowadzenie w miarę szerokim zakresie, umożliwiającym skuteczne i merytorycznie uzasadnione wnioskowanie, warunkowane jest jednak przyszłymi możliwościami autorki, zarówno sprzętowymi jak i finansowymi.

Jak napisano w Rozdziale 8.1 niniejszej pracy wskazane jest znaczące rozszerzenie populacji badanych stali. Chodzi w tym względzie zwłaszcza o stale wysokiej wytrzymałości (high strength steels - HSS), zdobywające coraz większą popularność na krajowym rynku budowlanym. Postulowane jest również bardziej precyzyjne rozeznanie co do różnic w zachowaniu się po-pożarze stali tego samego gatunku, w sytuacji gdy została ona zastosowana w elementach walcowanych na gorąco i giętych na zimno. Zastosowana w praktyce technologia obróbki plastycznej stali byłaby zatem w tego rodzaju podejściu jednym z istotnych czynników determinujących po-pożarowe właściwości testowanego materiału. Warto również zbadać czy, a jeśli tak to w jakim zakresie, na właściwości identyfikowane na wystudzonym materiale, wpłynie szybkość nagrzewania realizowana w oddziałującym na tę stal epizodzie pożarowym. Wydaje się, że wolniejsze i bardziej statyczne nagrzewanie w danym elemencie, pod wpływem przyłożonego odpowiednio ukierunkowanego obciążenia zewnętrznego, towarzyszącego działaniu wysokiej temperatury, prowadzi do równomiernego rozkładu temperatury na przekroju nagrzewanego elementu, a tym samym do zmniejszenia naprężeń cieplnych. Zatem przyczyni się to do zwiększenia jego odporności na ekspozycję pożarową. W bardziej ogólnym podejściu istotnym byłoby rozeznanie co do wpływu założonego a'priori programu realizowanej w praktyce zmienności obciażenia na uzyskaną po badaniu odporność ogniową elementu. Zagadnienia analizowane w tego rodzaju rozważaniach są bowiem silnie nieliniowe.

Można również pomyśleć o większej różnorodności symulowanych w badaniach scenariuszy rozwoju pożaru. Chodzi tu nie tylko o dobór innych poziomów temperatury i/lub czasu wygrzewania próbek. W literaturze przedmiotu dobrze znany jest fakt różnicowania uzyskanych wyników eksperymentalnych w zależności od samego sposobu prowadzenia badania. Badania raportowane w niniejszej pracy były zgodne ze specyfika tak zwanego steady-state heating regime. W tym podejściu elementy nagrzewa się najpierw do ustalonego poziomu temperatury, a następnie utrzymuje się je w tej temperaturze stopniowo zwiększając przykładane do nich obciążenie zewnętrzne aż do ich zniszczenia. Typowym dla tego rodzaju badania jest zatem zastosowana w niniejszej pracy i jednoznacznie ustalona a'priori temperatura wygrzewania. W alternatywnym badaniu, kojarzonym z tak zwanym transient-state heating regime, w badanym elemencie wprowadza się najpierw pewien ustalony poziom wytężenia (naprężenia). Jest to zazwyczaj założony z góry procent jego obliczeniowo oszacowanej nośności. Następnie obciążony w ten sposób element ogrzewa się stopniowo w taki sposób, aby jego temperatura narastała monotonicznie, zgodnie z ustalonym wcześniej programem, aż do zniszczenia badanej próbki. Istotną wadą tego algorytmu jest jednak zależność uzyskanych wyników od zrealizowanego w praktyce programu narastania temperatury. Niemniej jednak wydaje się, że badanie uzupełniające, realizowane w trybie transient-state heating regime, mimo wskazanych powyżej niedogodności, mogłoby posłużyć do bardziej precyzyjnej weryfikacji wyników prezentowanych w niniejszej pracy.

Kolejnym kierunkiem badań planowanych na przyszłość mogłaby być próba uwzględnienia w analizie efektów reologicznych, w szczególności pełzania materiału, intensyfikowanego w wysokiej temperaturze. Jak dotąd, proponowane w tej kwestii modele obliczeniowe przy stosunkowo wysokim stopniu komplikacji wydają się być mało przekonujące i dość słabo zweryfikowane doświadczalnie. Uważa się przy tym, że epizod pożarowy jest zjawiskiem na tyle krótkim, a przy tym relatywnie rzadkim, że efekty pełzania na ogół nie będą miały możliwości ujawnienia się w pełnej skali. Zdaniem autorki niniejszej pracy tego rodzaju konstatacja nie zawsze musi być do końca prawdziwa.

Biorąc pod uwagę specyfikę badań prowadzonych w Katedrze Konstrukcji Mostowych, Metalowych i Drewnianych działającej w strukturach Wydziału Inżynierii Lądowej Politechniki Krakowskiej można założyć, że w realizacji zestawionych powyżej przyszłych kierunków badawczych autorka w swoich rozważaniach będzie starała się wprowadzać do swoich prac **algorytmy obliczeniowe oparte na modelach probabilistycznych**. Jest to o tyle istotne, że daje możliwości opracowywania i praktycznego weryfikowania **strategii decyzyjnych uwzględniających jakościową i/lub ilościową analizę ryzyka**.

9. LITERATURA

- Afshan S., Arrayago L.I., Gardner L., Gedge G., Jandera M., Real Saladrigas E., Rossi B., Stranghoner N., Zhao O., 2017, *Design Manual for Structural Stainless Steel*, Berkshire, UK, SCI.
- [2] Alar Ž., Mandić D., Dugorepec A., Sakoman M., 2015, *Application of instrumented Charpy method in characterization of materials*, Interdisciplinary Description of Complex Systems, vol. 13(3), 479-487.
- [3] ASCE. Structural fire protection. ASCE Committee on Fire Protection. Manual no. 78., ASCE, Reston, VA, USA, 1992.
- [4] Ashby M.F., 1970, *The Deformation of Plastically Non-homogeneous Materials*, The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics, vol. 21(170), 399–424.
- [5] Aziz E., Kodur V., 2013, *An approach for evaluating the residual strength of fire exposed bridge girders*, Journal of Constructional Steel Research, vol. 188, 34–42.
- [6] Baddoo N.R., Burgan B.A., 2008, A fire engineering approach to the design of stainless steel structural systems, Proceedings of the 6th European Stainless Steel Conference, June 10-13, Helsinki, Finland, Science and Market, European Stainless Steel Conference, Jernkontoret, Stockholm, Sweden, 6/2008, 381-386.
- [7] Baker T.J., Kavishe F.P.L., Wilson J., 1986, *Effect of non-metallic inclusions* on cleavage fracture, Materials Science and Technology, vol. 2(6).
- [8] Bangi J.O., Maranga S.M., Ng'ang'a S.P., Mutuli S.M., 2014, Effect of heat on mechanical properties and microstructure of reinforcing steel bars made from local scrap, Proceedings of International Conference on Sustainable Research and Innovation, Nairobi, May 7-9, vol. 5, 291–295.
- [9] Bednarek Z., Kamocka R., 2003, *Odkształcenia termiczne stali budowlanej w zmiennym polu temperatur*, Inżynieria i Budownictwo, vol. 8, 445–457.
- [10] Bednarek Z., Kamocka R., 2006, *The heating rate impact on parameters characteristic of steel behaviour under fire conditions*, Journal of Civil Engineering and Management, vol. XII, No. 4, 269–275.
- [11] Blach J., Falat L., Ševc P., 2009, *Fracture characteristic of thermally exposed 9Cr-1Mo steel after tensile and impact testing at room temperature*, Engineering Fracture Analysis, vol. 16(5), 1397-1403.
- [12] Blicharski Marek, 2012, Inżynieria Materiałowa. Stal, Warszawa, Wydawnictwo WNT.
- [13] Bordet S.R., Karstensen A.D., Knowles D.M., Wiesner C.S., 2005, *A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I: model presentation*, Engineering Fracture Mechanics, vol. 72, 435–452.
- Böhme W., 2002, *Results of a DVM round robin on instrumented Charpy testing* [w:]
 François D., Pineau A. (Eds.): From Charpy to Present Impact Testing, Elsevier Science Ltd. and ESIS, 189-196.
- [15] Butnicki S., 1996, *Rodzaje złomu* [w:] Głowacka M., Metaloznawstwo, Wydawnictwo Politechniki Gdańskiej, Gdańsk.
- [16] Canale L.C.F, Mesquita R.A., Totten G.E., 2008, *Failure Analysis of Heat Treated Steel Components*, ASM International Materials Park, Ohio.
- [17] Carassou S., 2000, *Thèse*, École Supérieure des Mines de Paris, CEA-R-5856.
- [18] Ceschini L., Marconi A., Martini C., Morri A., Di Schino A., 2013, *Tensile and impact behaviour of a microalloyed medium carbon steel: Effect of the cooling condition and corresponding microstructure*, Materials & Design, vol. 45, 171-178.
- [19] Chakraborty P., Biner S.B., 2015, *Parametric study of irradiation effects on the ductile damage and flow stress behavior in ferritic-martensitic steels*, Journal of Nuclear Materials, vol. 465, 89-96.
- [20] Chao Y.J., Ward Jr. J.D., Sands R.G., 2007, *Charpy impact energy, fracture toughness and ductile-brittle transition temperature of dual phase 590 Steel*, Materials & Design, vol. 28, 551-557.
- [21] Chaouadi R., Fabry A., 2002, On the utilization of the instrumented Charpy impact test for characterizing the flow and fracture behavior of reactor pressure vessel steels [w:] François D., Pineau A. (Eds.): From Charpy to Present Impact Testing, Elsevier Science Ltd. and ESIS, 103-117.
- [22] Chaouadi R., Puzzolante J.L., 2008, *Loading rate effect on ductile crack resistance of steels using precracked Charpy specimens*, International Journal of Pressure Vessels and Piping, vol. 85(11), 752-761.
- [23] Chaouadi R., Puzzolante J.L., 2009, *Procedure to Estimate the Crack Resistance Curve from Instrumented Charpy V-Notched Impact Test*, SCK-CEN, Boretang 200, 2400 Mol., Belgium.
- [24] Charles J., 1991, *Super Duplex Stainless Steels: Structure and Properties*, Proceedings of the Conference on Duplex Stainless Steels'91, Beaune, vol. 1, 3-48.
- [25] Chen J., Young B., 2008, *Design of high strength steel columns at elevated temperatures*, Journal of Constructional Steel Research, vol. 64(6), 689-703.
- [26] Chen J., Young B., Uy B., 2006, *Behavior of High Strength Structural Steel at Elevated Temperatures*, Journal of Structural Engineering, ASCE, 1948-1954.
- [27] Chen L., Liu W., Yu L., Cheng Y., Ren K., Sui H., Yi X., Duan H., 2020, *Probabilistic* and constitutive models for ductile-to-brittle transition in steels: A competition between cleavage and ductile fracture, Journal of Mechanics and Physics of Solids, vol. 135.
- [28] Cheresh M.C., McMichael S., 1987, *Instrumented Impact Text Data Interpretation* [w:] Kessler S.L., Adams G.C., Driscoll S.B., Ireland D.R. (Eds.): Instrumented Impact Testing of Plastics and Composite Materials, ASTM STP 9.36., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 9-23.
- [29] Chiew S.P., Zhao M.S., Lee C.K., 2014, *Mechanical properties of heat-treated high strength steel under fire / post-fire conditions*, Journal of Constructional Steel Research, vol. 98, 12–19.
- [30] Chróścielewski J., Rucka M., Witkowski W., 2018, *Metody doświadczalne w wytrzymałości materiałów*, Wydawnictwo Politechniki Gdańskiej.
- [31] Curry D., Knott J.F., 1978, *Effect of microstructure on cleavage fracture stress in steel*, Metal Science, vol. 12, 511-514.
- [32] Dai Y., Marmy P., 2005, *Charpy impact tests on martensitic/ferritic steels after irradiation in SINQ target-3*, Journal of Nuclear Materials, vol. 343, 247-252.
- [33] Dhua S.K., Mukerjee D., Sarma D.S., 2003, *Influence of thermomechanical treatments* on the microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel plates, Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 34, 241-253.
- [34] Dieter, G., 1987, *Mechanical Metallurgy*, Third Edition, McGraw-Hill, Singapore.
- [35] Digges T.G., Rosenberg S.J., Geil G.W., 1966, *Heat Treatment and Properties of Iron and Steel*, National Bureau of Standards Monograph 88, United States Department of Commerce, Washington D.C.
- [36] Di Gioacchino F., Lucon E., Mitchell E.B., Clarke K.D., Matlock D.K., 2021, *Side-grooved Charpy impact testing: Assessment of splitting and fracture properties of high-toughness plate steels*, Engineering Fracture Mechanics, vol. 252, 107842.
- [37] Dzioba I., Lipiec S., 2019, Fracture Mechanisms of S355 Steel Experimental Research, FEM Simulation and SEM Observation, Materials, vol. 12, 3959.

- [38] Fabry A., van Walle E., Chaouadi R., Wannijn J.P., Verstrepen A., Puzzolante J.L., van Ransbeeck T., Van de Velde J., 1993, *RPV steel embrittlement Damage modeling and micromechanics*, SCK-CEN Report, Belgium 649.
- [39] Fabry A., van Walle E., Van de Velde J., Chaouadi R., Puzzolante J.L., Van Ransbeeck T., 1996, On the Use of Instrumented Charpy 'V' Impact Signal for Assessment of RPVS Embrittlement [w:] van Walle E. (Eds.): Evaluating Material Properties by Dynamic Testing, ESIS 20, MEP, London, 59-78.
- [40] Fajt D., Maślak M., Stankiewicz M., Zajdel P., Pańcikiewicz K., 2023, Influence of Long-Term Subcritical Annealing on the Unalloyed Steel Welded Joint Microstructure, Materials, vol. 16, 304.
- [41] Fang J., Ding F.L., 2009, Force based analysis on the instrumented Charpy impact and its industrial application, Dymat International Conferences, EDP Sciences, 779-783.
- [42] Fang J., Wang C., 2019, *Experimental Study on the Characteristic Loading of Instrumented Impact*, Technical Center, Baoshan Iron and Steel Co., Shanghai, China.
- [43] Fargas G., Mestra A., Mateo A., 2013, *Effect of sigma phase on the wear behavior of a super duplex stainless steel*, Wear, vol. 303(1-5), 584-590.
- [44] Felicetti R., Gambarova P.G., Meda A., 2009, *Residual behaviour of steel rebars* and *R/C sections after fire*, Construction and Building Materials, vol. 23(12), 3546–3555.
- [45] Ferreirós P.A., Alonso P.R., Gargano P.H., Rubiolo G.H., 2017, *High-temperature testing in a Charpy impact pendulum using in-situ Joule heating of the specimen*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures, vol. 41(5), 1171-1182.
- [46] François D., 2002, *Micromechanisms and the Charpy transition curve* [w:] François D., Pineau A. (Eds.): From Charpy to Present Impact Testing, Elsevier Science Ltd. and ESIS, 21-31.
- [47] François D., Pineau A., Zaoui A., 1993, *Mechanical Behaviour of Materials. Volume II: Viscoplasticity, Damage, Fracture and Contact Mechanics*, Springer-Science + Business Media, B.V., Paris, 217-223.
- [48] Gallo C., Alvarez J.A., Guttierrez-Solana F., Polanco J.A., 2001, Predicting crack arrest behaviour of structural steels using small-scale material characterization tests
 [w:] Proceedings of the Charpy Centenary Conference, Poitiers, France, 2-5 October 2001, 661-668.
- [49] Gao X., Zhang X., Liu H., Chen Z., Li H., 2017, *Residual mechanical properties* of stainless steels S30408 and S31608 after fire exposure, Construction and Building Materials, vol. 157, 654–667.
- [50] Gewain R.G., Iwankiw N.R., Alfawakhiri F., 2003, *Facts for Steel Buildings Fire*, American Institute of Steel Construction (AISC).
- [51] Ghazani Shaban M., Eghbali B., 2018, *Characterization of the hot deformation microstructure of AISI 321 austenitic stainless steel*, Materials Science and Engineering A., vol. 730, 380-390.
- [52] Ghosh A., Ghosh M., 2018, *Tensile and impact behaviour of thermo mechanically treated and micro-alloyed medium carbon steel bar*, Construction and Building Materials, vol. 192, 657-670.
- [53] Godula A., 2013, Rozprawa doktorska: Zastosowanie metod probabilistycznych w przewidywaniu pęknięć w procesach odkształcania metali, Akademia Górniczo-Hutnicza, Kraków, 8-13.
- [54] Gosowski B., Kubica E., 2012, *Badania laboratoryjne konstrukcji metalowych*, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 49-52.

- [55] Grabski M.W., 2000, Istota Inżynierii Materiałowej, Politechnika Warszawska, Grabkowo.
- [56] Gunalan S., Mahendran M., 2014, *Experimental investigation of post-fire mechanical properties of cold-formed steels*, Thin-Walled Structures, vol. 84, 241–254.
- [57] Haskel H., Pauletti E., Martins J.P., Carvalho A.L.M., 2013, *Evaluation of delamination mechanisms from Charpy impact test in API-X70 steel*, 13th International Conference on Fracture, June 16–21, Beijing, China.
- [58] Haušild P., Bompard P., Berdin C., Prioul C., Karlik M., 2002, *Influence of ductile tearing on cleavage triggering in ductile-to-brittle transition of A508 Steel* [w:] François D., Pineau A. (Eds.): From Charpy to Present Impact Testing; Elsevier Science Ltd. and ESIS, 79-86.
- [59] Hirohata M., Nezu K., Nakayama T., Matsusui S., 2018, *Effect of heating and cooling processes simulating fire damage on mechanical properties od steels used in aged bridges*, Steel Construction Engineering, vol. 24(95), 49-57.
- [60] Holicky M., 2005, *Calibration of the combination factors for fire design situation*, Proceedings of International Conference on Structural Safety and Reliability (ICOSSAR), Rome, Italy.
- [61] Honeycombe, R.W.K., Bhadeshia, H.K.D.H., 1995, *Steels: Microstructure and Properties*, Second Edition, Edward Arnold, London, UK.
- [62] Houdremont, E., 1953, *Handbook of Special Steels*, Springer Verlag, Berlin, Germany.
- [63] Hu Y., Tang S.-L., George A., Tao Z., Wang X.-Q., Thai H.-T., 2019, *Behaviour* of stainless steel bolts after exposure to elevated temperatures, Journal of Constructional Steel Research, vol. 157, 371–385.
- [64] Huang D., Zhang L., Wang W., Mu H., 2022, *Test on post-fire residual mechanical properties of high strength Q690 steel considering tensile stress in fire*, Journal of Constructional Steel Research, vol. 194, 107340.
- [65] Huang Y, Young B., 2017, *Post-fire behaviour of ferritic stainless steel materials*, Construction and Building Materials, vol. 157, 654–667.
- [66] Huang Y., Young B., 2018, *Mechanical properties of lean duplex stainless steel at post-fire condition*, Thin-Walled Structures, vol. 130, 564–576.
- [67] Hutchinson J.W., Freund L.B., 1985, *High strain-rate crack growth in rate-dependent plastic solids*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 33(2), 169–191.
- [68] Inoue T., Kimura Y., 2022, Effect of Delamination and Grain Refinement on Fracture Energy of Ultrafine-Grained Steel Determined Using an Instrumented Charpy Impact Test, Materials, vol. 15(3), 867.
- [69] Jackiewicz J., 2012, Modelowanie rozwoju pęknięć w stalach, [w:] Zmęczenie i mechanika pękania. Materiały XXIV Sympozjum Zmęczenie i Mechanika Pękania, Wydawnictwo uczelniane Uniwersytetu Technologiczno-Przyrodniczego w Bydgoszczy, 51-53.
- [70] Jo, S.Y., Han J., Kang J.-H., Kang S., Lee S., Lee Y.-K., 2015, *Relationship between grain size and ductile-to-brittle transition at room temperature in Fe-18Mn-0.6C-1.5Si twinning-induced plasticity steel*, Journal of Alloys and Compounds, vol. 627, 374-382.
- [71] Joo M.S., Suh D.W., Bae J.H., Bhadeshia H.K.D.H., 2012, *Role of delamination and crystallography on anisotropy of Charpy toughness in API-X80 steel*, Materials and Science Engineering: A, vol. 546, 314-322.
- [72] Kalinowska-Ozgowicz E., 2013, *Strukturalne czynniki umocnienia i rekrystalizacji stali z mikrododatkami odkształcanych plastycznie na gorąco*, Open Access Library, vol. 2(20).
- [73] Kalthoff J.F., 1990a, *Impact loading of cracks by drop weight* [w:] Klepaczko J.R.: Crack Dynamics in Metallic Materials, Springer Verlag, Wien, 135-140.

- [74] Kalthoff J.F., 1990b, *Experimental Fracture Dynamics* [w:] Klepaczko J.R., Crack Dynamics in Metallic Materials, Springer Verlag, Wien, 225-228.
- [75] Kantor M.M., Vorkachev K.G., Bozhenov V.A., Solntsev K.A., 2022, *The role of Splitting phenomenon under Fracture of Low-Carbon Microalloyed X80 Pipeline Steels during Multiple Charpy Impace Tests*, Applied Mechanics, vol. 3, 740-756.
- [76] Karlsson L., 1999, Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steels and weld metals metallurgy, influence on properties and welding aspects, Welding in the World 43/5, 20-40.
- [77] Kharchenko V.V., Kondryakov E.A., Zhamaka V.N., Babutskii A.A., Babutskii A.I., 2006, *The effect of temperature and loading rate on the crack initiation and propagation energy in carbon steel Charpy specimens*, Strength of Materials, vol. 38, no. 5, 535-541.
- [78] Khatak H.S., Baldev R., 2002, *Corrosion of Austenitic Stainless Steels Mechanism*, *Mitigation and Monitoring*, Woodhead Publishing Ltd., Cambridge, UK.
- [79] Khorasani N. E., Gardoni P., Garlock M., 2015, *Probabilistic Fire Analysis: Material Models and Evaluation of Steel Structural Members*, Journal of Structural Engineering, ASCE, 141(12).
- [80] Klepaczko J.R., 1990, Impact loading on specimens of different geometries, test methods and results [w:] Klepaczko J.R.: Crack Dynamics in Metallic Materials, Springer Verlag, Wien, 396-398.
- [81] Klueh, R.L., Alexander, D.J., 1999, *Effect of heat treatment and irradiation temperature* on impact properties of Cr-W-V ferritic steels, Journal of Nuclear Materials, vol. 265, 262-272.
- [82] Knott J.F., 1992, *Micromechanisms of fracture the role of microstructure* [w:] Sedmak S., Sedmak A., Ruzic D. (Eds.): ECF9 Reliability and Structural Integrity of Advances Materials, EMAS, Warley, 1375-1400.
- [83] Kobayashi T., Yamamoto I., Niinomi M., 1993, *Introduction of a New Dynamic Fracture Toughness Evaluation System*, Journal of Testing and Evaluation, vol. 21, 145-153.
- [84] Kobayashi T., 2001, *Impact Testing* [w:] Encyclopedia of Materials: Science and Technology (Second Edition), 4027-4031.
- [85] Kodur V., Dwaikat M., Fike R., 2010, *High-Temperature Properties of Steel for Fire Resistance Modeling of Structures*, Journal of Materials in Civil Engineering, ASCE, 423-434.
- [86] Kosiorek M., 1979, Charakterystyki mechaniczne stali budowlanych w podwyższonych temperaturach, Materiały VI Międzynarodowej Konferencji Naukowo-Technicznej Konstrukcje metalowe, Katowice, 30 maja–2 czerwca, 281–289.
- [87] Kosiorek M., 2000, Ocena konstrukcji stalowych po pożarze, Materiały XV Ogólnopolskiej Konferencji "Warsztat Pracy Projektanta Konstrukcji", Ustroń, 23-26 luty, 51-53.
- [88] Koufu M., Mika K., Fuyuki I., 2017, *A study on steel mechanical property considering heating history temperature and cooling method. Part V effect of steel type on impact properties*, Summaries of Technical Papers of Annual Meeting Architectural Institute of Japan, Fire Safety, 171-172.
- [89] Lee J., 2012, *Elevated-Temperature Properties of ASTM A992 Steel for Structural-Fire Engineering Analysis*, Austin, US. PhD dissertation. University of Texas at Austin.
- [90] Lee J., Engelhardt M.D., Taleff E.M., 2012, *Mechanical Properties of ASTM A992 Steel After Fire*, Engineering Journal, vol. 49, no. 1, 33-44.
- [91] Lenkey G.B., Toth L., 2001, *Measurement techniques for determination of ductile crack initiation on Charpy specimens*, Materialwiss Werkstofftech, vol. 32, 562-567.

- [92] Li G.-Q., Lyu H., Zhang C., 2017, *Post-fire mechanical properties of high strength Q690 structural steel*, Journal of Constructional Steel Research, vol. 132, 108–116.
- [93] Li H.T., Young B., 2018, Post-fire mechanical properties of high strength steels, 12th International Conference on Advances in Steel-Concrete Composite Structures (ASCCS 2018), València, Spain, June 27-29, 83-90.
- [94] Lin T., Evans A.G., Ritchie R.O., 1986, *Statistical analysis of cleavage fracture ahead of sharp cracks and rounded notches*, Acta Metallurgica, vol. 34, 2205-2216.
- [95] Lin T., Evans A.G., Ritchie R.O., 1987, *Stochastic Modeling of the Independent Roles of Particle Size and Grain Size in Transgranular Cleavage Fracture*, Metallurgical Transactions A, vol. 18A.
- [96] Lin Y., Yang W., Tong Z., Zhang C., Ning G., 2017, *Charpy impact test on A508-3 steel after neutron irradiation*, Engineering Failure Analysis, vol. 82, 733-740.
- [97] Linke P., 2010, *Spektrometr iskrowy analizator stopów metali*, Własności i Pomiary, 09/10, 94-96.
- [98] Lippold J.C., Kotecki D.J., 2005, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*, JohnWiley & Sons, New Jersey, USA.
- [99] Llewellyn, D.T., 1995, *Steels: Metallurgy and Applications*, Second edition, Butterworth Heinemann, Oxford, UK.
- [100] Llewellyn D.T., Hudd R.C., 2003, *Steels: Metallurgy and Applications*, Butterworth Heinemann, Oxford, UK.
- [101] Lou G.-B., Fei C.-N., Wang Y.-B., Chen L.-H., 2022, *Experimental study on post-fire* mechanical properties of high-strength fire-resistant steel, Engineering Mechanics, vol. 39(9), 153-159.
- [102] Lu J., Liu H., Chen Z., Liao X., 2016, Experimental investigation into the post-fire mechanical properties of hot-rolled and cold-formed steels, Journal of Constructional Steel Research, vol. 121, 291–310.
- [103] Lu W., Mäkeläinen, P., 2003, *Advanced Steel Structures*, Publication 29, Laboratory of Steel Structures, Helsinki University of Technology, Espoo, Finland, 116.
- [104] Lyu D.D., Fan H.F., Li S.F., 2016, A hierarchical multiscale cohesive zone model and simualtion of dynamic fracture in metals, Engineering Fracture Mechanics, vol. 163, 327–347.
- [105] Maciejewski K., Sun Y., Gregory O., Ghonem H., 2012, *Time-dependent deformation of low carbon steel at elevated temperatures*, Materials Science and Engineering: A, vol. 534, 147–156.
- [106] Manahan M.P. Sr., Cruz C.A. Jr., John H.E., 2000, *Instrumented Pendulum Impact Testing of Plastics [w:]* Peraro J.S., ed.: Limitations of Test Methods for Plastics, ASTM STP 1369, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken.
- [107] Manahan M.Jr., McCovan C.N., Manahan M.P.Sr., 2008, *Percent area determination in Charpy impact testing*, Journal of ASTM International.
- [108] Maraveas C., Fasoulakis Z., 2014, *Post-Fire Mechanical Properties of Structural Steel*, 8th National Steel Structures Conference, Tripoli, Greece.
- [109] Maraveas C., Fasoulakis Z. C., Tsavdaridis D., 2017a, *Mechanical properties of High and Very High strength Steel at elevated temperatures and after cooling down*, Fire Science Reviews, vol. 6(3), 1-13.
- [110] Maraveas C., Fasoulakis Z., Tsavdaridis K.D., 2017b, *Post-Fire Assessment* and Reinstatement of Steel Structures, Journal of Structural Fire Engineering, vol. 8(2), 181-201.
- [111] Maślak M., 2008, *Trwałość pożarowa stalowych konstrukcji prętowych*, Wydawnictwo Politechniki Krakowskiej, Kraków.

- [112] Maślak M., 2012, Badania stali konstrukcyjnej po pożarze w kontekście oceny możliwości jej dalszego użytkowania w elementach nośnych ustrojów budowlanych, Przegląd Budowlany, vol. 6, 48-51.
- [113] Maślak M., 2020, *Zachowanie się stali konstrukcyjnej w warunkach pożaru*, XXXV Ogólnopolskie Warsztaty Pracy Projektanta Konstrukcji, Beskidy, 3-6 marca 2020.
- [114] Maślak M., Pańtak M., Pazdanowski M., Stankiewicz M., Zajdel P., 2022a, Testing of brittleness for selected stainless steel grades cooled down after simulated fire occurrence [w:] IMST 2022: 5th International Conference "Innovative Materials, Structures and Technologies", Riga Technical University, 28-30 September 2022, Ryga, Łotwa, 81-82.
- [115] Maślak M., Pazdanowski M., Stankiewicz M., Wassilkowska A., Zajdel P., Zielina M., 2023a, *Impact fracture surfaces as the indicators of structural steel post fire susceptibility to brittle cracking*, Materials, vol. 16(8), 3281.
- [116] Maślak M., Pazdanowski M., Stankiewicz M., Zajdel P., 2021a, *The impact strength of selected steel types after fire. Experimental tests related to simulated fire conditions*, 7th International Conference "Applications of Structural Fire Engineering" (ASFE), 9-11 June 2021, Ljubljana, Słowenia, 55-60.
- [117] Maślak M., Pazdanowski M., Stankiewicz M., Zajdel P., 2021b, *Post-fire susceptibility* to brittle fracture of selected steel grades used in construction industry assessment based on the instrumented impact test, Materials, vol. 14, 3922.
- [118] Maślak M., Pazdanowski M., Stankiewicz M., Zajdel P., 2023b, Influence of the duration of fire incidents on the post-fire impact strength of selected steel grades used in construction, IFireSS 2023 – International Fire Safety Symposium, Rio de Janeiro, Brasil, 21-23 June 2023.
- [119] Maślak M., Pazdanowski M., Stankiewicz M., Zajdel P., 2023c, *Testing of Post-fire Brittleness for Certain Standard Duplex and Lean Duplex*, CE/PAPERS, vol 6(3-4), 514-519.
- [120] Maślak M., Pazdanowski M., Stankiewicz M., Zajdel P., 2023d, Testing of post-fire resistance for selected stainless steel grades used in construction, Eleventh International Conference on Advances in Steel Structures (ICASS'2023) 5-7 December 2023, Kuching Sarawak, Malaysia.
- [121] Maślak M., Skiba R., 2015, *Fire resistance increase of structural steel through the modification of its chemical composition*, Procedia Engineering, vol. 108, 277-284.
- [122] Maślak M., Stankiewicz M., Ślązak B., 2021c, *Duplex steels used in building structures and their resistance to chloride corrosion*, Materials, vol. 14(19), 5666.
- [123] Maślak M., Stankiewicz M., Woźniczka P., Zajdel P., 2023e, *Badania po-pożarowej wytrzymałości stali S355J2+N*, Inżynieria i Budownictwo, nr 11-12.
- [124] Maślak M., Stankiewicz M., Zajdel P., 2022b, Kruchość wybranych stali konstrukcyjnych po symulowanej ekspozycji pożarowej, Inżynieria i Budownictwo, vol. 78, nr 5-6, 232-239.
- [125] Maślak M., Żwirski G., 2017, Zmiany strukturalne w stali konstrukcyjnej wywołane epizodami jej nagrzewania i stygnięcia podczas pożaru, Safety & Fire Technique, vol. 48, 34-52.
- [126] Merrit F. S., Ricketts J. T., 2001, *Building Design and Construction Handbook*, McGraw-Hill, New York.
- [127] Messmer R.P., Briant C.L., 1982, *The role of chemical bonding in grain boundary embrittlement*, Acta Metallurgica., vol. 30, 457-467.
- [128] Molkens T, Cashell K.A, Malaska M, Rehman F-U, Alanen M, Rossi B., 2021a, *Performance of structural stainless steel following a fire*, Engineering Structures, vol. 235.

- [129] Molkens T., Cashell K. A., Rossi B., 2021b, *Post-fire mechanical properties of carbon steel and safety factors for the reinstatement of steel structures*, Engineering Structures, vol. 234.
- [130] Nanstad R.K., Sokolov M.A., 1995, Charpy Impact Test Results on Five Materials and NIST Verification Specimens Using Instrumented 2-mm and 8-mm Strikers [w:] Siewert T.A., Schmieder A.K. (Eds.): Pendulum Impact Machines. Procedures and Specimens for Verification, ASTM STP 1248, ASTM, 111-139.
- [131] Needleman, A., Tvergaard, V., 2000, *Numerical modeling of the ductile-brittle transition*, International Journal of Fracture, vol. 101, 73–97.
- [132] Neimitz A., 1998, Dynamika wzrostu pęknięć, Politechnika Świętokrzyska, Kielce.
- [133] Neimitz A., 2012, Odporność na pękanie rzeczywistych obiektów konstrukcyjnych modele obliczeniowe, XXIV Sympozjum Zmęczenie i Mechanika Pękania, Bydgoszcz – Pieczyska, maj 2012.
- [134] Nicodemi W., 2002, *Introduction to Stainless Steels*, Associazione Italiana di Metallurgia, Milan, Italy.
- [135] Nikolaou J., Papadimitriou G.D., 2004, *Microstructures and mechanical properties after heating of reinforcing 500 Mpa class weldable steels produced by various processes (Tempcore, microalloyed with vanadium and work-hardned)*, Construction and Building Materials, vol. 18, 243-254.
- [136] Nilsson J.O., 1992, *Super Duplex Stainless Steels*, Materials Science and Technology, vol. 8, 685-700.
- [137] Nilsson J.O., Liu P., 1991, Aging at 400-600°C of submerged arc welds of 22-Cr-3Mo-8Ni duplex stainless steel and its effect on toughness and microstructure, Materials and Science Technology, vol. 7, 853-862.
- [138] Nitzsche, V.R., Hsia, K.J., 1994, *Modelling of dislocation mobility controlled brittleto-ductile transition*, Materials Science and Engineering, A176, 155–164.
- [139] Orabi M. A., Sun Y., Usmani A., Zhao O., 2019, Stainless steel elements in building fire. A numerical study on the fundamentals of thermo-mechanical effects, Proceedings of the 6th International Conference on Application of Structural Fire Engineering (ASFE), Singapore, June 13-14, paper P5, 7.
- [140] Outinen J., 2007, Mechanical properties of structural steels at high temperatures and after cooling down. PhD dissertation, Helsinki, Finland, Helsinki University of Technology.
- [141] Outinen J., Mäkeläinen P., 2004, *Mechanical properties of structural steel at elevated temperatures and after cooling down*, Fire and Materials, vol. 28, 237-251.
- [142] Pacyna J., 2005, *Metaloznawstwo. Wybrane zagadnienia*, Kraków: Uczelniane Wydawnictwa Naukowo Dydaktyczne.
- [143] Panigrahi B. K., 2006, *Microstructures and properties of low-alloy fire-resistant steel*, Bulletin of Material Science, Indian Academy of Sciences, vol. 29, no. 1, 59-66.
- [144] Panigrahi B.K., 2010, *Microstructure Mechanical Property Relationship* for Fe/Mn/Cr Rock Bolt Reinforcing Steel, Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 19, 885-893.
- [145] Panin S.V., Maruschak P.O., Vlasov I.V., Ovechkin B.B., 2016, Impact toughness of 12Cr1MoV steel. Part 1 Influence of temperature on energy and deformation parameters of fracture, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, vol. 83, 105-113.
- [146] Pańcikiewicz K., Maślak M., Pazdanowski M., Stankiewicz M., Zajdel P., 2023, Changes in the microstructure of selected structural alloy steel grades identified after their simulated exposure to fire temperature, Case Studies in Construction Materials, vol. 18, e01923.

- [147] Park T.C., Kim B.S., Son J.H., Yeo Y.K., 2021, A New Fracture Analysis Technique for Charpy Impact Test Using Image Processing, Korean Journal of Metals and Materials, vol. 59(1), 61-66.
- [148] Pawłowski B., 2005, *Obróbka cieplna i cieplno-chemiczna stali* [w:] Praca zbiorowa pod red. Pacyna J.: Metaloznawstwo. Wybrane zagadnienia, Uczelniane Wydawnictwo Naukowo-Dydaktyczne AGH, Kraków, 175-202.
- [149] Peng P.C., Chi J.H., Cheng J.W., 2016, *A study on behavior of steel structures subjected to fire using non-destructive testing*, Construction and Building Materials, vol. 128, 170-175.
- [150] Pereira L.C., Garcia de Blas J.C., Griza S., Darwish F.A.I., 2021, *Use of instrumented Charpy testing on the fracture toughness characterization of metallic materials*, Tecnologia. Metalurgia, Materiais e Mineracao, vol. 18.
- [151] Przybyłowicz K., 1984, *Fizyczne podstawy odkształcenia plastycznego metali*, Skrypty uczelniane nr 939, Kraków.
- [152] Puppala G., Moitra A., Sathyanarayanan S., Kaul R., Sasikala G., Prasad R.C., Kukreja L.M., 2013, Evaluation of fracture toughness and impact toughness of laser rapid manufactured Inconel-625 structures and their co-relation, 13th International Conference on Fracture, June 16-21, Beijing, China.
- [153] Qian G.A., Lei W.S., Niffenegger M., Gonzalez-Albuixech V.F., 2018, On the temperature independence of statistical model parameters for cleavage fracture in ferritic steels, Philosophical. Magazine, vol. 98, 959–1004.
- [154] Qiang X., Bijlaard F.S.K.; Kolstein H., 2012, *Post-fire mechanical properties of high strength structural steels S460 and S690*, Engineering Structures, vol. 35, 1–10.
- [155] Radaković Z., 2005, Magnetic Emission Technique in Assessing Dynamic Fracture Mechanics Parameters of Ductile Steel, FME Transactions, Belgrade, vol. 33, 1-9.
- [156] Raoul S., 1999, *Thèse*, École Supérieure des Mines de Paris, CEA-R-5874.
- [157] Rasouli D., Khameneh A.S., Akbarzadeh A., Daneshi G.H., 2008, *Effect of cooling rate* on the microstructure and mechanical properties of microalloyed forging steel, Journal of Materials Processing Technology, vol. 206(1-3), 92-98.
- [158] Ren B., Li S.F., 2012, *Modeling and simulation of large-scale ductile fracture in plates and shells*, International Journal of Solids and Structures, vol. 49, 2373–2393.
- [159] Ren C., Dai L., Huang Y., He W., 2020, *Experimental investigation of post-fire* mechanical properties of Q235 cold-formed steel, Thin–Walled Structures, vol. 150, 106651.
- [160] Roberts S.G., Booth A.S., Hirsch P.B., 1994, *Dislocation activity and brittle-ductile transitions in single crystals*, Materials Science and Engineering, A176, 91-98.
- [161] Rosenfield A. R., Shetty D. K., 1981, *Lower-bound fracture toughness of a reactorpressure-vessel steel*, Engineering Fracture Mechanics, vol. 14(4), 833-842.
- [162] Rosenfield A.R., Shetty D.K., Skidmore A.J., 1983, *Fractographic observation* of cleavage initiation in the ductile-brittle transition region of a reactor-pressure-vessel steel, Metallurgical Transactions A, vol. 14 A, 1934-1937.
- [163] Sadowski J., 2012, Problem oceny punktu inicjacji rozwoju pęknięcia w próbie udarowego zginania, XXIV Sympozjum Zmęczenie i Mechanika Pękania, Bydgoszcz – Pieczyska, maj 2012.
- [164] Sahraoui S., Lataillade J.L., 1998, *Analysis of load oscillations in instrumented impact testing*, Engineering Fracture Mechanics, vol. 60, no. 4, 437-446.
- [165] Samuel K.G., Sreenivasan P.R., Ray S.K., Rodriguez P., 1987, *Evaluating of ageing-induced embrittlement in an austenitic stainless steel by instrumented impact testing*, Journal of Nuclear Materials, vol. 150, 78-84.

- [166] Schofield R., Rowntree G., Sarma N.V., Weiner R.T., 1974, 'Arrowhead' fractures in controlled-rolled pipeline steels, Metals Technology, vol. 1(1), 325–331.
- [167] Sedriks A. J., 1986, *Effects of Alloy Composition and Microstructure on the Passivity of Stainless Steels*, Corrosion, vol. 42, NACE, Houston, Texas.
- [168] Server W.L., 2002, *Instrumented Charpy test review and application to structural integrity*, [w:] François D., Pineau A.: From Charpy to Present Impact Testing, Elsevier Science and ESIS, 205-212.
- [169] Setién J., Gonzáles J.J., Alvarez J.A., Polanco J.A., 2002, *Evolution of mechanical behaviour in a structural steel subjected to high temperatures*, Engineering Failure Analysis, vol. 9, 191-200.
- [170] Sha W., Kirby B.R., Kelly F.S., 2001, *The Behaviour of Structural Steels at Elevated Temperatures and the Design of Fire Resistant Steels*, Materials Transactions, vol. 42, no. 9, 1913-1927.
- [171] Shanmugam P., Jana B., Pathak S.D., 1995, *Dynamic Fracture Toughness (DFT)* of Banded HSLA Steels, Journal of Testing and Evaluation, vol. 23, 11-18.
- [172] Shi G., Wang S., Rong C., 2022, *Experimental investigation into mechanical properties* of Q345 steel after fire, Journal of Constructional Steel Research, vol. 199, 107582.
- [173] Shih C.F., 1981, *Relationships between the J -integral and the crack opening displacement for stationary and extending cracks*, Journal of Mechanics and Physics of Solids, vol. 29, 305–326.
- [174] Skowroński W., 2000, *O właściwościach stali w podwyższonej temperaturze*, Konstrukcje Stalowe, vol. 4(41), 50-52.
- [175] Skowroński, W., 2004, Fire Safety of Metal Structures. Theory and Design Criteria, PWN, Warszawa.
- [176] Smith C.I., Kirby B.R., Lapwood D.G., Cole K.J., Cunningham A.P., Preston R.R., 1981, *The reinstatement of fire damaged steel framed structures*, Fire Safety Journal, vol. 4, 21–62.
- [177] Song L.-X., Li G.-Q., 2021, *Processing and cooling effects on post-fire mechanical properties of high strength structural steels*, Fire Safety Journal, vol. 122, 103346.
- [178] Sorochak A.P., Maruschak P.O., Yasniy O.P., Vuherer T., Panin S.V., 2017, *Evaluation of dynamic fracture toughness parametres of locomotive axle steel by instrumented Charpy impact test*, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, vol. 40, 512-522.
- [179] Sreenivasan R., 2006, *Charpy energy–lateral expansion relations for a wide range of steels*, International Journal of Pressure Vessels and Piping, vol. 83, 498–504.
- [180] Stankiewicz M., Holloway G., Marshall A., Zhang Z., Ślązak B., 2012, *Próba udarności Charpy 'ego i parametr Lateral Expansion w ocenie materiałów spawalniczych dla potrzeb kriogeniki*, Przegląd Spawalnictwa, 11/2012, 1-7.
- [181] Stankiewicz M., Ślązak B., 2018, *Spawanie łukowe stali duplex pod kątem maksymalnej odporności połączeń spawanych na korozję wżerową w środowisku chlorków*, Przegląd Spawalnictwa, vol. 90, 5/2018, 142-150.
- [182] Strnadel B., Matocha K., 2009, *Testing Samples Size Effect on Notch Toughness of Structural Steels*, Metalurgija, vol. 48(4), 253-256.
- [183] Sugimoto K., Kintou S., Koufu M., Haruhata J., Nishimura K., Suzuki J., 2017, A study on steel mechanical property considering heating history and cooling method. Part VI – Effect of Steel Type on Microstructure, Summaries of Technical Papers of Annual Meeting Architectural Institute of Japan. Fire Safety, 173-174.
- [184] Sykora M, Diamantidis D, Holicky M, Jung K., 2017, *Target reliability levels* for existing structures considering economic and societal aspects, Structure and Infrastructure Engineering, vol. 13, 181–194.

- [185] Tanguy B., Besson J., Piques R., Pineau A., 2005, *Ductile to brittle transition of an A508 steel characterized by Charpy impact test. Part II: modeling of the Charpy transition curve*, Engineering Fracture Mechanics, vol. 72, 413-434.
- [186] Tanguy B., Piques R., Pineau A., 2001, *Experimental analysis of Charpy V-notch specimens*, [w:] Proceedings of the Charpy Centenary Conference, Poitiers, France, 2-5 October, 425-432.
- [187] Tao Z., Wang X.-Q., Hassan M.K., Song T.-Y., Xie L.-A., 2018, *Behaviour of three types of stainless steel after exposure to elevated temperatures*, Journal of Constructional Steel Research, vol. 152, 296–311.
- [188] Tarpani J.R., Maluf O., Adami Gatti M.C., 2009, *Charpy Impact Toughness* of Conventional and Advanced Composite Laminates for Aircraft Construction, Materials Research, vol. 12(4), 395-403.
- [189] Tasak E., 2008, Metalurgia spawania, Wydawnictwo JAK, Kraków.
- [190] Tasak E., 2002, *Spawalność stali*, wyd. Fotobit, Kraków.
- [191] Tasak E., Ziewiec A., 2009, *Spawalność materiałów konstrukcyjnych. Tom I. Spawalność stali,* Wydawnictwo JAK, Kraków.
- [192] Topolska S., Łabanowski J., 2009, *Effect of microstructure on impact toughness of duplex and superduplex stainless steels*, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, vol. 36(2).
- [193] Topolska S., Łabanowski J., 2015, *Impact-toughness investigations of duplex: Stainless steels*, Materials and Technology, 49(4), 481–486.
- [194] Toth L., Rossmanith H.P., Siewert T.A., 2001, *Historical Background and Development* of the Charpy Test, [w:] Francois D., Pineau A. (Eds.): Proceedings of Charpy Centenary Conference, 2-5 October, Poitiers, France, Elsevier, 3-17.
- [195] Trilleros J.A., Mato S., Huertas I., 2012, Development of a pilot furnace for testing structural steels under standard fire model, [w:] Chan S.L., Shu G.P. (Eds.): Proceedings of 7th International Conference Advances in Steel Structures, Nanjing, April 14–16, vol. II, 821–830.
- [196] Tronskar J.P., Mannan M.A., Lai M.O., 2002, *Measurement of fracture initiation* toughness and crack resistance in instrumented Charpy impact testing, Engineering Fracture Mechanics, vol. 69, 321-338.
- [197] Tvergaard V., Needleman A., 1993, *An analysis of the brittle-ductile transition in dynamic crack growth*, International Journal of Fracture, vol. 59, 53–67.
- [198] Tylek I., Kuchta K., 2014, *Mechanical properties of structural stainless steel*, Technical Transactions. Civil Engineering, 4-B/2014, 59-80.
- [199] van Walle E., 1996, *Evaluating Material Properties by Dynamic Testing*, ESIS Publication 20, Mechanical Engineering Publications Limited, Suffolk, UK.
- [200] Vecchio R.S., 2005, *Steel*, [w:] Ratay R.T. (Ed.): Structural Condition Assessment, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, New Jersey.
- [201] Verhoeven J.D., 2007, *Steel Metallurgy for the Non-Metallurgist*, ASM International: Materials Park, Ohio.
- [202] Viehrig H.-W., Boehmert J., Dzugan J., 2002, Use of instrumented Charpy impact tests for the determination of fracture toughness values, [w:] François D., Pineau A. (Eds.): From Charpy to Present Impact Testing, Elsevier Science Ltd. And ESIS, 245-252.
- [203] Viehrig H.W., Boehmert J., Richter H., Valo M., 2000, Use of Instrumented Charpy Test for Determination of Crack Initiation Toughness, [w:] Siewert T.A., Manahan M.P. (Eds.) Pendulum Impact Testing: A Century of Progress, ASTM STP 1380, 354-365.

- [204] Wallin K., Nevasmaa P., Planman T., Valo M., 2002, Evolution of the Charpy-V test from a quality control test to a materials evaluation tool for structural integrity assessment, [w:] François D., Pineau A. (Eds.): From Charpy to Present Impact Testing; Elsevier Science Ltd. And ESIS, 57-68.
- [205] Wang C., Tong Z., Zhong W., Lin H., Ning G., Zhang C., Yu B., Xu S., Yang W., 2021, A method for directly measuring fracture toughness and determining reference temperature for RPV steels by Charpy impact test, Engineering Fracture Mechanics, 243, 107526.
- [206] Wang H., Tian Y., Ye Q., Wang Q., Wang Z., Wang G., 2022, Effect of Delamination on Ductile Fracture during the Impact Test in Ultra-Heavy Steel, Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 31(10), 7843-7855.
- [207] Wang X., Tao Z., Song T., Lan L., 2014, *Stress-strain model of austenitic stainless steel after exposure to elevated temperatures*, Journal of Constructional Steel Research, vol. 99, 129–139.
- [208] Wei Y.J., Anand L., 2008, On micro-cracking, inelastic dilatancy, and the brittleductile transition in compact rocks: A micro-mechanical study, International Journal of Solids and Structures, vol. 45, 2785–2798.
- [209] Węgrzyn T., Hadryś D., Miros M., 2007, *Wpływ pierwiastków stopowych na właściwości mechaniczne stopiwa*, Zeszyty Naukowe Wyższej Szkoły Zarządzania Ochroną Pracy w Katowicach.
- [210] Węgrzyn T., Żołnierz M., Wieczorek A., 2011, Analiza stężenia węgla w warstwach przypowierzchniowych stali do nawęglania, Maszyny Górnicze.
- [211] Williams M.L., 1957, *On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack*, Journal of Applied Mechanics, vol. 24(1), 109-114.
- [212] Winful D.A., Cashell K.A., Afshan S., Barnes A.M., Pargeter R.J., 2017, *Material properties of high strength steel under fire conditions*, Proceedings of the 8th European Conference on Steel and Composite Structures "Eurosteel 2017", September 13-15, Copenhagen, Denmark.
- [213] Wyrzykowski J.W., Pleszakow E., Sieniawski J., 1999, *Odkształcanie i pękanie metali*, WNT Warszawa.
- [214] Yamakov V.I., Warner D.H., Zamora R.J., Saether E., Curtin W.A., Glaessgen E.H., 2014, *Investigation of crack tip dislocation emission in aluminum using multiscale molecular dynamics simulation and continuum modeling*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, vol. 65, 35-53.
- [215] Yan X., Xia Y., Blum H.B., Gernay T., 2021, Post-fire mechanical properties of advanced high-strength cold-formed steel alloys, Thin–Walled Structures, 159, 107293.
- [216] Ye K., Ozaki F., 2020, *Impact fracture energy of steel welded connections in fire and post-fire*, Journal of Constructional Steel Research 170, 106-120.
- [217] Ye K., Ozaki F., Knobloch M., 2021, Impact fracture energies of cold-formed steel square hollow section in and after fire, Journal of Constructional Steel Research, vol. 183, 106740
- [218] Zajdel P., 2020, Interpretacja rezultatów próby udarności oprzyrządowanym młotem Charpy'ego na potrzeby oceny właściwości stali konstrukcyjnych, Inżynieria i Budownictwo 7/220, 341-344.
- [219] Zajdel P., 2021, A suitability assessment using an instrumented impact test of the use of selected structural steel grades on the basis of their changes in response to exposure to fire, Technical Transactions, No. 2021/7.

- [220] Zhang C., Jia B., Wang J., 2020a, *Influence of artificial cooling methods on post-fire mechanical properties of Q355 structural steel*, Construction and Building Materials, 252, 119092.
- [221] Zhang C., Wang R., Song G., 2020b, Post-fire mechanical properties of Q460 and Q690 high strength steels after fire-fighting foam cooling, Thin–Walled Structures, 156, 106983
- [222] Zhang M., Yang S., Wan F., 2019, *Competition mechanism of brittle-ductile transition of metals under tensile condition*, Mechanics of Materials, vol. 137.
- [223] Zheng Z., Liu Q., 2005a, *Effect of Vanadium on the Microstructure and Properties of Fire-Resistant Steels*, [w:] International Seminar 2005 on Application Technologies of Vanadium in Flat-rolled Steels, Suzhou, China, A Vanitec Publications, 96-104.
- [224] Zheng Z., Liu Q., 2005b, *Effect of Vanadium on the Properties of Fire-Resistant Weathering Steels*, Iron and Steel, vol. 40, Supplement, 811-815.
- [225] Zhou X., Xue X., Shi Y., Xu J., 2021, *Post-fire mechanical properties of Q620 highstrength steel with different cooling methods*, Journal of Constructional Steel Research, 180, 106608.
- [226] Zhu L.H., Zhao Q.X., Gu H.C., Lu Y.S., 1999, *Application of instrumented impact test for studying dynamic fracture property of 9Cr-1Mo-V-Nb-N steel*, Engineering Fracture Mechanics, vol. 64(3), 327-336.
- [227] Zucato I., Moreira M.C., Machado I.F., Lebrão S.G., 2002, Microstructural Characterization and the Effect of Phase Transformations on Toughness of the UNS S31803 Duplex Stainless Steel Aged Treated at 850°C, Materials Research, vol. 5 (3), 385-389.

Normy

- [1] ASTM E 2298-18, 2018, Standard test method for instrumented impact testing of metallic materials.
- [2] ASTM E23-18, 2018, Standard test method for notched bar impact testing of metallic materials.
- [3] ASTM E 23-92, 2016, Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials.
- [4] PN-EN 10020:2003: Definicja i klasyfikacja gatunków stali
- [5] PN-EN 10025-2:2019-11: Wyroby walcowane na gorąco ze stali konstrukcyjnych. Część 2: Warunki techniczne dostawy stali konstrukcyjnych niestopowych.
- [6] PN-EN 10025-6+A1:2023-04: Wyroby walcowane na gorąco ze stali konstrukcyjnych. Część 6: Warunki techniczne dostawy wyrobów płaskich ze stali konstrukcyjnych o podwyższonej granicy plastyczności w stanie hartowanym i odpuszczonym.
- [7] PN-EN 10088-1:2014-12: Stale odporne na korozję. Część 1: Wykaz stali odpornych na korozję
- [8] PN-EN ISO 14556:2015: Metale. Próba udarności sposobem Charpy'ego z karbem V. Oprzyrządowana metoda badania.
- [9] PN-EN ISO 148-1:2017-02: Metale. Próba udarności sposobem Charpy'ego. Część 1: Metoda badania.
- [10] PN-EN ISO 4885:2018-05: Stopy żelaza. Obróbka cieplna. Terminologia.
- [11] PN-EN ISO 6507-1:2018-05: Metale. Pomiar twardości sposobem Vickersa. Część 1: Metoda badania.
- [12] PN-EN ISO 6892-1:2020-05: Metale. Próba rozciągania. Część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej.

- [13] PN-EN 1993-1-1:2006 Eurokod 3: Projektowanie konstrukcji stalowych. Część 1-1: Reguły ogólne i reguły dla budynków.
- [14] PN-EN 1993-1-2:2007 Eurokod 3: Projektowanie konstrukcji stalowych. Część 1-2: Reguły ogólne – Obliczanie konstrukcji z uwagi na warunki pożarowe.
- [15] PN-EN 1993-1-10:2007 Eurokod 3: Projektowanie konstrukcji stalowych. Część 1-10: Dobór stali ze względu na odporność na kruche pękanie i ciągliwość międzywarstwową.
- [16] PN-EN 1993-1-12:2008 Eurokod 3: Projektowanie konstrukcji stalowych. Część 1-12: Reguły dodatkowe rozszerzające zakres stosowania EN 1993 o gatunki stali wysokiej wytrzymałości do S700 włącznie.
- [17] prEN 1993-1-2:2020 Eurocode 3: Design of steel structures. Part 1-2: General rules Structural fire design. Second Draft. CEN/TC 250/SC 3/WG 2/ N 82, 2019.

10. STRESZCZENIE

W niniejszej pracy przedstawiono analizę podatności na inicjację i propagację kruchego pękania próbek wykonanych z wybranych gatunków stali stosowanych w budownictwie, wystudzonych po ich uprzedniej symulowanej ekspozycji na oddziaływanie pożaru. Wnioskowanie prowadzono w oparciu o wyniki badań eksperymentalnych, uzyskane w zinstrumentalizowanej próbie udarności Charpy'ego. Odporność na kruche pękanie wydaje się być informacją kluczową, niezbędną do wiarygodnego określania przydatności badanej stali do jej ewentualnego dalszego użytkowania po pożarze. Ocena formalna polegała na jakościowej i ilościowej weryfikacji uzyskanych doświadczalnie zależności siła (F) – przemieszczenie punktu przyłożenia tej siły (s) oraz, alternatywnie, energia łamania (W) – przemieszczenie (s).

Do szczegółowej analizy wybrano pięć gatunków stali, uznanych za reprezentatywne dla większych grup, ze względu na charakterystykę ich mikrostruktury. Były to kolejno: stal S355J2+N jako konwencjonalna, konstrukcyjna stal o strukturze ferrytyczno-perlitycznej oraz kilka gatunków stali nierdzewnych, różniących się intencjonalnie dobrana mikrostrukturą, strukturze martenzytycznej, X6CrNiTi18-10 tym: stal X20Cr13 stal W 0 o strukturze austenitycznej, stal X2CrNiMoN22-5-3 o dwufazowej strukturze austenitycznoferrytycznej typu Standard Duplex (DSS) oraz stal X2CrMnNiN21-5-1 o strukturze austenityczno-ferrytycznej typu Lean Duplex (LDSS). Wykonane z tych stali próbki o normowym kształcie i wymiarach zostały poddane symulowanej ekspozycji pożarowej z przyjętym alternatywnie: 1-godzinnym (w pierwszej grupie badawczej) lub 10-godzinnym (w drugiej grupie badawczej) czasem ich efektywnego wygrzewania w zadanej temperaturze. Realizowana w praktyce temperatura nagrzewania wynosiła odpowiednio: 600°C lub alternatywnie 800°C i dla obu tych poziomów została dobrana intencjonalnie, w celu określenia wpływu ewentualnych trwałych zmian strukturalnych ujawniajacych się w danym scenariuszu badania. Rozważany był również zróżnicowany sposób chłodzenia próbek, w tym odpowiednio: ich gwałtowne chłodzenie w mgle wodnej, symulujące akcję gaśniczą prowadzoną przez straż pożarną oraz powolne stygnięcie na wolnym powietrzu, jako model samo-dogasania pożaru. Otrzymane wyniki odnoszono do stanu wyjściowego, kojarzonego ze stala bez wstępnej obróbki termicznej symulującej oddziaływanie pożaru. Próby udarności prowadzono w temperaturze 20°C oraz, dla celów porównawczych, w temperaturze -20°C (symulując warunki letnie i warunki zimowe przyszłego użytkowania badanych stali w klimacie środkowo-europejskim). Dla uwiarygodnienia wyników przeprowadzono również badania towarzyszące, pozwalające na pełniejszą analizę zmian właściwości mechanicznych inwentaryzowanych w danej stali wystudzonej po symulowanej dla niej ekspozycji pożarowej. Wykonano w tym względzie dla każdej z badanych stali statyczną próbę rozciągania oraz badanie po-pożarowej twardości prowadzone metodą Vickersa. Uzyskane w ten sposób wyniki doświadczalne znalazły dalsze potwierdzenie w obserwacjach mikrostruktury prowadzonych najpierw na mikroskopie optycznym, a następnie na mikroskopie skaningowym. Analizę wzbogacono o obserwacje przełomów ocenianych w konwencjonalnych badaniach fraktograficznych. Pozwoliło to na identyfikacje charakteru mechanizmu pekania w różnych obszarach badanych przełomów.

W rozdziale 1 niniejszej pracy został w sposób skrótowy przedstawiony obecny stan wiedzy oraz aktualne zalecenia normowe odniesione do właściwości stali budowlanych specyfikowanych w temperaturze pożarowej. Scharakteryzowane zostały normowe miary opisu stopnia redukcji właściwości mechanicznych tych stali identyfikowane w warunkach pożaru, w tym w szczególności te odnoszone do stali węglowych, stali nierdzewnych i stali wysokich wytrzymałości. W tym miejscu opisano również wpływ poszczególnych pierwiastków stopowych na właściwości stali obserwowane w temperaturze pożarowej.

W celu doboru odpowiednich warunków badania, w rozdziale 2 została przeprowadzona analiza wpływu scenariusza rozwoju pożaru na właściwości stali wystudzonej po pożarze. Na podstawie dostępnej literatury przedmiotu weryfikowano wpływ szybkości nagrzewania stali oraz sposobu i szybkości jej stygnięcia (studzenia) na identyfikowane po pożarze właściwości stali, a także na jej zmiany jakościowe ujawniające się w obszarach przypowierzchniowych.

Ze względu na brak zaleceń normowych dotyczących stopnia redukcji właściwości mechanicznych stali, specyfikowanego po pożarze, w rozdziale 3 zostały przedstawione rekomendacje dotyczące po-pożarowej zmiany granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie, odkształcenia granicznego i modułu sprężystości liniowej, rekomendowane w profesjonalnej literaturze do praktycznego stosowania.

W rozdziale 4 został szczegółowo przeanalizowany mechanizm powstawania i rozwoju pęknięć kruchych i pęknięć plastycznych. Wyszczególnione zostały parametry służące praktycznej ocenie podatności stali na kruche pękanie. Zawarta w tym rozdziale analiza czynników wpływających na pracę łamania, a także charakterystyka możliwych do uzyskania typów przełomów, stanowiła podstawę do przeprowadzonej w dalszej części pracy próby interpretacji wyników uzyskanych w przeprowadzonej w ramach prowadzonego eksperymentu próby udarności.

W rozdziale 5 opisano zasadę prowadzenia zinstrumentalizowanej próby udarności oraz przedyskutowano możliwości jej wykorzystania do praktycznej i wiarygodnej oceny podatności danej stali na kruche pękanie. Typowe relacje siła (F) – przemieszczenie punktu przyłożenia tej siły (s) uzyskane w badaniu udarności zostały zinterpretowane ze względu na kształt wykresu i na wielkość poszczególnych obszarów identyfikowanych z kolejnymi fazami procesu pękania. Uproszczone wykresy odpowiadające klasyfikacji stosowanej w normach EN i ASTM zostały przyporządkowane do krzywej przejścia w stan kruchy. Klasyczna próba udarności nie jest jak dotąd popularnym badaniem stosowanym w ocenie przydatności stali do jej dalszego użytkowania po pożarze. Zinstrumentalizowana próba udarności, choć wnosi wiele dodatkowych informacji, zwłaszcza takich, które dotyczą ryzyka katastrofalnego zniszczenia testowanego elementu, jak się wydaje nie była również wykorzystywana do tego celu. Jednakże, w oparciu o dane literaturowe, w rozdziale tym zostały wskazane przykłady praktycznego wykorzystania wyników tego rodzaju próby do wyznaczenia krzywej przejścia materiału w stan kruchy a także do oceny jego podatności na kruche pękanie, identyfikowanej w obniżonej lub w podwyższonej temperaturze badania.

Problem badawczy oraz cel, teza i zakres pracy zostały określone i zdefiniowane w rozdziale 6. W obecnej praktyce projektowej ekspertyzy służące ocenie przydatności stali do jej dalszego użytkowania po pożarze opierają się w zasadzie jedynie na rezultatach statycznej próby rozciągania. W niniejszej pracy zwrócono uwagę na istotność w tego rodzaju ocenie ewentualnej informacji na temat po-pożarowej kruchości stali. Determinuje ona bowiem, w ocenie autorki, realne bezpieczeństwo konstrukcji. Podstawowym celem naukowym pracy była zatem weryfikacja zinstrumentalizowanej próby udarności jako miarodajnego narzędzia do oceny tego rodzaju podatności na kruche pękanie. Chodziło również o wykazanie wpływu mikrostruktury rozważanych w pracy gatunków stali na zmiany obserwowane w tej stali realizowane w rozważanych szczegółowo scenariuszach pożarowych. Dobrane na początku gatunki stali zostały przeanalizowane pod kątem ujawnienia się w nich ewentualnych trwałych zmian strukturalnych zachodzących zarówno przy ich wygrzewaniu w temperaturze pożarowej i w procesie studzenia. Opisano zastosowany w praktyce sposób przygotowania próbek, przyjęte do badania i późniejszego wnioskowania scenariusze nagrzewania symulujące oddziaływanie realnego pożaru, a także skojarzony z danym scenariuszem sposób efektywnego studzenia próbek. Szczegółowo zaprezentowano wykorzystaną w prowadzonym eksperymencie aparaturę badawczą.

W rozdziale 7 dla każdego z rozważanych w pracy gatunków stali zostały szczegółowo przedstawione i precyzyjnie zinterpretowane uzyskane przez autorkę wyniki badań. Dla wszystkich rozważanych przez autorkę scenariuszy badawczych zestawiono wyniki uzyskane w zinstrumentalizowanej próbie udarności. Skojarzono je z wynikami pomiarów rozszerzenia poprzecznego *LE* oraz z odpowiadającą tym wynikom fraktografią towarzyszących im przełomów udarnościowych. Analiza wyników została uzupełniona o rezultaty statycznej próby rozciągania, badania twardości, a także o obserwacje mikrostruktury identyfikowanej na zgładach metalograficznych.

Wnioski z przeprowadzonych badań weryfikujące zdefiniowaną na wstępie tezę naukową a także potwierdzające realizację celów pracy przedstawionych szczegółowo w rozdziale 6 zostały sformułowane w rozdziale 8. Opisano tam również zamierzone przez autorkę kierunki dalszych badań.

Zakończenie pracy stanowi spis literatury i norm wykorzystanych do rozpoznania obecnego stanu wiedzy oraz do przygotowania i analizy wyników przeprowadzonych badań doświadczalnych.

SUMMARY

This disertation presents an analysis of the susceptibility to initiation and propagation of brittle fracture of specimens of selected steels used in construction, cooled after their prior simulated exposure to fire. The inference was based on experimental results of an instrumented Charpy impact test. Resistance to brittle fracture appears to be the essential information needed to reliably determine the suitability of the tested steel for possible further use after a fire. The formal evaluation consisted in the qualitative and quantitative verification of the experimentally obtained relationships of force (F) - displacement at the force application point (s) and, alternatively, breaking energy (W) - displacement (s).

Five steels, considered representative of larger groups, were selected for detailed analysis due to the characteristics of their microstructure. These were S355J2+N as a conventional steel with a ferritic-perlitic structure, and several grades of stainless steels, differing in their microstructure, including: X20Cr13 of martensitic structure, X6CrNiTi18-10 of austenitic structure, X2CrNiMoN22-5-3 of two-phase austenitic-ferritic structure of the Standard Duplex (DSS) type, and X2CrMnNiN21-5-1 of austenitic-ferritic structure of the Lean Duplex (LDSS) type. Specimens made from these steels of standard shape and dimensions were subjected to simulated fire exposure by being kept in the specified temperature for 1 hour (in the first test group) and alternatively for 10 hours (in the second test group). The effective annealing temperature realized in practice was respectively: 600°C or alternatively 800°C. For both of these levels, it was chosen intentionally, in order to determine the impact of any permanent structural changes revealed in the particular test scenario. Two cooling scenarios have been applied, namely rapid cooling in water mist to simulate the fire extinguishing action of a fire brigade and slow cooling in the open air to simulate the slow self-extinguishing of a fire. The results obtained were related to the asdelivered condition, associated with steel without preliminary heat treatment to simulate fire exposure. Impact tests were conducted at 20°C and, for comparison purposes, at -20°C (simulating summer conditions and winter conditions of future use of the tested steels in the Central European climate). To make the results more credible, accompanying tests were also carried out, allowing a more complete analysis of changes in the mechanical properties in cooled steel after a simulated fire exposure. For each of the tested steels, a static tensile test and a hardness test using the Vickers method were performed. The experimental results obtained in this way were also confirmed by microstructure observations carried out first on light microscope and then on a scanning electron microscope. The analysis was supplemented by observations of breakthroughs evaluated by conventional fractographic studies. This made it possible to identify the nature of the fracture mechanism in different areas of the impact crack surface of the tested samples.

Chapter 1 of this work briefly presents the current state of knowledge and current standard recommendations related to the properties of construction steels specified at fire temperature. Standard measures for describing the degree of reduction of mechanical properties of these steels identified under fire conditions have been characterized, including in particular those related to carbon steels, stainless steels and high strength steels. This chapter also details the effects of alloying elements on the properties of steel at fire temperature.

In order to select appropriate test conditions, an analysis of the fire scenario's effects on the properties of steel cooled after the fire, was carried out in Chapter 2. Based on the available literature of this subject, the effects of the rate of heating of the steel and the method and cooling rate on the properties of steel after the fire, as well as on its qualitative changes identified at the steel near-surface areas. Due to the lack of standard recommendations for the degree of reduction of the mechanical properties of steel, specified after a fire, Chapter 3 presents recommendations for the post-fire change of the yield strength, tensile strength, ultimate strain and linear elastic modulus, recommended in professional literature for practical use.

In Chapter 4, the mechanism of the initiation and propagation of brittle and ductile cracks was analyzed in detail. Parameters for practical assessment of steel's susceptibility to brittle fracture were specified. The analysis of factors affecting the breaking work, as well as the characteristics of the types of fractures, included in this chapter, constituted the basis for the attempt to interpret the impact test results.

Chapter 5 describes the method of performing an instrumented impact test and discusses the possibilities of using it for a practical and reliable assessment of steel's susceptibility to brittle fracture. Typical force (F) - displacement at the force application point (s) obtained in the impact test have been interpreted in terms of the shape of the graph and the size of individual areas identified with subsequent phases of the fracture process. Simplified graphs corresponding to the classification used in EN and ASTM standards were assigned to the ductile-to-brittle transition curve. The classical impact test has not yet been a popular test used in assessing the suitability of steel for future use after a fire. Althought the instrumented impact test, provides a lot of additional information, especially that relating to the risk of catastrophic failure of the tested element, it seems to have not been used for this purpose. However, based on literature data, the chapter identifies examples of practical use of impact test'results to determine the material's ductile-to-brittle transition curve and also to assess its susceptibility to brittle fracture, identified in reduced or elevated test temperatures.

The research problem and the purpose, thesis and scope of this work are defined in Chapter 6. In current design practice, expert opinions for assessing the suitability of steel for its future use after a fire are based only on the results of the static tensile test. This dissertation draws attention to the importance of possible information on the post-fire embrittlement of steel in this type of assessment. In the author's opinion, it determines the real safety of the structure. Thus, the primary scientific purpose of this dissertation was to verify the instrumented impact test as a reliable tool for assessing susceptibility to brittle fracture. The aim was also to indicate the influence of the microstructure of the considered steel grades on the changes observed in this steel in selected fire scenarios. The steel grades selected at the outset were analyzed for the occurrence in them of possible permanent structural changes by their annealing at fire temperature and in the cooling process. The method of sample preparation used, the heating scenarios adopted for research to simulate fire exposure, and the scenario-associated method of effective cooling of the samples were described. The research equipment used in the experiment was presented in detail.

In Chapter 7, the test results were presented and discussed in detail for each of the steel grades considered. For all the test scenarios considered by the author, the instrumented impact test results were summarized. They were associated with the measurements of lateral expansion (LE) and with morphology of the impact fractures surface. The analysis of the results was also supplemented with the results of the static tensile test, hardness test, as well as observations of the microstructure on metallographic specimens.

Conclusions of the conducted research verifying the scientific thesis stated at the outset, as well as confirming the achievement of the objectives of this work presented in detail in Chapter 6 were summarized in Chapter 8. The author's intended directions for further research were also described there.

The conclusion of the work is a list of the literature and standards used to recognize the current state of knowledge and to prepare and analyze the results of the conducted research.