

**MONOGRAFIE, STUDIA, ROZPRAWY**

**M39**

**Kazimierz Bolanowski**

**WŁAŚCIWOŚCI WYTRZYMAŁOŚCIOWE  
ORAZ ZMIANY MORFOLOGII  
MIKROSTRUKTURY  
STALI MIKROSTOPOWEJ  
W WARUNKACH PEŁZANIA**

Kielce 2013

## **MONOGRAFIE, STUDIA, ROZPRAWY NR M39**

**Redaktor Naukowy serii**

**NAUKI TECHNICZNE – BUDOWA I EKSPLOATACJA MASZYN**

prof. dr hab. inż. Stanisław ADAMCZAK, dr h.c.

### **Recenzenci:**

prof. dr. hab. inż. Karol PRZYBYŁOWICZ

prof. dr. hab. inż. Jan Michał SIENIAWSKI

### **Redakcja językowa**

Aneta DYNKOWSKA

### **Redakcja techniczna**

Aneta DYNKOWSKA

### **Projekt okładki**

Tadeusz UBERMAN

© Copyright by Politechnika Świętokrzyska, Kielce 2013

Wszelkie prawa zastrzeżone. Żadna część tej pracy nie może być powielana czy rozpowszechniana w jakiegokolwiek formie, w jakikolwiek sposób: elektroniczny bądź mechaniczny, włącznie z fotokopiowaniem, nagrywaniem na taśmy lub przy użyciu innych systemów, bez pisemnej zgody wydawcy.

PL ISSN 1897-2691

Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej  
25-314 Kielce, al. Tysiąclecia Państwa Polskiego 7  
tel./fax 41 34 24 581  
e-mail: wydawca@tu.kielce.pl  
www.tu.kielce.pl/organizacja/wydawnictwo

## SPIS TREŚCI

|                                                                                                                              |     |
|------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| <b>1. Wprowadzenie</b>                                                                                                       | 5   |
| <b>2. Przegląd literatury z zakresu stali mikrostopowej i pełzania</b>                                                       | 7   |
| 2.1. Stal mikrostopowa                                                                                                       | 7   |
| 2.2. Właściwości mechaniczne stali mikrostopowej                                                                             | 9   |
| 2.3. Pełzanie                                                                                                                | 20  |
| 2.3.1. Charakterystyka pełzania                                                                                              | 22  |
| 2.3.2. Czas do zniszczenia w próbie pełzania                                                                                 | 25  |
| 2.3.3. Zjawiska fizyczne w procesie pełzania                                                                                 | 26  |
| 2.3.4. Odkształcanie plastyczne w warunkach pełzania                                                                         | 28  |
| 2.3.5. Czynniki wpływające na odporność na pełzanie                                                                          | 29  |
| 2.4. Próba pełzania – ogólna charakterystyka                                                                                 | 31  |
| 2.5. Rozwój zniszczenia w warunkach naprężenia                                                                               | 35  |
| 2.6. Rozpuszczanie i koagulacja fazy drugiej w stali mikrostopowej                                                           | 39  |
| <b>3. Zachowanie się stali mikrostopowej w warunkach pełzania w świetle literatury przedmiotu – zakres, cel i teza pracy</b> | 42  |
| <b>4. Badania własne stali mikrostopowej i niestopowej</b>                                                                   | 44  |
| 4.1. Materiał do badań                                                                                                       | 44  |
| 4.2. Metodyka badań                                                                                                          | 46  |
| 4.3. Właściwości mechaniczne stali mikrostopowej                                                                             | 48  |
| 4.4. Badania mikroskopowe stali mikrostopowej i niestopowej                                                                  | 54  |
| 4.5. Próba pełzania stali mikrostopowej                                                                                      | 60  |
| 4.5.1. Wyniki próby pełzania                                                                                                 | 61  |
| 4.5.2. Wpływ naprężenia na prędkość pełzania                                                                                 | 98  |
| 4.5.3. Wpływ temperatury na prędkość pełzania                                                                                | 99  |
| 4.5.4. Czas do zniszczenia                                                                                                   | 101 |
| 4.5.5. Granica pełzania i wytrzymałość na pełzanie                                                                           | 102 |
| 4.5.6. Identyfikacja wydzielen po próbie pełzania                                                                            | 107 |
| 4.5.7. Pękanie stali mikrostopowej w próbie pełzania                                                                         | 110 |
| <b>5. Analiza wyników badań</b>                                                                                              | 112 |
| <b>6. Wnioski</b>                                                                                                            | 116 |
| <b>Literatura</b>                                                                                                            | 118 |
| Streszczenie                                                                                                                 | 131 |
| Summary                                                                                                                      | 133 |



# 1 WPROWADZENIE

Dodatki wanadu, niobu i tytanu stosowane są od wielu lat do zwiększania granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie stali konstrukcyjnej [127]. Wprowadzenie tych pierwiastków oraz odpowiednia technologia wyrobów hutniczych (np. blach) umożliwia uzyskanie dobrych właściwości mechanicznych stali niskowęglowej, o zawartości węgla  $<0,2\%$ . Na przykład gatunek stali Domex 550 MC (SSAB Swedish Steel) o zawartości węgla max.  $0,12\%$ , manganu ok.  $1,6\%$  oraz dodatku Nb –  $0,09\%$ , V –  $0,20\%$  i Ti – ok.  $0,15\%$  ma w temperaturze pokojowej granicę plastyczności  $R_e$  – min.  $550\text{ MPa}$ , wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  –  $600\text{--}750\text{ MPa}$  oraz wydłużenie  $A_5$  – min.  $17\%$ . Natomiast stal Domex 700 W o większej zawartości Cr – max.  $1,25\%$  i Mn – max.  $2,1\%$  cechuje w temperaturze pokojowej  $R_e$  – min.  $700\text{ MPa}$ ,  $R_m$  – min.  $750\text{ MPa}$  i wydłużenie  $A_5$  – min.  $12\%$  [170].

W Polsce badania zmierzające do opracowania stali na konstrukcje stalowe o dużych właściwościach mechanicznych, dobrej spawalności, niewymagające zabiegów obróbki cieplnej po spawaniu rozpoczęto w latach 50. XX wieku. Sytuacja gospodarcza kraju w tym czasie zmuszała do poszukiwania rozwiązań, umożliwiających przynajmniej częściową rezygnację z deficytowych pierwiastków: niklu, chromu, molibdenu, wolframu i innych, przy zachowaniu dużej wytrzymałości na rozciąganie, dobrej plastyczności oraz dobrych właściwości technologicznych [125, 148, 184].

Wytwarzane wówczas gatunki stali mikrostopowej były podstawowym materiałem konstrukcji o dużych rozmiarach [74], m.in. zbiorników ciśnieniowych, instalacji i urządzeń w przemyśle petrochemicznym i chemicznym, w przemyśle energetycznym i metalurgicznym oraz okrętowym. Na przykład stal gatunku 15G2ANb stosowano do wykonywania kadłubów statków o nośności brutto  $100000\text{ DWT}$  (*deadweight tonnage*) [69, 128].

Ważnym etapem rozwoju stali spawalnej o podwyższonej wytrzymałości było opracowanie i wprowadzenie do produkcji gatunków stali o mniejszej zawartości węgla – do ok.  $0,1\% \text{ C}$  – z dodatkami V i Nb [129, 130]. Były one stosowane do produkcji wysięgników teleskopowych [134, 135], łusek artyleryjskich [13] i podłóżnic do samochodu STAR [127, 135].

O możliwości stosowania stali z mikrododatkami V i Nb do budowy konstrukcji używanych w pracach w podwyższonej temperaturze wspomniano już w latach 70. [101, 135] i 80. [19]. Pierwsze badania w tym zakresie podjęto dopiero na początku lat 90. ubiegłego wieku [27, 131]. W latach 1996–2001 stal konstrukcyjną umocnioną wydzieleniowo  $10\text{MnVNb6}$  użyto w budowie kotłów energetycznych pracujących w temperaturze  $350^\circ\text{C}$  [28].

Od lat sześćdziesiątych XX wieku prowadzono wiele badań poświęconych stali mikrostopowej. Koncentrowały się one głównie na zagadnieniach właściwości mechanicznych tej stali w temperaturze pokojowej i obniżonej (do  $-30^\circ\text{C}$ ) oraz ocenie możliwości kształtowania mikrostruktury tej stali w procesach kontrolowa-

nej przeróbki plastycznej i obróbki cieplnej. Zagadnieniom pełzania stali mikrostopowej w podwyższonej temperaturze nie poświęcono zbyt dużo uwagi, przede wszystkim z powodu ich krótkiego czasu pracy. Podjęte w ramach badań próby pełzania i prace badawcze na stali mikrostopowej stworzyły możliwość rozszerzenia wiedzy o zachowaniu się tych materiałów w warunkach pełzania. Pozwoliły także na uzupełnienie wybranych charakterystyk stali m.in. granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie w temperaturze do 700°C, opracowanie krzywych pełzania, granicy pełzania i wytrzymałości na pełzanie oraz udokumentowanie zmian zachodzących w mikrostrukturze w warunkach pełzania. Zmiany w morfologii składników fazowych mikrostruktury stali mikrostopowej istotnie wpływają na prędkość odkształcania podczas pełzania. W pracy przedstawiono wyniki długoletnich prac własnych autora dotyczących tych zagadnień.

## 2 Przegląd literatury z zakresu stali mikrostopowej i pełzania

Podjęta tematyka badań obejmuje wiele zagadnień, które dotyczą: stali mikrostopowej, jej właściwości mechanicznych w temperaturze pokojowej i podwyższonej, umocnienia, pełzania, dyfuzji, koagulacji i in. Ze względu na obszerność zagadnień badawczych, przegląd prezentowanej w tym rozdziale literatury ograniczono do ogólnej charakterystyki stali mikrostopowej i jej właściwości mechanicznych, mechanizmów umocnienia, pełzania i pękania w warunkach naprężenia oraz rozpuszczania i koagulacji składników fazowych mikrostruktury.

### 2.1. Stal mikrostopowa

Stal mikrostopowa od dawna cieszy się dużym zainteresowaniem ze względu na jej szerokie zastosowanie w przemyśle wydobywczym, motoryzacyjnym, stoczniowym, zbrojeniowym oraz wytwarzaniu elementów konstrukcji o szczególnie wysokich wymaganiach. Na atrakcyjność tej stali wpływ mają przede wszystkim: niskie koszty jej produkcji, dobre właściwości wytrzymałościowe i plastyczne oraz duża odporność na pękanie.

Skład chemiczny poszczególnych gatunków stali mikrostopowej zmienia się zależnie od ich przeznaczenia. Głównymi mikrododatkami są: V, Nb, Ti, Cr, Ni, Zr, B i Cu. Stal mikrostopową cechuje zawartość manganu max. 2%. Obróbka cieplno-plastyczna oraz mikrododatki stopowe stanowią dla tej stali źródło umocnienia: roztworowego, wydzieleniowego oraz od granic ziarn [23, 143].

Gatunki stali mikrostopowej w zależności od składu chemicznego, przeróbki cieplno-plastycznej i oczekiwanych właściwościach są klasyfikowane w siedmiu grupach [22, 47, 64, 99, 143, 185]:

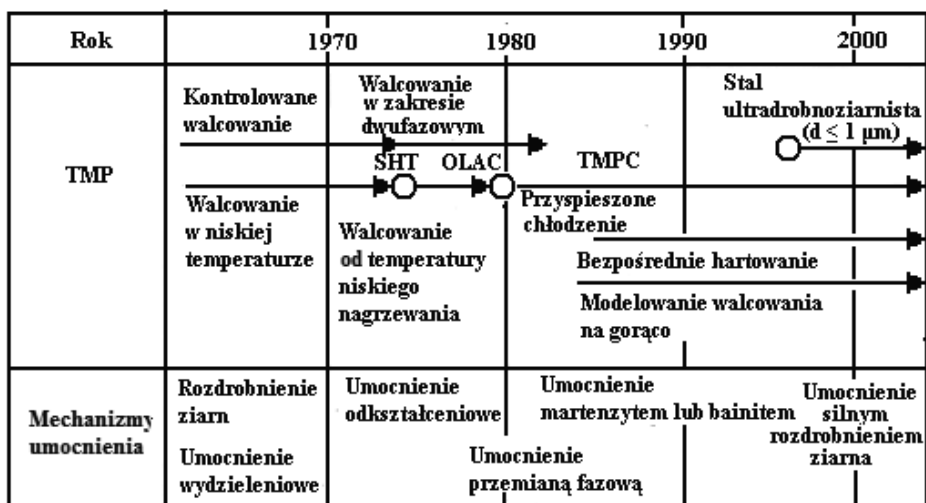
- 1) stal o podwyższonej wytrzymałości (HSLA – High Strength Low Alloyed) z mikrododatkami, np.: Ti, Nb, V o zawartości  $<0,1\%$ . Pierwiastki te zapewniają umocnienie wydzieleniowe tej stali oraz rozdrobnienie ziarn ferrytu podczas obróbki cieplno-plastycznej, a także kontrolę przemiany austenitu w ferryt i perlit;
- 2) stal o dużej tłoczności i odporności na starzenie (IF – Interstitial Free Steel), która zawiera Nb, Ti i Al w celu zwiększenia właściwości wytrzymałościowych i ciągliwości oraz dodatek B dla poprawienia odporności na pękanie;
- 3) stal umocniona roztworowo z małą zawartością P i Cu, która cechuje się zwiększoną odpornością na korozję atmosferyczną;
- 4) stal o wysokiej granicy plastyczności i odporności na pękanie, o mikrostrukturze bainitu niskowęglowego, o zawartości węgla  $<0,05\%$ ;
- 5) stal o podwyższonej ciągliwości i odporności na pękanie. Cechą mikrostruktury tej stali jest możliwość kontroli kształtu cząstek drugiej fazy. Zapewniają to mikrododatki Ti, Zr i Ca lub pierwiastków ziem rzadkich. Na przykład dodatek w procesie metalurgicznym mieszanki cerowej do stali powoduje powstanie twardych i kruchych siarczków, które w procesie przeróbki plastycznej rozkru-

szają się i ulegają rozproszeniu w osnowie stali, stanowiąc równocześnie dodatkowe źródło umocnienia [189];

- 6) stal dwufazowa (DP – Dual Phase) o dobrych właściwościach wytrzymałościowych i plastycznych. Cechą charakterystyczną jej mikrostruktury jest obecność wysepek martenzytu o dużej dyspersji w osnowie ferrytycznej;
- 7) stal perlityczna po walcowaniu na gorąco, na przykład stal C-Mn z dodatkami mikrostopowymi [143].

Przyjmuje się, że pierwsze prace dotyczące stali o podwyższonej wytrzymałości, w tym rozwój ich obróbki cieplno-plastycznej prowadzone były w latach 50. XX wieku w British Iron and Steel Research Association – BISRA [70, 92, 94, 95, 109, 156, 161, 162, 182]. W kolejnych latach badania były ukierunkowane na kształtowanie jej mikrostruktury ferrytycznej ultradrobnoziarnistej umacnianej mikrododatkami Ti, V i Nb (rys. 1) [66].

W latach 80. i 90. XX wieku uwagę skupiono na rozwoju procesów TMP (Thermo-Mechanical Processing) w zakresie dwufazowym, z zastosowaniem dużej prędkości chłodzenia oraz bezpośredniego hartowania (DQ – Direct Quenching) [4, 112, 143, 172, 176, 223].

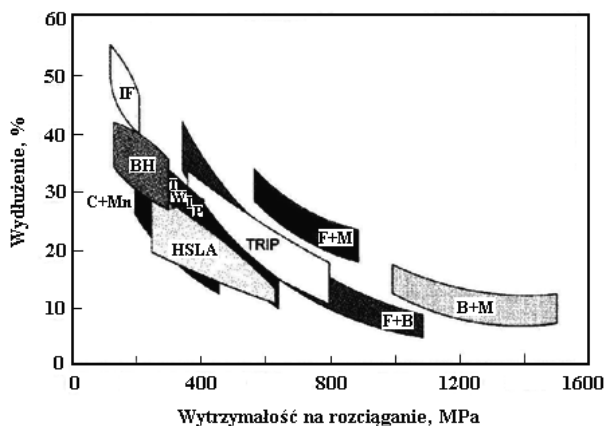


Rys. 1. Schemat rozwoju procesów obróbki cieplno-plastycznej stali. TMP – obróbka cieplno-plastyczna (Thermo-Mechanical Processing), TMCP – obróbka kontrolowana cieplno-plastycznie (Thermo-Mechanical Controlled Process), SHT – obróbka z kontrolowaną temperaturą nagrzewania kęsów (Slab Heating Temperature), OLAC – obróbka z kontrolowanym chłodzeniem (Interrupted Accelerated Cooling) [143, 177]

Wspólnymi cechami przedstawionych grup stali mikrostopowej są:

- mała zawartość węgla
- obecność mikrododatków stopowych
- konieczność stosowania obróbki cieplno-plastycznej.

Właściwości wytrzymałościowe i plastyczne gatunków stali mikrostopowej w tych grupach znacznie się różnią (rys. 2) [22, 47, 64, 99, 143]



Rys. 2. Wydłużenie względne w funkcji wytrzymałości na rozciąganie stali mikrostopowej w zależności od składu fazowego i mechanizmu umocnienia: F – ferryt, B – bainit, P – perlit, M – martenzyt, IF, HSLA, BH, DP, TWIP, TRIP, C + Mn – grupy stali mikrostopowej [143]

## 2.2. Właściwości mechaniczne stali mikrostopowej

Podstawą kształtowania właściwości mechanicznych stopów metali jest skład chemiczny oraz zmiany morfologii składników fazowych jej mikrostruktury, będące następstwem procesów przeróbki plastycznej i obróbki cieplnej. Stal mikrostopowa jest przykładem kształtowania właściwości mechanicznych przez odpowiedni dobór mechanizmów umocnienia i składników fazowych mikrostruktury, charakteryzujących się różnymi właściwościami fizycznymi, chemicznymi i mechanicznymi [67, 82, 84, 195]. W stali podstawowym źródłem umocnienia są pierwiastki międzywęzłowe węgiel i azot. Atomy tych pierwiastków wywołują duże zniekształcenie sieci – tworzą obszary o podwyższonej energii, które oddziałują z dyslokacjami i utrudniają ich przemieszczanie się. Granica plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie materiałów jest odzwierciedleniem oddziaływania między przeszkodami i dyslokacjami [143].

W umocnieniu stopów żelaza, jak i innych metali, jednocześnie ma udział kilka mechanizmów umocnienia, które w różnym stopniu przyczyniają się do podwyższenia dolnej granicy plastyczności [3, 54, 187, 188]:

- umocnienie od granic ziarn;
- umocnienie roztworowe: przez atomy międzywęzłowe; w wyniku dyfuzji przemieszczają się w kierunku rdzeni dyslokacji oraz przez atomy różnowęzłowe, utrudniające przemieszczanie się dyslokacji;
- umocnienie dyslokacyjne; oddziaływanie przemieszczających się dyslokacji z dyslokacjami swobodnymi lub z lasem dyslokacji w płaszczyźnie poślizgu;
- umocnienie cząstkami drugiej fazy – wydzieleniowe lub dyspersyjne;

- umocnienie pochodzące od substruktury;
- umocnienie od tekstury odkształcenia;
- umocnienie geometryczne – spowodowane zmianą orientacji płaszczyzn poślizgu podczas odkształcania.

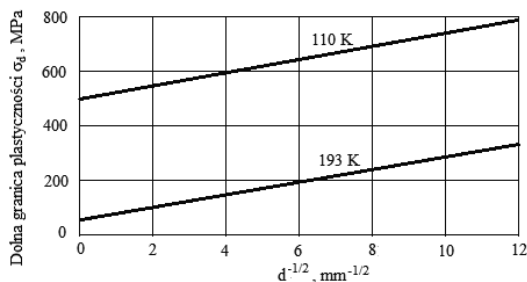
**Granice ziarn** w materiałach polikrystalicznych wpływają na ich zachowanie się podczas odkształcania i stanowią bariery dla przemieszczających się dyslokacji. Mniejsze rozmiary ziarn prowadzą do zwiększenia współczynnika umocnienia odkształceniowego i naprężenia płynięcia plastycznego. Efekt umocnienia pochodzącego od granic ziarn opisuje równanie Halla-Petcha. Pozwala ono na wyznaczenie dolnej granicy plastyczności jako funkcji średniej średnicy ziarna.

$$\sigma_d = \sigma_i + k_y d^{-1/2} \quad (1)$$

gdzie:  $\sigma_i$  i  $k_y$  – stałe materiałowe w danej temperaturze i prędkości odkształcania;  $\sigma_i$  – opór dla ruchu dyslokacji,  $k_y$  – stała charakteryzująca opór granic ziarn dla migrujących dyslokacji,  $d$  – średnica ziarna lub subziarna.

W przypadku granic ziarn małego kąta dolna granica plastyczności opisywana jest równaniem Holta  $\sigma_d = \sigma_i + k_y d^{-1}$  [188].

Zależność (1) sprawdza się w odniesieniu do metali o sieci regularnej przestrzennie centrowanej RPC, regularnej ściennie centrowanej RSC i heksagonalnej HZ [232]. Dolna granica plastyczności zależy nie tylko od wielkości ziarna, ale również od wartości temperatury. Wpływ temperatury na dolną granicę plastyczności jest znaczny i zależy od średnicy ziarna (rys. 3).

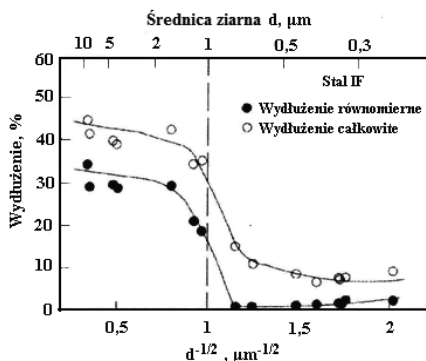


Rys. 3. Zależność dolnej granicy plastyczności żelaza od średnicy ziarna i wartości temperatury [232]

Stałą  $\sigma_i$  często rozdziela się na dwie składowe [232, 188]:

- $\sigma_0$  – naprężenie Paierlsa-Nabarro, które charakteryzuje oddziaływanie bliskiego zasięgu (<1 nm) – zależy od temperatury;
- $\sigma_{str}$  – naprężenie uwzględniające oddziaływanie dyslokacji z dyslokacjami, cząstkami i atomami domieszek, tj. oddziaływanie dalekiego zasięgu (10–1000 nm); zależy ono od struktury krystalicznej, natomiast nie zależy od temperatury.

Składnik równania (1)  $k_y d^{-1/2}$  reprezentujący oddziaływanie dalekiego zasięgu ( $>10^3$  nm), w rzeczywistości jest naprężeniem niezbędnym do uaktywnienia źródeł dyslokacji w sąsiednich ziarnach. Stała  $k$  określa nachylenie prostej  $\sigma_d = f(d^{-1/2})$  (rys. 3). Rozdrobnienie ziarn prowadzi do szybkiego przyrostu właściwości wytrzymałościowych oraz niewielkiego obniżenia właściwości plastycznych. W przypadku materiałów ultradrobnoziarnistych, po przekroczeniu pewnej krytycznej wielkości ziarna, następuje szybkie obniżenie właściwości plastycznych (rys. 4). Dotyczy to metali o strukturze A1 i A2 [143, 219].



Rys. 4. Wpływ średnicy ziarna na wydłużenie względne stali IF [219]

W przypadku nanomateriałów, po przekroczeniu pewnego stopnia rozdrobnienia ziarna, następuje zmiana mechanizmu odkształcania – od poślizgu dyslokacyjnego do poślizgu wzdłuż granic ziarn (mechanizm kontrolowany dyfuzją) [143].

W przypadku stali o mikrostrukturze ferrytyczno-perlitycznej rozpatrywano stopień udziału różnych czynników w jej umocnieniu, określonej przez wartość granicy plastyczności [232]. Składowa naprężenia  $\sigma_i$  w równaniu Halla-Petcha (1) uwzględnia naprężenie tarcia sieci  $\sigma_0$ , naprężenie pochodzące od pierwiastków stopowych ferrytu  $\Delta\sigma_f$ , umocnienie od perlitu  $\Delta\sigma_p$ , umocnienie od odkształcenia  $\Delta\sigma_{od}$  i umocnienie dyspersyjne  $\Delta\sigma_{cz}$ . Składowa  $k d^{-1/2}$  jest składową umocnienia pochodzącą od granic ziarn  $\Delta\sigma_{gz}$ .

Wpływ poszczególnych czynników umocnienia na granicę plastyczności jest liniowo addytywny [232]

$$\sigma_{pl} = \sigma_0 + \Delta\sigma_f + \Delta\sigma_p + \Delta\sigma_{od} + \Delta\sigma_{cz} + \Delta\sigma_{gz} \quad (2)$$

Naprężenie tarcia sieci  $\sigma_0$  (naprężenie Peierlsa-Nabarro) dla żelaza  $\alpha$   $\sigma_0 = 17$  MPa, natomiast eksperymentalnie wyznaczona wartość  $\sigma_0$  wynosi od 30–40 MPa [224]. Dla ferrytu stali niskowęglowej  $\sigma_0$  wynosi ok. 70 MPa [143].

Efekt zwiększenia granicy plastyczności spowodowany **umocnieniem roztworowym** określa zależność ujmująca sumę oddziaływań poszczególnych pierwiastków stopowych [187]

$$\Delta\sigma_{ss} = \sum k_i c_i \quad (3)$$

gdzie:  $k_i$  – współczynnik umocnienia roztworu i-tym pierwiastkiem,  $c_i$  – zawartość i-tego pierwiastka, %.

Umocnienie ferrytu przez wprowadzenie pierwiastków stopowych  $\Delta\sigma_f$  określa się na podstawie równania (3), gdzie  $k_i$  jest współczynnikiem umocnienia uwzględniającym przyrost granicy plastyczności ferrytu wskutek rozpuszczenia w nim 1% i-tego pierwiastka stopowego MPa/%,  $c_i$  – zawartość i-tego pierwiastka stopowego w ferrycie.

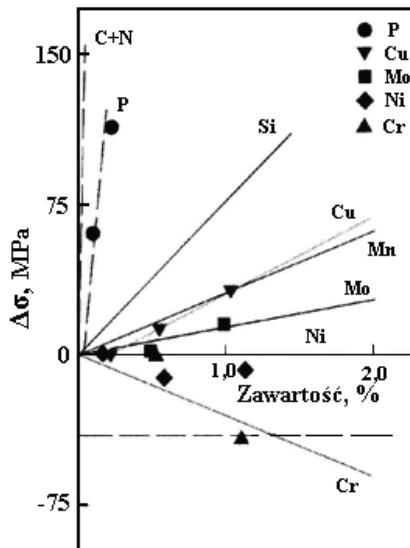
Wartości współczynników umocnienia ferrytu  $k_i$  dla różnych pierwiastków stopowych przedstawiono w tabeli 1.

*Tabela 1. Wartości współczynnika umocnienia  $k_i$  dla pierwiastków stopowych rozpuszczonych w ferrycie [232]*

| Pierwiastek   | C + N | P   | Si | Ti | Al | Cu | Mn | Cr | Ni | Mo | V |
|---------------|-------|-----|----|----|----|----|----|----|----|----|---|
| $k_i$ , MPa/% | 4670  | 690 | 85 | 80 | 60 | 40 | 35 | 30 | 30 | 10 | 3 |

Należy podkreślić, że  $c_i$  odnosi się do zawartości danego pierwiastka stopowego w ferrycie, a nie w stali.

Największy przyrost granicy plastyczności następuje pod wpływem oddziaływania atomów międzywęzłowych azotu i węgla. Natomiast wpływ innych pierwiastków jest znacznie mniejszy (rys. 5). Na przykład nikiel ma mały wpływ na podwyższenie granicy plastyczności, a chrom prowadzi do jej obniżenia.



*Rys. 5. Wpływ zawartości pierwiastków stopowych na zwiększenie naprężenia uplastyczniającego [68, 143]*

W obliczeniach inżynierskich w celu określenia wpływu różnych pierwiastków stopowych na wartość naprężenia uplastyczniającego stali niskowęglowej i mikrostopowej, często stosuje się zależności empiryczne, zaproponowane przez Gladmana [67], Pickeringa [180, 181] i Torizuki [217] w postaci:

$$\sigma_{ss} = 37[\text{Mn}] + 83[\text{Si}] + 59[\text{Al.}] + 38[\text{Cu}] + 11[\text{Mo}] + 2918[\text{N}] \quad (4)$$

$$\sigma_{ss} = 80[\text{Mn}] + 750[\text{P}] + 60[\text{Si}] + 80[\text{Cu}] + 80[\text{Ti}_{ss}] + 5000[\text{N}_{ss}] \quad (5)$$

$$\sigma_{ss} = 215 + 104[\text{Si}] + 50[\text{Mn}] + 64[\text{P}] + 6,1[\text{Cr}] + 39,5[\text{Ni}] + 4,8[\text{Co}] + 18,1[\text{Mo}] \quad (6)$$

Innym ważnym mechanizmem umocnienia jest **umocnienie odkształceniowe**. Jest ono następstwem odkształcenia plastycznego, któremu towarzyszy wzrost oporów odkształcania wraz ze zwiększaniem stopnia odkształcenia. Występuje zwykle podczas odkształcania w temperaturze mniejszej od temperatury rekrytalizacji (odkształcanie na zimno). Proces umocnienia odkształceniowego opisuje się na podstawie krzywych zależności naprężenie – odkształcenie [187]. Stopień tego umocnienia określa równanie w postaci [232]:

$$\Delta\sigma_{od} = \alpha M G b (\rho)^{1/2} \quad (7)$$

gdzie:  $\alpha$  – współczynnik zależny od charakteru oddziaływania dyslokacji,  $b$  – wektor Burgersa (dla  $\text{Fe}_\alpha$  wynosi 0,25 nm),  $G$  – moduł sprężystości postaciowej (dla  $\text{Fe}_\alpha$  wynosi 82 GPa),  $\rho$  – gęstość dyslokacji,  $M$  – odwrotność czynnika orientacji (dla  $\text{Fe}_\alpha$   $M = 2,75$  oraz  $\alpha \cdot M = 0,5$ ).

Wartości  $\Delta\sigma_{od}$  przy gęstości dyslokacji  $\rho > 10^{10} \text{ cm}^{-2}$  są znaczne,  $>100 \text{ MPa}$  [187].

W stali niskowęglowej **mieszanina faz** jaką jest perlit, w małym stopniu oddziałuje na jej umocnienie. Udział składowej granicy plastyczności pochodzącej od obecności w stali perlitu oblicza się z zależności [232]:

$$\Delta\sigma_p = aP \quad (8)$$

gdzie:  $P$  – objętość względna perlitu w stali, %;  $a$  – współczynnik empiryczny  $\text{MPa}/\%$ ; dla stali niskowęglowej przyjmuje wartość  $a = 2,4 \text{ MPa}/\%$ .

Występowanie w osnowie stali cząstek **drugiej fazy** o dużej dyspersji jest przyczyną jej znacznego umocnienia. Cząstki drugiej fazy blokują przemieszczające się dyslokacje podczas odkształcania plastycznego. Efektywność ich oddziaływania zależy od wielu czynników m.in.: ich składu chemicznego, rozmiarów, odległości między nimi w płaszczyźnie poślizgu dyslokacji, a także stopnia koherencji między cząstkami a osnową.

Cząstki drugiej fazy są wprowadzane w procesie wytwarzania, np. metalurgia proszków [189] lub utleniania wewnętrznego (umocnienie dyspersyjne). Utworzona granica międzyfazowa cząstka – osnowa jest wówczas najczęściej niekoherent-

na [53]. Cząstki drugiej fazy są wydzielane także w procesie starzenia (umocnienie wydzieleniowe). Największy efekt umocnienia wydzieleniowego uzyskuje stop dla cząstek o dużej koherencji z osnową i zapewnia duży wzrost wytrzymałości na rozciąganie. Skuteczność umocnienia wydzieleniowego jest ograniczona w warunkach podwyższonej temperatury [3, 143].

Średnica cząstek drugiej fazy jest podstawowym czynnikiem zarówno w umocnieniu dyspersyjnym jak i wydzieleniowym. Koagulacja cząstek fazy umacniającej pod wpływem długotrwałego wygrzewania prowadzi do ich wzrostu i powoduje zmianę mechanizmu oddziaływania z dyslokacjami [3].

Podczas odkształcania plastycznego przemieszczające się dyslokacje oddziałują z cząstkami w płaszczyźnie poślizgu. Efektami tych oddziaływań są [206]:

- przecinanie cząstek przez dyslokacje (rys. 6c);
- omijanie cząstek przez dyslokacje i tworzenie wokół nich pętli dyslokacyjnych (rys. 6a);
- omijanie cząstek przez dyslokacje wskutek zmiany płaszczyzny poślizgu przez wspinanie lub poślizg poprzeczny.

Umocnienie cząstkami drugiej fazy jest najczęściej opisywane przez dwa mechanizmy: Orowana-Ashby'ego [8, 175] i Motta-Nabarro lub Friedla [61, 165].

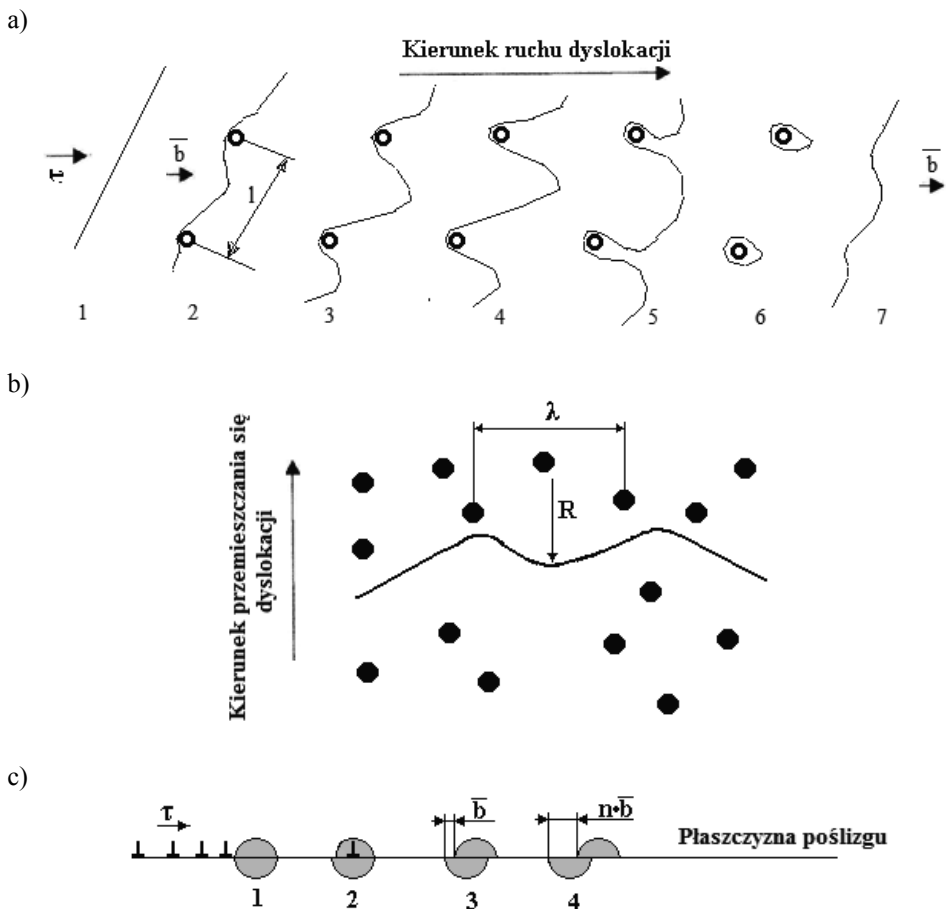
Analiza wyników badań stali mikrostopowej w wielu pracach wskazuje, że dominujący jest mechanizm Orowana [143]. Cząstki drugiej fazy umacniające osnowę, mają dużą twardość i większy moduł sprężystości postaciowej  $G$  w porównaniu z osnową. Cechują się także małym stopniem koherencji z osnową lub jej brakiem.

W mikrostrukturze stali mikrostopowej z dodatkami Ti, Nb i V, zarówno w ferrycie jak i w austenicie występują węglikoazotki tych pierwiastków o innej strukturze w porównaniu z osnową. Zatem brak jest ich koherencji z osnową lub jest ona tylko częściowa. Podobnie, systemy poślizgu w osnowie i wydzieleniach są inne. Dla cząstek wydzielonych w osnowie austenitu występuje zależność orientacji krystalograficznej Kurdiumowa-Sachsa [116] natomiast w osnowie ferrytu – Bakera-Nuttinga [14]. Przemieszczające się dyslokacje w płaszczyźnie poślizgu omijają niekoherentne węglikoazotki o dużej twardości mechanizmem Orowana-Ashby'ego (rys. 6a). Naprężenie  $\tau_p$  niezbędne do przemieszczenia się dyslokacji pomiędzy cząstkami odległymi o  $l$  określa się z zależności:

$$\tau_p = Gb/l \quad (9)$$

gdzie:  $G$  – moduł sprężystości postaciowej,  $b$  – wektor Burgersa,  $l$  – odległość pomiędzy cząstkami.

Dyslokacje omijają cząstki drugiej fazy mechanizmem Motta-Nabarro, gdy odległość między cząstkami wynosi  $\lambda \approx R$  – promień wygięcia dyslokacji pod wpływem naprężenia (rys. 6b). Dyslokacje przecinają cząstki (rys. 6c), gdy występuje zgodność struktury krystalicznej osnowy i cząstki. Płaszczyzny poślizgu są wówczas równoległe w osnowie i cząstce, oraz występuje koherencja pomiędzy osnową a cząstką.

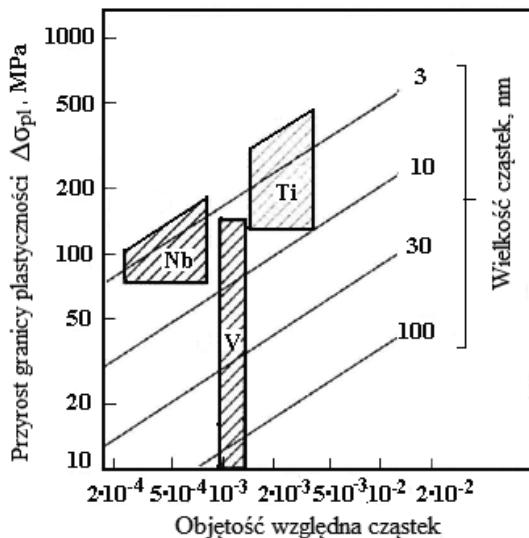


Rys. 6. Schemat oddziaływania przemieszczających się dyslokacji z cząstkami drugiej fazy; a) mechanizm Orowana-Ashby'ego, b) mechanizm Motta-Nabarro, Friedla, c) przecinanie cząstek miękkich i koherentnych z osnowy, 1-4 – kolejne stadia przejścia dyslokacji przez cząstkę [143, 231]

Wzrost efektu umocnienia jest sumą oddziaływania składowych umocnienia spowodowanych:

- znieskształceniem sieci krystalicznej osnowy w pobliżu cząstek koherentnych – efekt umocnienia zwiększa się gdy cząstki mają małe rozmiary ( $d < 10$  nm), natomiast ze wzrostem średnicy cząstek  $> 10$  nm efekt umocnienia zmniejsza się [143];
- oddziaływaniem chemicznym – przejście dyslokacji przez wydzielenie (rys. 6c) powoduje: zmiany w wartości energii błędu ułożenia (EBU), wzrost powierzchni granicy międzyfazowej osnowa – cząstka, wzrost wartości energii niedopasowania sieci krystalicznych osnowy i cząstki itp. Wzrost rozmiarów cząstek powoduje w tym przypadku zwiększenie umocnienia.

Na podstawie wielu badań stwierdzono, że efekt umocnienia wydzieleniowego w stali mikrostopowej zależy od rodzaju, objętości względnej oraz rozmiarów cząstek [2, 3, 45, 67]. Wpływ wymienionych czynników w stali mikrostopowej z dodatkiem Nb, V i/lub Ti na podwyższenie granicy plastyczności przedstawiono na rysunku 7.



Rys. 7. Zależność granicy plastyczności stali mikrostopowej od średnicy i objętości względnej cząstek węglikoazotków Ti, Nb i V [67]

W stali mikrostopowej efekt umocnienia wydzieleniowego spowodowany mechanizmem Orowana określa równanie Orowana-Ashby'ego [143]:

$$\sigma_p = [0,538Gb f^{1/2} \ln(\kappa/2b)]/\kappa \quad (10)$$

gdzie:  $f$  – objętość względna cząstek,  $\kappa$  – średnia średnica cząstek.

Efektywność pierwiastków w umocnieniu wydzieleniowym stali mikrostopowej zależy od ich zawartości w roztworze. Dlatego istotnymi czynnikami uwzględnianymi podczas przeróbki plastycznej na gorąco lub przy obróbce cieplnej są temperatura i czas nagrzewania i wygrzewania. Rozpuszczalność cząstek określa się na podstawie zależności [143]:

$$\log k_s = B - (A/T) \quad (11)$$

gdzie:  $k_s$  – współczynnik rozpuszczalności,  $A$  i  $B$  – stałe,  $T$  – temperatura.

Wartości stałych  $A$  i  $B$  zależą od rodzaju cząstek wydzielen występujących w stali mikrostopowej (tab. 2).

*Tabela 2. Wartości stałych równania (11) dla niektórych węglików i azotków występujących w stali mikrostopowej [45, 68]*

| Rodzaj wydzielenia | Stałe równania (11) |      | Współczynnik rozpuszczalności $k_s$ , (1200°C) | Rodzaj struktury |
|--------------------|---------------------|------|------------------------------------------------|------------------|
|                    | A                   | B    |                                                |                  |
| VC                 | 9500                | 6,72 | $1,9 \times 10^{-2}$                           | A1               |
| VN                 | 8700                | 3,63 | $5,2 \times 10^{-3}$                           | A1               |
| NbC                | 7900                | 3,42 | $1,1 \times 10^{-2}$                           | A1               |
| NbN                | 8500                | 2,80 | $1,1 \times 10^{-3}$                           | A1               |
| TiC                | 10475               | 5,33 | $1,7 \times 10^{-2}$                           | A1               |
| TiN                | 15020               | 3,83 | $4,2 \times 10^{-7}$                           | A1               |

Na przykład, w procesach obróbki cieplno-plastycznej stali mikrostopowej z dodatkiem Nb ważną rolę odgrywają węglikoazotki Nb(C, N) o małej średnicy (od 5 do 10 nm), powstałe w warunkach odkształcania plastycznego. Współczynnik rozpuszczalności  $k_s$  w przypadku mikrodotadku Nb określa poniższe równanie [146]:

$$k_s = [\text{Nb}][\text{C}+12\text{N}/14]/10^{2,26-6770/T} \quad (12)$$

Effekt umocnienia spowodowany obecnością węglików i azotków mikrodotadków stopowych oblicza się za pomocą równania [143]:

$$\sigma_p = K_p [M] \quad (13)$$

gdzie:  $[M]$  – zawartość Nb, V i/lub Ti w %,  $K_p$  – stała z zakresu 500–3000 MPa/% (tab. 3).

*Tabela 3. Wartości stałej  $K_p$  równania (13) [95]*

| Rodzaj wydzielenia     | Stała równania (13)       |                           | Zawartość mikrodotadku stopowego w stali, % |
|------------------------|---------------------------|---------------------------|---------------------------------------------|
|                        | $K_p(\text{max})$ , MPa/% | $K_p(\text{śr.})$ , MPa/% |                                             |
| $\text{V}_4\text{C}_3$ | 1000                      | 500                       | 0–0,15                                      |
| VC                     | 3000                      | 1500                      | 0–0,06                                      |
| Nb(C,N)                | 3000                      | 1500                      | 0–0,08                                      |
| TiC                    | 3000                      | 1500                      | 0,03–0,18                                   |

Tytan i niob wprowadzone do stali jednocześnie tworzą często złożone węglikoazotki, prowadząc do obniżenia efektu umocnienia wydzieleniowego. Stwierdzono w badaniach doświadczalnych, że wprowadzenie tytanu w ilości 0,01% do stali mikrostopowej z dodatkiem Nb prowadzi do obniżenia granicy plastyczności o około 12 MPa [103]. Przybliżone oszacowanie efektu umocnienia można prowadzić stosując zależność w postaci [145]:

$$\sigma_p = K_p ([Nb^*] - a[Ti]) \quad (14)$$

gdzie:  $[Nb^*]$  – zawartość Nb w roztworze, w temperaturze rozpoczęcia przemiany  $T_s$  austenit  $\rightarrow$  ferryt w %,  $a$  – stała, która przyjmuje wartości od 0,1 do 0,5.

W stali mikrostopowej składową umocnienia od węglików, azotków i innych związków  $\Delta\sigma_{cz}$  często określa się, uwzględniając mechanizm Orowana z zależności w postaci [232]:

$$\Delta\sigma_{cz} = (9,8 \cdot 10^3 / l) \cdot \ln 2l \quad (15)$$

gdzie:  $l$  – odległość między cząstkami w nm,  $l = D(\pi/bf)^{1/2}$ ,  $D$  – średnica cząstek,  $f$  – objętość względna cząstek.

Zwiększenie naprężenia uplastyczniającego spowodowane energią nagromadzoną w wytworzonej **substrukturze dyslokacyjnej** jest dodatkową składową umocnienia odkształceniowego określoną równaniem w postaci [122]:

$$\sigma_{sg} = k_s l^m \quad (16)$$

gdzie:  $m$  – wykładnik, przyjmuje wartości od  $-1$  do  $-1/2$ ,  $l$  – średnia średnica podziarna lub odległość między ściankami komórek,  $k_s$  – stała związana z wytrzymałością granic podziarn, wyrażona równaniem w postaci:

$$k_s = 1,6G(b\Theta)^{1/2}/2\pi(1-\nu) \approx 2,1\Theta^{1/2} \quad (17)$$

gdzie:  $G$  – moduł sprężystości postaciowej,  $b$  – wektor Burgersa,  $\Theta$  – kąt dezorientacji granic podziarn,  $\nu$  – współczynnik Poissona.

Powszechnie stosowane jest również równanie Halla-Petcha (1). Wartość zastępczej średnicy ziarna określa się na podstawie zależności:

$$d_e^{-1} = d^{-1} + l^{-1} \quad (18)$$

gdzie:  $d$  – średnia średnica ziarna,  $l$  – średnia średnica podziarna lub odległość między ściankami komórek.

Efekt umocnienia zależy od warunków procesu technologicznego. Dla stali o małej zawartości węgla i mikrostopowej, przyrost granicy plastyczności  $\sigma_{sg}$  określa równanie uwzględniające parametry procesu technologicznego [146]:

$$\sigma_{sg} = \varepsilon_a P [T_s/T_{FD} - 1]^w \quad (19)$$

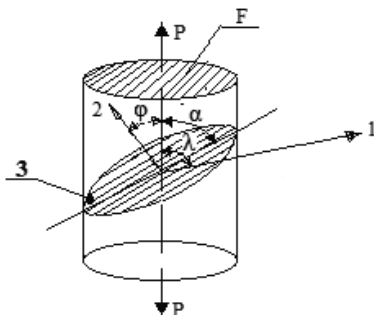
gdzie:  $\varepsilon_a$  – odkształcenie ferrytu,  $P$  – stała zależna od rozmiaru ziarna ferrytu, np. dla stali o średnicy ziarna od 5 do 13  $\mu m$  wynosi 300,  $T_s$  – temperatura początku przemiany austenitu,  $T_{FD}$  – temperatura odkształcania,  $w$  – stała materiałowa, dla większości stali mikrostopowej przyjmuje wartość 0,3.

**Tekstura** to kolejny czynnik wpływający na umocnienie stali mikrostopowej, będący wynikiem procesu odkształcania plastycznego stali w temperaturze austenitu. Powstaje także podczas odkształcania plastycznego w temperaturze poniżej temperatury początku przemiany fazowej austenit  $\rightarrow$  ferryt [67, 163]. Stwierdzono, że odkształcenie plastyczne stali mikrostopowej w temperaturze  $>600^{\circ}\text{C}$  wprowadza umocnienie od tekstury w małym stopniu i nie przekracza 10% wartości granicy plastyczności [15, 208].

Na umocnienie metali i stopów metali wpływ ma także **umocnienie geometryczne**. Odkształcanie plastyczne powoduje ciągłą zmianę wartości czynnika Shmida ( $\cos\varphi\cos\lambda$  lub  $\sin\alpha\cos\lambda$ ) względem naprężenia stycznego w płaszczyźnie poślizgu, przy zachowaniu stałej wartości obciążenia zewnętrznego. W wyniku obrotu płaszczyzny poślizgu wartość kąta  $\lambda$  ( $\alpha$ ) zmniejsza się, a zwiększa się wartość kąta  $\varphi$  (rys. 8), podczas odkształcania możliwe są dwie sytuacje:

1.  $\lambda_0 > 45^{\circ} > \varphi_0$
2.  $\varphi_0 > 45^{\circ} > \lambda_0$

W pierwszym przypadku skutek zbliżania się wartości obu kątów  $45^{\circ}$  następuje zwiększanie czynnika orientacji – odkształcanie przebiega przy coraz mniejszym naprężeniu stycznym ( $\tau_{\text{kryt}} = \sigma_0 \cos\varphi_0 \cos\lambda_0$ ) – osłabienie geometryczne. W drugim przypadku obrót płaszczyzny poślizgu powoduje zmniejszenie wartości czynnika orientacji. Odkształcenie może przebiegać tylko pod warunkiem wzrostu obciążenia (naprężenia stycznego) [187, 232].



Rys. 8. Schemat ułożenia płaszczyzny i kierunku poślizgu przy jednoosiowym rozciąganiu monokryształu: 1 – kierunek poślizgu, 2 – normalna do płaszczyzny poślizgu, 3 – płaszczyzna poślizgu [187]

W materiałach polikrystalicznych, w których orientacja ziarn jest przypadkowa, warunek początku odkształcania plastycznego może być zapisany według prawa Schmid'a z uwzględnieniem czynnika orientacji w postaci [232]:

$$\sigma = M_{\text{śr.}} \tau_{\text{kryt}} \quad (20)$$

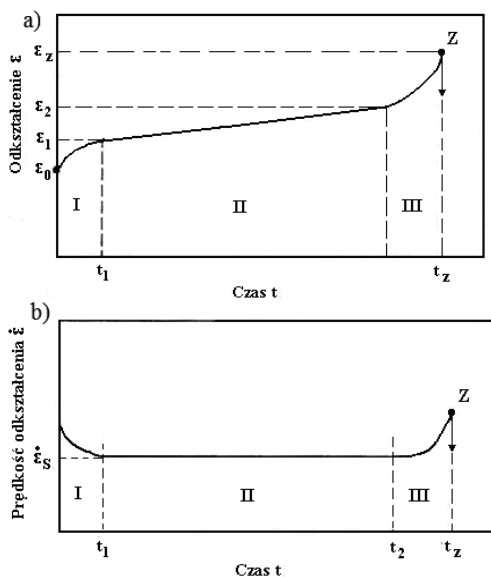
gdzie:  $M_{\text{śr.}}$  – odwrotność uśrednionego czynnika orientacji,  $\tau_{\text{kryt.}}$  – krytyczne naprężenie styczne dla monokryształu.

Na podstawie analizy złożonego poślizgu [188] w systemie  $\{110\}\langle 111 \rangle + \{112\}\langle 111 \rangle + \{123\}\langle 111 \rangle$  w metalach o strukturze A2 ustalono, że wartość  $M_{sr} = 2,75$ .

Stwierdzono także, że w stali niskostopowej ferrytyczno-perlitycznej stopień udziału podstawowych czynników umocnienia jest następujący [143]: umocnienie od granic ziarn – 30–40%, umocnienie od rozpuszczonych w ferrycie pierwiastków stopowych – 25–40%, umocnienie dyspersyjne – 20–25%, inne czynniki umocnienia – do 20%.

## 2.3. Pełzanie

Pełzanie jest zjawiskiem ciągłego odkształcania materiału przy stałym obciążeniu lub naprężeniu. Zależność wartości odkształcenia od czasu przy stałym obciążeniu charakteryzuje krzywa pełzania (rys. 9a).



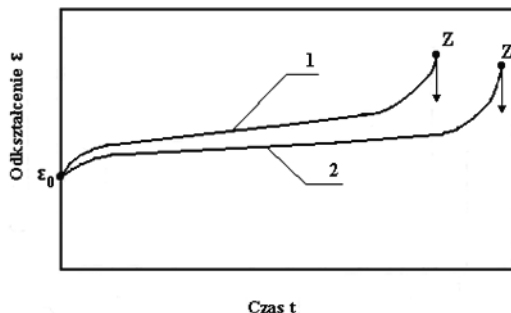
Rys. 9. Schemat krzywej pełzania i prędkości odkształcania: a) krzywa pełzania dla naprężenia  $\sigma = \text{const}$  i temperatury  $T = \text{const}$ , b) prędkość odkształcania w poszczególnych stadiach pełzania: I – stadium pełzania nieustalonego, II – stadium pełzania ustalonego, III – stadium pełzania przyspieszonego,  $t_z$  – czas do zniszczenia, Z – zniszczenie materiału [216, 232]

Odkształcenie początkowe  $\epsilon_0$  zawiera składową odkształcenia plastycznego i odkształcenia sprężystego. W procesie pełzania, w zależności od charakteru zmian prędkości odkształcania, wyróżnia się [198] następujące stadia:

- stadium I – pełzanie nieustalone; odkształcenie  $\epsilon_0 - \epsilon_1$ , prędkość odkształcania zmniejsza się (rys. 9b);
- stadium II – pełzanie ustalone; odkształcenie  $\epsilon_1 - \epsilon_2$ , prędkość odkształcania  $\dot{\epsilon} = \text{const}$ ;

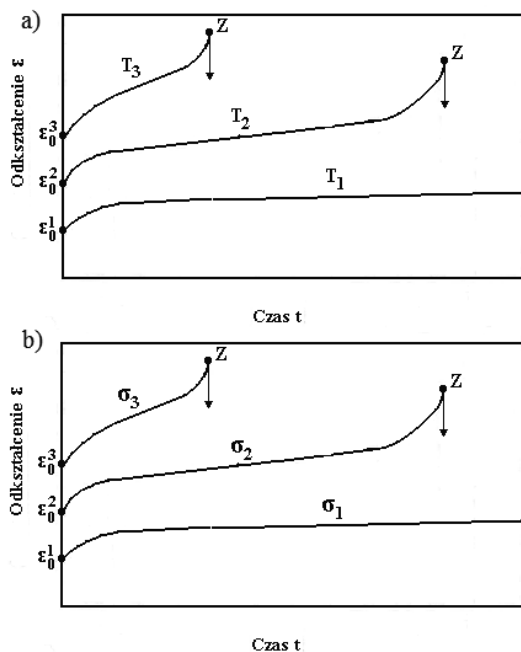
- stadium III – pełzanie przyspieszone; odkształcenie  $\varepsilon_2 - \varepsilon_z$ , prędkość odkształcania zwiększa się aż do zniszczenia materiału.

Próbę pełzania przeprowadza się najczęściej przy stałym obciążeniu rozciągającym. Zwiększenie czasu pełzania powoduje zwiększenie wartości naprężenia rzeczywistego i prędkości odkształcania (rys. 10) [6].



Rys. 10. Schemat krzywych pełzania dla: 1 – stałej wartości obciążenia, 2 – stałej wartości naprężenia [198]

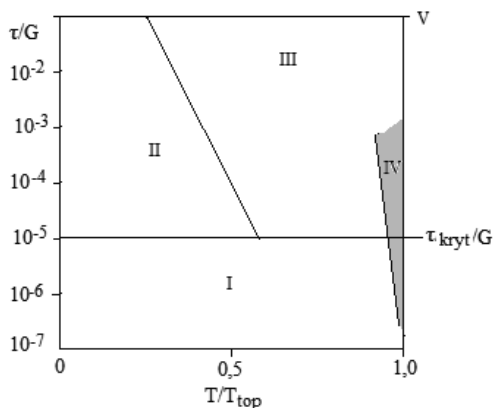
Podwyższenie temperatury próby pełzania lub naprężenia powoduje intensyfikację zjawiska pełzania. Zwiększa się prędkość odkształcania w stadium pełzania ustalonego  $\dot{\varepsilon}_s$  i zmniejsza się czas do zniszczenia  $t_z$  (rys. 11a i b).



Rys. 11. Schemat krzywych pełzania: a) stałe naprężenie i temperatura  $T_1 < T_2 < T_3$ , b) stała temperatura i naprężenie  $\sigma_1 < \sigma_2 < \sigma_3$  [188, 232]

### 2.3.1. Charakterystyka pełzania

Pełzanie w materiałach zachodzi według różnych mechanizmów, dlatego też wyróżnia się cztery rodzaje pełzania, których obszary występowania zależą od wartości temperatury i naprężenia, traktowanych jako podstawowe czynniki zewnętrzne, wpływające na zachowanie się materiału podczas pełzania (rys. 12).



Rys. 12. Schemat położenia rodzajów pełzania w zależności od naprężenia normalizowanego ( $\tau/G$ ) i temperatury homologicznej ( $T/T_{top}$ ): I – pełzanie niesprężyste (odwracalne), II – pełzanie niskotemperaturowe (logarytmiczne), III – pełzanie wysokotemperaturowe (Andrade), IV – pełzanie dyfuzyjne (Nabarro-Herringa), V – przybliżona wytrzymałość teoretyczna,  $G$  – moduł sprężystości postaciowej,  $T$  – temperatura próby pełzania,  $T_{top}$  – temperatura topnienia  $K$ ,  $\tau$  – przyłożone naprężenie w temperaturze próby [227]

Pod wpływem naprężenia mniejszego od krytycznego występuje pełzanie niesprężyste. Odształcenie spowodowane pełzaniem niesprężystym zanika z upływem czasu, dlatego nie jest ono zagrożeniem dla konstrukcji metalowych.

Przy wartości naprężenia  $\tau > \tau_{kryt}$  i temperaturze  $T < 0,5-0,6 T_{topn.}$  występuje pełzanie niskotemperaturowe, natomiast w temperaturze wyższej – pełzanie wysokotemperaturowe. Pełzanie dyfuzyjne zachodzi w wysokiej temperaturze ( $T > 0,7-0,8 T_{topn.}$ ) i w znacznie szerszym zakresie wartości naprężenia ( $10^{-6} < \tau/G < 10^{-3}$ ) [232].

Doświadczalnie ustalono, że **pełzanie niskotemperaturowe** (PNT) charakteryzuje krzywa pełzania (rys. 11b, krzywa  $\sigma_1$ ) – nie występuje II i III stadium pełzania. Pełzanie niskotemperaturowe jest nieustalone i z upływem czasu, zanika prędkość pełzania  $\dot{\epsilon} \rightarrow 0$ . Pełzanie jest opisywane zależnością:

$$\epsilon = \epsilon_0 + \epsilon_c \ln(1 + vt) \quad (21)$$

gdzie:  $\epsilon$  – odształcenie PNT,  $\epsilon_0$  – odształcenie początkowe, zawiera ono składowe odształcenia sprężystego i plastycznego odształcenia początkowego ( $\epsilon_0 = \epsilon_{spr.} + \epsilon_{pl.}$ ),  $\epsilon_c$  i  $v$  – stałe.

Jedną z podstawowych teorii PNT (logarytmicznego) jest teoria wyczerpania Motta-Nabarro [165]. Wielkość odkształcenia PNT jest nieznaczna w porównaniu z odkształceniem początkowym. Z upływem czasu stabilizuje się i nie wzrasta nawet w bardzo długim czasie pełzania.

Podczas **pełzania wysokotemperaturowego (PWT) – (Andrade)** – prędkość pełzania nieustalonego zmierza do określonej wartości, charakteryzującej prędkość w II stadium pełzania (pełzanie ustalone). Całkowite odkształcenie PWT przedstawia równanie w postaci [232]:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \beta t^n + \dot{\varepsilon}_s t \quad (22)$$

gdzie:  $\varepsilon_0$  – odkształcenie początkowe,  $\dot{\varepsilon}_s$  – prędkość pełzania ustalonego,  $t$  – czas próby,  $\beta$  i  $n$  – stałe.

Druga składowa równania (22)  $\beta t^n$  charakteryzuje odkształcenie w I stadium pełzania. Natomiast  $\dot{\varepsilon}_s t$  opisuje przyrost odkształcenia w II stadium pełzania (pełzanie ustalone). Równanie nie uwzględnia odkształcenia w III stadium pełzania (pełzanie przyspieszone).

Czas do zniszczenia  $t_z$  podczas pełzania oraz odkształcenie zależą w dużej mierze od prędkości pełzania  $\dot{\varepsilon}_s$  w stadium pełzania ustalonego. Prędkość w tym stadium zależy od wielu czynników i jest przedstawiona jako funkcja wielu zmiennych:

$$\dot{\varepsilon}_s = f(T, \sigma, \varepsilon, D, S_i) \quad (23)$$

gdzie:  $T$  – temperatura pełzania,  $\sigma$  – naprężenie,  $\varepsilon$  – odkształcenie pełzania,  $D$  – współczynnik charakteryzujący defekty wewnętrzne,  $S_i = S_1 + S_2 + S_3 + \dots + S_n$  – parametry uwzględniające: rodzaj sieci krystalicznej, systemy poślizgu oraz bliźniakowania, gęstość i rozmieszczenie dyslokacji, energię błędu ułożenia, rozmiary ziarn i podziarn, rozmiar i rozmieszczenie cząstek fazy umacniającej, a także moduł sprężystości postaciowej oraz inne czynniki mające wpływ na prędkość pełzania.

Podkreślić należy, że wpływ wymienionych czynników jest złożony, ponieważ niektóre z parametrów struktury  $S_i$  zależą od temperatury i naprężenia.

**Wpływ temperatury na prędkość pełzania ustalonego** jest ważny, ponieważ procesy powodujące pełzanie materiału są aktywowane cieplnie.

Prędkość pełzania ustalonego często przedstawiana jest równaniem Arrheniusa [188]:

$$\dot{\varepsilon}_s = A_0 \exp(-Q_{pu}/RT) \quad (24)$$

gdzie:  $A_0$  – stała zależna od czynnika strukturalnego i naprężenia,  $Q_{pu}$  – energia aktywacji pełzania ustalonego,  $T$  – temperatura bezwzględna,  $R$  – stała gazowa ( $R = 8,314 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$ )

Pełzanie określa kilka wzajemnie zależnych procesów m.in. zdrowienie i rekrytalizację. Wówczas prędkość pełzania zależy od najwolniejszego procesu o największej wartości energii aktywacji i jest określana zależnością:

$$\dot{\epsilon}^{-1} = \dot{\epsilon}_1^{-1} + \dot{\epsilon}_2^{-1} + \dot{\epsilon}_3^{-1} + \dot{\epsilon}_4^{-1} + \dots + \dot{\epsilon}_n^{-1} \quad (25)$$

gdzie:  $\dot{\epsilon}_1, \dot{\epsilon}_2, \dot{\epsilon}_3, \dot{\epsilon}_4, \dots, \dot{\epsilon}_n$  – prędkość pełzania spowodowana różnymi procesami osłabienia materiału.

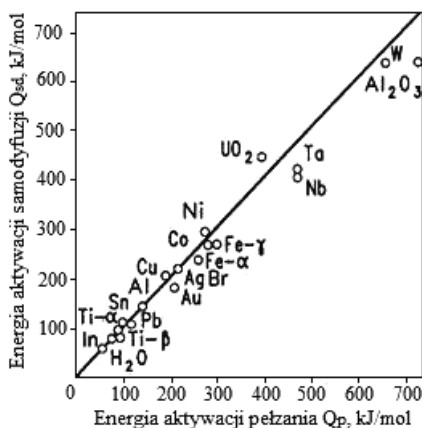
Pełzanie kontroluje wówczas proces zachodzący z najmniejszą prędkością.

Gdy procesy osłabiające są od siebie niezależne, wówczas prędkość pełzania określana jest na podstawie zależności:

$$\dot{\epsilon}_1 + \dot{\epsilon}_2 + \dot{\epsilon}_3 + \dot{\epsilon}_4 + \dots + \dot{\epsilon}_n \quad (26)$$

Pełzanie kontroluje wtedy proces zachodzący z największą prędkością [232].

Dorn J.E. i Sherby O.D. ustalili, że energia aktywacji pełzania w temperaturze  $T/T_i > 0,5$  jest bliska energii aktywacji samodyfuzji (rys. 13). Stąd pełzanie wysokotemperaturowe jest kontrolowane przez samodyfuzję [187].



Rys. 13. Zależność między energią aktywacji pełzania  $Q_p$  i samodyfuzji  $Q_{sd}$  dla metali i ceramiki [232]

Ustalono również, że prędkość pełzania ustalonego  $Fe_\alpha$  w temperaturze zbliżonej do temperatury przemiany alotropowej jest większa o ok. 200 razy w porównaniu do prędkości pełzania ustalonego  $Fe_\gamma$ . Różnica ta (wg Sherby'ego O.D., Leytona J.L.) jest spowodowana zmianą ruchliwości atomów w  $Fe_\alpha$  i  $Fe_\gamma$  (w  $Fe_\gamma$  jest mniejsza o ok. 350 razy w porównaniu do  $Fe_\alpha$ ) [232].

Współczynnik samodyfuzji  $D_{sd}$  zależy od właściwości fizycznych metalu. Zależność tę przedstawia równanie:

$$D_{sd} = D_0 \exp[-(K_0 + W)T_t/T] \quad (27)$$

gdzie:  $D_0$  – stała,  $K_0$  – czynnik zależny od rodzaju sieci krystalicznej (dla: RPC = 14, RSC = 17, HZ = 21),  $W$  – wartościowość metalu,  $T_t$  – temperatura topnienia.

Na podstawie rysunku 13 i równania 27 można więc stwierdzić, że materiały odporne na pełzanie, zdolne do przenoszenia dużych obciążeń w wysokiej temperaturze powinny charakteryzować się dużą wartością energii aktywacji samodyfuzji i małą współczynnika samodyfuzji. Wymagania te spełniają materiały o wysokiej temperaturze topnienia, gęsto upakowanej sieci krystalicznej, dużej wartościowości oraz zwiększonym udziale wiązań kowalencyjnych.

**Podstawowy wpływ na przebieg pełzania ma naprężenie.** Od wartości naprężenia zależy przebieg i intensywność procesów pełzania, zwłaszcza prędkość pełzania. Zależność pomiędzy prędkością pełzania i naprężeniem w szerokim zakresie jego wartości przedstawia równanie [62]:

$$\dot{\epsilon}_s = A_1(\sinh\alpha\sigma)^n \quad (28)$$

gdzie:  $\sigma$  – naprężenie pełzania,  $A_1$ ,  $\alpha$ ,  $n$  – stałe materiałowe niezależne od naprężenia.

Równanie (28) dla małej wartości naprężenia i  $\alpha\sigma < 0,8$  przyjmuje postać wykładniczą:

$$\dot{\epsilon}_s = A_2\sigma^n \quad (29)$$

gdzie:  $A_2 = A_1\alpha^n$ .

Stąd równanie (28) dla dużej wartości naprężenia i  $\alpha\sigma > 1,2$  równanie (28) ma postać eksponencjalną:

$$\dot{\epsilon}_s = A_3\exp(\beta\sigma) \quad (30)$$

gdzie: stałe:  $A_3 = A_1/2^n$ ,  $\beta = n\alpha$ ,  $A_3$  i  $\beta$  – zależą od temperatury.

Wykładnik  $n$  dla metali i stopów w stanie wyżarzonym przyjmuje wartości od 1 do 7. Dla większości czystych metali  $n$  zawiera się w zakresie 4–6, a dla stopów w zakresie 3–5.

### 2.3.2. Czas do zniszczenia w próbie pełzania

Czas do zniszczenia w próbie pełzania jest związany z wartością prędkości pełzania, która zależy od temperatury i naprężenia. Uogólnione zależności tych wielkości są przedstawiane następującymi równaniami [232]:

$$t_z = A_4\exp(Q_p/RT) \quad (31)$$

oraz

$$t_z = A_5 \exp(\sinh \alpha \sigma)^{-n} \quad (32)$$

gdzie:  $A_4$ ,  $A_5$ ,  $\alpha$ ,  $n$  – stałe równań,  $Q_p$  – energia aktywacji pełzania (wg danych literaturowych  $Q_p = Q_{pu}$ ).

Monkman F.C. i Grant N.J. określili empiryczną zależność pomiędzy prędkością pełzania i czasem do pęknięcia:

$$\log t_z + m \log \dot{\epsilon}_s = B \quad (33)$$

Na podstawie wyników badań stali mikrostopowej [27, 31] ustalono zależność pomiędzy naprężeniem pełzania, granicą plastyczności a prędkością pełzania w stadium pełzania ustalonego:

$$t_z = [\ln(R_{0,2}^T / \sigma)] / A \dot{\epsilon} \quad (34)$$

gdzie:  $R_{0,2}^T$  – granica plastyczności w temperaturze pełzania,  $\sigma$  – naprężenie pełzania,  $A$  – stała,  $\dot{\epsilon}$  – prędkość pełzania ustalonego.

Wartość stałej  $A$  dla stali mikrostopowej w temperaturze pełzania  $< 500^\circ\text{C}$  wynosi ok. 10. Zgodność wyników uzyskanych w eksperymencie z obliczeniowymi wg równania (34) wynosi  $\geq 95\%$ .

### 2.3.3. Zjawiska fizyczne w procesie pełzania

Podczas pełzania wysokotemperaturowego zwiększeniu odkształcenia towarzyszy umocnienie i jednocześnie osłabienie materiału. Osłabienie spowodowane jest zdrowieniem materiału w wyniku anihilacji dyslokacji, przegrupowaniem dyslokacji oraz tworzeniem substruktury poligonalnej. Zdrowienie jest możliwe wskutek dołączenia do poślizgu poprzecznego, właściwe dla pełzania niskotemperaturowego (Mott-Nabarro), wspinanie dyslokacji, cechujące pełzanie wysokotemperaturowe [188].

Pełzanie przy względnie niskiej temperaturze kontrolowane jest przez poślizg poprzeczny dyslokacji. Anihilacji mogą więc ulegać wyłącznie dyslokacje śrubowe. Powoduje to, że proces zdrowienia nie przebiega do końca. Podwyższenie temperatury sprawia, że czynnikiem determinującym kinetykę procesu pełzania staje się wspinanie dyslokacji. Zapewnia ono także anihilację dyslokacji krawędziowych, co sprzyja pełniejszemu zdrowieniu [235].

W pierwszym stadium pełzania wysokotemperaturowego proces zdrowienia nie realizuje się całkowicie. Występuje przewaga umocnienia odkształceniowego nad zdrowieniem. W trakcie pełzania przewaga procesu umocnienia nad zdrowieniem zmniejsza się, aż do wyrównania i osiąga równowagę dynamiczną (przejściem od I do II stadium pełzania) oraz zapewnia ustalenie prędkości pełzania. Pełzaniu w wysokiej temperaturze  $T > 0,7 T_t$  może towarzyszyć rekrytalizacja dynamiczna,

która ma początek w obszarach o dużej gęstości dyslokacji (obszary w pobliżu granic ziarn oraz granic międzyfazowych). Początek rekrytalizacji dynamicznej zależy przede wszystkim od temperatury i stopnia odkształcenia, które zapewniają niezbędną aktywność dyfuzyjną i krytyczną gęstość dyslokacji. Rekrytalizacja dynamiczna według danych literaturowych łatwiej zachodzi w czystych metalach jak w ich stopach, zwłaszcza umocnionych dyspersyjnie [188].

Odrębnym rodzajem pełzania jest pełzanie zachodzące w wysokiej temperaturze, określane dyfuzyjnym (Nabarro-Herring). Według modelu Nabarro-Herringa naprężenie rozciągające występujące w ziarnie wywołuje niejednakowe warunki energetyczne powstawania wakacji w różnych jego obszarach. W pobliżu granic ziarna prostopadłych do kierunku rozciągania, wartość energii tworzenia wakacji jest mniejsza niż w pobliżu granic ziarna równoległych do kierunku rozciągania. Różnica wartości energii wynosi około  $ob^3$ . Gdy wartość naprężenia jest mała w porównaniu do wartości  $kT/b^3$ , wówczas gradient gęstości wakacji pomiędzy obszarami ziarna rozciągany i ściskany jest wyrażony jest równaniem:

$$\Delta c \approx (2c_0/d)(\sigma b^3/kT) \quad (35)$$

gdzie:  $d$  – średnica ziarna,  $c_0$  – równowagowa gęstość wakacji w stanie nieobciążonym.

Występowanie gradientu gęstości wakacji [188] wywołuje ich strumień przez ziarno od obszarów rozciąganych do obszarów ściskanych. Jednocześnie w kierunku przeciwnym tworzy się strumień atomów. Ziarno z upływem czasu wydłuża się w kierunku działania naprężenia rozciągającego.

Prędkość pełzania Nabarro-Herringa dana jest zależnością:

$$\dot{\epsilon}_S = 7\sigma D_{ob} b^3 / kTd^2 \quad (36)$$

gdzie:  $D_{ob}$  – współczynnik dyfuzji objętościowej.

Coble R.L. [50] ustalił, że prędkość pełzania ulega zwiększeniu wskutek dyfuzji atomów lub jonów wzdłuż granic ziarn. Prędkość pełzania jest w tym przypadku większa od prędkości pełzania Nabarro-Herringa, co przedstawia poniższe równanie:

$$\dot{\epsilon}_S = 50\sigma D_{gz} b^4 / kTd^3 \quad (37)$$

gdzie:  $D_{gz}$  – współczynnik dyfuzji wzdłuż granic ziarn.

Ukierunkowanie transportu masy przez ziarno oraz wzdłuż jego granic postępuje jednocześnie. Wkład poszczególnych tych procesów w odkształcanie pełzania zależy od wartości naprężenia, współczynników dyfuzji, temperatury i rozmiaru ziarn, a także od struktury materiału. Dyfuzja wzdłuż granic ziarn zachodzi łatwiej niż dyfuzja objętościowa. Energia aktywacji dyfuzji wzdłuż granic ziarn wynosi od 0,4 do 0,7% wartości energii aktywacji dyfuzji objętościowej. Z obniżeniem tem-

peratury współczynnik dyfuzji objętościowej zmniejsza się intensywnie. W ogólnym pełzaniu dyfuzyjnym wzrasta rola pełzania Coble'a [187]. Ustalono, że składowa pełzania Coble'a ujawnia się przy pełzaniu wysokotemperaturowym nawet w zakresie wartości temperatury 0,4–0,8  $T_i$  [232].

### 2.3.4. Odształcanie plastyczne w warunkach pełzania

Podstawowym mechanizmem odształcania pełzania jest poślizg wewnątrz ziarna. W wielu badaniach poświęconych pełzaniu obserwowano tworzenie się prostoliniowych i falistych śladów poślizgu, także poślizgu poprzecznego oraz fałdy w pobliżu styku trzech ziarn [187]. Pasma poślizgu powierzchni materiału po pełzaniu cechuje większa grubość, są bardziej faliste, a odległość pomiędzy nimi jest mniejsza niż po odształcaniu plastycznym [232]. Wynika to z faktu, że podczas pełzania do poślizgu w systemach łatwego poślizgu dołącza poślizg w innych systemach. W metalach o sieci RSC oprócz poślizgu w systemie  $\{111\}\langle 110 \rangle$  zachodzi również poślizg w systemie  $\{100\}\langle 110 \rangle$  i  $\{211\}\langle 110 \rangle$  [80]. Natomiast w metalach o sieci RPC wzrasta prawdopodobieństwo poślizgu w płaszczyznach  $\{110\}$ ,  $\{112\}$  i  $\{123\}$  [187].

Podczas pełzania w temperaturze  $>0,35 T_i$ , oprócz odształcenia wewnątrz ziarn, następuje poślizg wzdłuż granic ziarn. Polega to na wzajemnym przemieszczaniu się ziarn, podczas którego następuje ich obrót względem siebie. W materiałach polikrystalicznych poślizg wzdłuż granic ziarn najintensywniej zachodzi wzdłuż granic rozmieszczonych pod kątem  $45^\circ$  do kierunku naprężenia [232].

Udział poślizgu wzdłuż granic ziarn w ogólnym odształceniu w zależności od wartości naprężenia i temperatury oraz rozmiaru ziarna i składu chemicznego stopów jest różny i wynosi od 0 do 80%. Doświadczalnie ustalono ścisłą zależność pomiędzy poślizgiem wzdłuż granic ziarn a poślizgiem wewnątrz ziarn [188].

W stopach technicznych w temperaturze od 0,4 do 0,85  $T_i$  zależnie od wartości temperatury i naprężenia mogą wystąpić różne mechanizmy pełzania zaliczane do dwóch grup [80]:

- pełzania dyslokacyjnego, kontrolowanego dyfuzją objętościową lub dyfuzją rdzeniami dyslokacji (38);
- pełzania dyfuzyjnego kontrolowanego dyfuzją objętościową, określanego jako pełzanie Nabarro-Herringa (39) oraz pełzania kontrolowanego dyfuzją wzdłuż granic ziarn – pełzanie Coble'a (40).

Prędkość pełzania w zależności od głównego mechanizmu procesu pełzania określają równania [50, 157, 167]:

$$\dot{\epsilon}_d = A(Gb/kT)^n \cdot D_v \exp(-Q_v/RT) \quad (38)$$

$$\dot{\epsilon}_{NH} = A_{NH} \cdot (\Omega \sigma / d^2 kT) \cdot D_v \exp(-Q_v/RT) \quad (39)$$

$$\dot{\epsilon}_{Co} = A_{Co} \cdot (W \Omega \sigma / d^3 kT) \cdot D_B \exp(-Q_B/RT) \quad (40)$$

gdzie:  $A$ ,  $A_{NH}$ ,  $A_{Co}$  – stałe zależne od mechanizmu pełzania,  $G$  – moduł sprężystości postaciowej,  $b$  – wektor Burgersa,  $Q_v$  i  $Q_B$  – energie aktywacji samodyfuzji objętościowej i wzdłuż granic ziarn,  $D_v$ ,  $D_B$  – współczynniki samodyfuzji objętościowej i wzdłuż granic ziarn,  $W$  – szerokość granicy ziarn,  $d$  – średnica ziarna,  $n$  – wykładnik,  $R$  – stała gazowa,  $\Omega$  – objętość atomowa.

Wykres pełzania Weertmana (rys. 12) rozwinął Ashby do map odkształcania [9]. Mapy te pozwalają na określenie dominującego mechanizmu pełzania w warunkach badań lub eksploatacji. Trwałe wydłużenie względne podczas próby pełzania jest sumą kilku składowych wydłużenia spowodowanego [80]:

$$\varepsilon = \varepsilon_{dc} + \varepsilon_w + \varepsilon_{gb} + \varepsilon_d + \varepsilon_v \quad (41)$$

gdzie:  $\varepsilon_{dc}$  – poślizg dyslokacji,  $\varepsilon_w$  – poślizg poprzeczny dyslokacji,  $\varepsilon_{gb}$  – poślizg wzdłuż granic ziarn,  $\varepsilon_d$  – ukierunkowana dyfuzja wakancji przez naprężenie,  $\varepsilon_v$  – powstawanie i wzrost pustek na granicach ziarn.

Na podstawie analizy wyników prowadzonych badań [80, 188] i analizy map odkształceń przyjęto, że w zakresie stosowanych wartości temperatury i naprężenia dominującym mechanizmem pełzania jest pełzanie dyslokacyjne. Dlatego też powszechnie stosowaną stałą jest stal drobnoziarnista niskostopowa Cr-Mo, np. 15CrMo 4-5, 7CrMoVTiB 10-10 lub T24 wg ASTM i in. o średniej średnicy ziarna 25  $\mu m$ . Dla czystego żelaza o średnicy ziarna 32  $\mu m$  zakres pełzania dyslokacyjnego rozpoczyna się w temperaturze homologicznej ( $T/T_{top}$ ) ok. 0,3 i przy naprężeniu normalizowanym ( $\sigma/G$ )  $> 10^{-4}$ . Przy pełzaniu gdzie dominuje pełzanie dyslokacyjne dużą rolę odgrywają inne czynniki m.in: wartość EBU, rozmiar ziarna i subziarna [68].

### 2.3.5. Czynniki wpływające na odporność na pełzanie

Mikrostruktura materiałów w podwyższonej temperaturze ulega zmianie z upływem czasu oraz wpływa na ich właściwości użytkowe, tj. granicę pełzania i wytrzymałość na pełzanie. Oddziaływanie temperatury na rolę czynnika umacniającego zaznacza się najsilniej w przypadku wielkości ziarna i ma duży wpływ na odkształcenie plastyczne. Gdy odkształcanie plastyczne w podwyższonej temperaturze przebiega poprzez poślizg ziarn wzdłuż ich granic, najbardziej korzystnie jest gdy ziarno posiada duże rozmiary. Podwyższenie temperatury pełzania intensyfikuje procesy zdrowienia, rekrytalizacji, koagulacji oraz prowadzi do zmniejszenia gęstości dyslokacji [188].

Wpływ zjawisk towarzyszących pełzaniu na czynnik umacniający a tym samym na odporność na pełzanie ma duże znaczenie przy projektowaniu materiałów żarowytrzymałych [113].

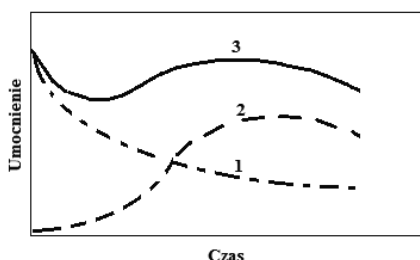
**Umocnienie roztworowe** osnowy wpływa na prędkość pełzania poprzez [3, 80, 188]:

- podwyższenie temperatury topnienia, zdrowienia i rekrytalizacji;
- zwiększenie stabilności roztworu stałego i zmniejszenie wartości współczynnika samodyfuzji;

- wzrost energii wiązania atomów i obniżenie energii błędu ułożenia;
- zwiększenie naprężenia tarcia wewnętrznego spowodowane odkształceniem sieci krystalicznej oraz chemicznym blokowaniem dyslokacji;
- tworzenie atmosfer rozpuszczonych atomów hamujących dyslokacje w płaszczynie poślizgu oraz wspinanie dyslokacji.

Duże znaczenie w podwyższeniu odporności na pełzanie stopów ma energia wiązania atomów pierwiastka stopowego w sieci krystalicznej osnowy i różnica wartości średnicy atomowej pierwiastka stopowego i osnowy. Wpływają one na zmianę wartości stałych sieciowych i oddziałują na określone właściwości wytrzymałościowe [149].

Na podstawie wyników badań stwierdzono [80], że podwyższenie temperatury pełzania lub czasu pełzania powoduje, że umocnienie roztworu stałego w stali ferrytyczno-perlitycznej zmniejsza się (rys. 14).



Rys. 14. Schemat oddziaływania mechanizmów umocnienia w zależności od czasu pełzania: 1 – umocnienie roztworowe, 2 – umocnienie wydzieleniowe, 3 – umocnienie całkowite. Stal 16Mo3 – wyżarzanie normalizujące. Temperatura pełzania 550°C [80]

**Umocnienie cząstkami drugiej fazy** jest podstawowym sposobem uzyskania dobrej żarowytrzymałości stopów. Efekt umocnienia zapewnia prawidłowy dobór rozmiarów, objętości względnej oraz równomiernego rozmieszczenia cząstek w osnowie [3]. Występujące cząstki na granicach ziarn generalnie polepszają żarowytrzymałość, ale często jednak sprzyjają pękaniu międzykrystalicznemu [232].

W warunkach długotrwałej eksploatacji stopu umocnionego cząstkami drugiej fazy w wysokiej temperaturze ważna jest stabilność ich struktury oraz stałość wymiarów, co zapewnia duży opór pełzania. Koagulacja cząstek fazy umacniającej jest niekorzystna. Prowadzi do zmiany rozmiarów cząstek i odległości między nimi, co powoduje zmiękczenie stopu i wzrost prędkości pełzania (rys. 15) [80].



Rys. 15. Schemat zależności prędkości pełzania ustalonego od odległości między cząstkami fazy umacniającej [80]

Znaczenie odległości między cząstkami fazy umacniającej jest duże. Wpływ tego parametru na prędkość pełzania przedstawia m.in. równanie w postaci [119]:

$$\dot{\epsilon} = 2b^2LD_{ef}\theta(kT)^{-1}\{(\sigma - \sigma_{pr})(\alpha Gb)^{-1}\}^4 \quad (42)$$

gdzie:  $b$  – wektor Burgersa,  $L$  – średnia odległość między cząstkami (średnia droga swobodna dyslokacji),  $\theta$  – napięcie linii dyslokacji,  $D_{ef}$  – współczynnik dyfuzji efektywnej,  $\sigma$  – naprężenie,  $\sigma_{pr}$  – składowa naprężenia pochodząca od wydzieleni,  $\alpha$  – stała,  $G$  – moduł sprężystości postaciowej.

## 2.4. Próba pełzania – charakterystyka ogólna

Próba pełzania prowadzona jest w celu określenia czasowej granicy pełzania i czasowej wytrzymałości na pełzanie. Czasowa granica pełzania jest umownym największym naprężeniem rozciągającym, które wywołuje w określonym czasie i określonej temperaturze ustalone wydłużenie trwałe lub określoną prędkość pełzania ustalonego  $\dot{\epsilon}$ .

Czasowa granica pełzania  $R_{x/t/T}$  zgodnie z byłą PN-76/H-04330 określana jest jako naprężenie powodujące stałe odkształcenie  $x$  po upływie czasu  $t$  w stałej temperaturze  $T$ . Czasową granicę pełzania wyznaczano dla czasu 100, 1000, 10000 i 100000 h.

Czasowa wytrzymałość na pełzanie  $R_{z/t/T}$  zgodnie z byłą PN-76/H-04330 jest umownym największym naprężeniem rozciągającym, którego oddziaływanie prowadzi do zniszczenia próbki w określonej temperaturze  $T$  i określonym czasie  $t$ .

Obecnie obowiązuje Polska Norma zgodna z Normą Europejską PN-EN ISO 204:2009.

Próbki przeznaczone do próby pełzania mają przekrój płaski lub okrągły.

Kształt próbki zależy od konstrukcji uchwytów pelzarki i sposobu mocowania czujników pomiaru temperatury i wydłużenia (rys. 16).

Próbki do próby pełzania w jednoosiowym stanie naprężenia (rys. 16) mogą być wykonane z wyrobów hutniczych o odpowiedniej grubości.

W celu prowadzenia próby pełzania materiału z wyrobów cienkich, np. takich jak: blachy o małej grubości i folie, opracowano próbki tarczowe. Ich kształt i rozmiary zapewniają nie tylko jednoosiowy stan naprężenia, ale także umożliwiają stosowanie stałej lub gradientowej wartości naprężenia [32, 33].

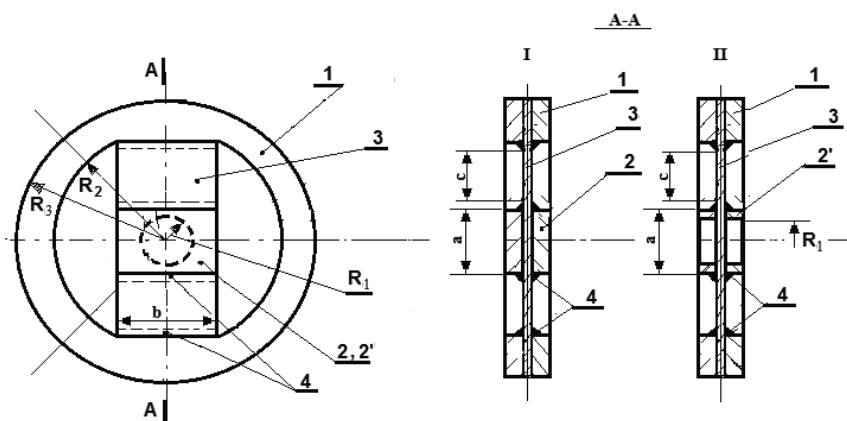
Próbki tarczowe cechują się niewielkimi wymiarami i oszczędnością materiałów. Próby pełzania mogą być prowadzone na pelzarkach konwencjonalnych, jeżeli zastosuje się urządzenie o odpowiedniej konstrukcji.

Jeden z wariantów próbki tarczowej do próby pełzania w jednoosiowym stanie naprężenia przedstawia rysunek 17.

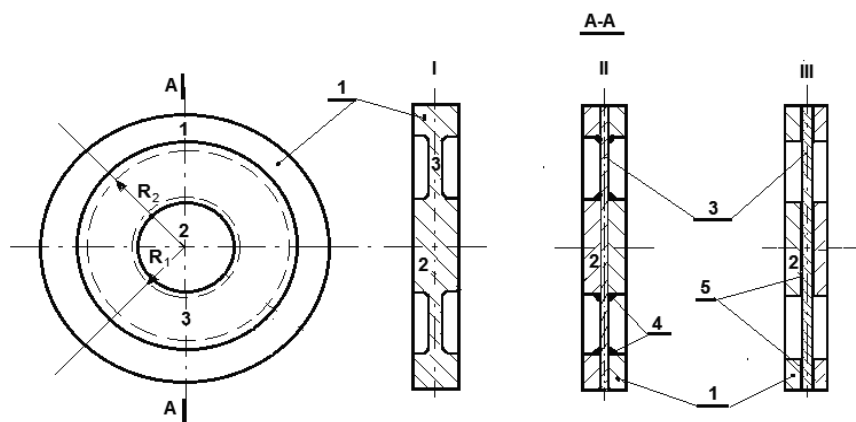
Inny rodzaj próbki do próby pełzania w jednoosiowym stanie naprężenia przedstawiono na rysunku 18. Przyłożona do pierścienia wewnętrznego siła wywołuje w obszarze pomiarowym gradient wartości naprężenia (rys. 19). Pod jego wpływem prędkość pełzania obszaru pomiarowego jest różna i zależy od odległości od

a)

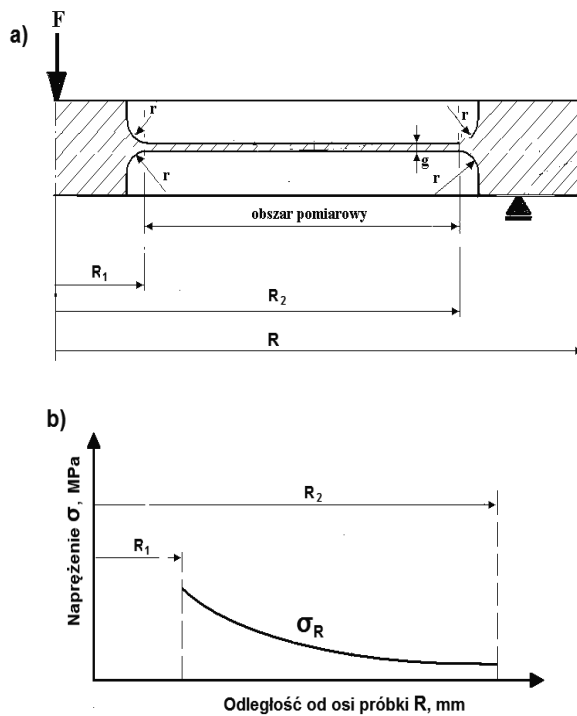




Rys. 17. Próbką tarczowa do próby pełzania w jednoosiowym stanie naprężenia: 1 – pierścień zewnętrzny próbki; 2, 2' – płytka wewnętrzna naprężająca część pomiarową próbki; 3 – obszar pomiarowy w próbie pełzania; 4 – spoina,  $R_1$  – promień otworu w płytce wewnętrznej,  $R_2$  – promień wewnętrzny pierścienia zewnętrznego,  $R_3$  – promień zewnętrzny pierścienia zewnętrznego,  $a$  i  $b$  – wymiary płytki naprężającej obszar pomiarowy próbki;  $b$  i  $c$  – wymiary obszaru pomiarowego; I – przekrój próbki z płytką wewnętrzną pełną; II – przekrój próbki z płytką wewnętrzną z otworem



Rys. 18. Próbkę do próby pełzania w jednoosiowym gradientowym stanie naprężenia: 1 – pierścień zewnętrzny próbki; 2 – krążek wewnętrzny próbki; 3 – obszar pomiarowy w próbie pełzania; 4 – spoiny łączące pierścień 1 i krążek 2 z materiałem do próby pełzania; 5 – połączenie zgrzewane pierścienia 1 i krążka 2 z materiałem do próby pełzania;  $R_1$  i  $R_2$  – promienie wewnętrzny i zewnętrzny obszaru pomiarowego próbki. I, II i III – warianty wykonania próbki do próby pełzania



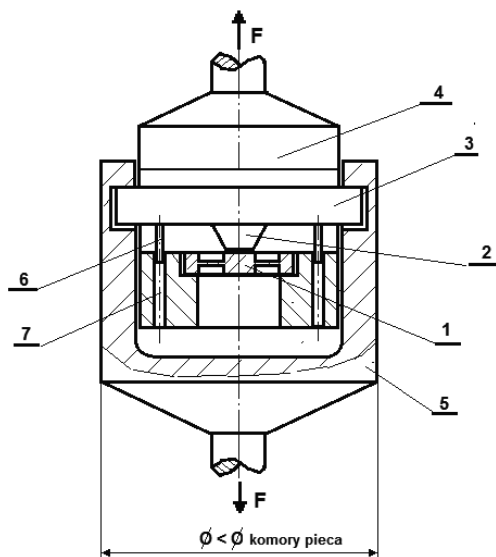
Rys. 19. Przekrój próbki tarczowej do jednoosiowej gradientowej próby pełzania (a) i zależność wartości naprężenia w obszarze pomiarowym od odległości obszaru pomiarowego od osi próbki (b)

Zmiana kształtu obszaru pomiarowego z płaskiego na stożkowy podczas próby pełzania (rys. 20) nie powoduje zmiany charakteru naprężenia, który pozostaje stale jednoosiowy.



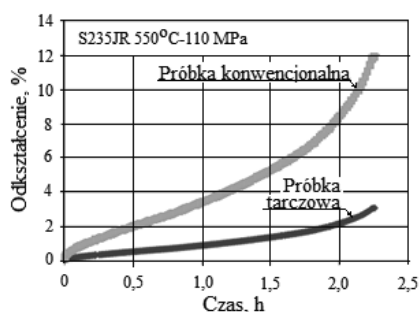
Rys. 20. Schemat zmiany kształtu obszaru pomiarowego z płaskiego (a) na stożkowy (b) po pełzaniu w czasie  $t$

Próbki tarczowe do prowadzenia próby pełzania mocuje się w specjalnym uchwycie (rys. 21).



Rys. 21. Schemat obejmy do zamocowania próbki tarczowej: 1 – próbka tarczowa, 2 – stempel, 3 – oprawa stempla, 4 – część górna obejmy z łóżem mocującym próbkę tarczową, 5 – część dolna obejmy do mocowania stempla, 6 – kołek centrujący, 7 – otwór centrujący

Prowadzone próby pełzania pozwoliły ustalić, że czas do zniszczenia próbki tarczowej (rys. 18) i konwencjonalnej (rys. 16b) dla określonej wartości naprężenia jest porównywalny. Dla próbki tarczowej z gradientem wartości naprężenia uzyskuje się krzywą pełzania o znacznie mniejszym nachyleniu w porównaniu do krzywej uzyskanej dla próbki konwencjonalnej o przekroju okrągłym (rys. 22).



Rys. 22. Krzywe pełzania stali S235JR:  $T = 550^{\circ}\text{C}$ ,  $\sigma = 110 \text{ MPa}$ . 1 – próbka konwencjonalna (rys. 16b), 2 – próbka tarczowa (rys. 18) [32, 33]

## 2.5. Rozwój procesu niszczenia materiałów w warunkach naprężenia

Rozwój procesu niszczenia zwykle rozpoczyna się od spiętrzenia dyslokacji na granicach międzyziarnowych i międzyfazowych. Powstają pustki, które łącząc się

osiągają wymiar krytycznego zarodka do rozwoju pęknięcia i nagłego zniszczenia materiału [80, 188, 232]. Zdolność do niestabilnego rozprzestrzeniania się pęknięcia zależy od stanu materiału, geometrii i rozmiaru zarodka. Graniczne naprężenie, przy którym następuje niestabilne (nagłe) rozprzestrzenianie się pęknięcia można opisać równaniem w postaci:

$$\sigma = (EQ/Ma)^{-1/2} \quad (43)$$

gdzie: M – geometria zarodka pęknięcia, E – moduł sprężystości wzdłużnej, a – długość pęknięcia, Q – energia rozwoju zniszczenia (niestabilnego rozprzestrzeniania się pęknięcia).

Energia rozwoju zniszczenia Q (43) w zależności od stanu materiału może przybierać różne wartości:

- a) w stanie kruchym (Griffith [73]) przypisuje jej tylko energię powierzchniową S rozdziału zarodka

$$Q = S \quad (44)$$

- b) w stanie umocnionym według Orowana [174] należy uwzględnić energię zużytą na odkształcenie plastyczne powierzchni rozdziału P, która jest co najmniej dziesięciokrotnie większa od S:

$$P \geq 10S \quad (45)$$

dlatego:

$$Q = P + S \approx P \quad (46)$$

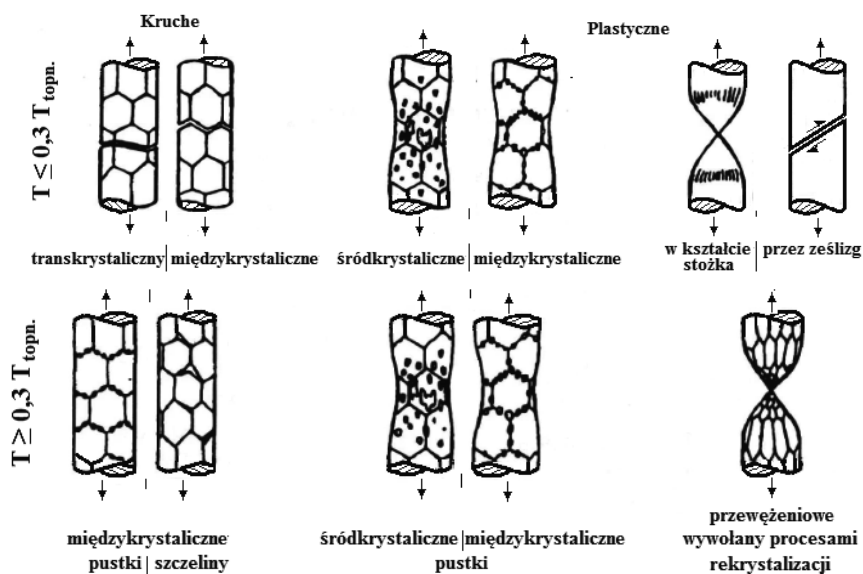
- c) w stanie sprężysto-plastycznym według Irwina [93] należy uwzględnić dodatkowo energię zużytą na płynięcie materiału, poprzedzające utworzenie powierzchni rozdziału. Na ogół jest to wartość znacznie przewyższająca P i S. Irvin określił ją mianem oporu pęknięcia (ang. *fracture toughness*) i oznaczył jako G:

$$Q = G \quad (47)$$

Przedstawione zależności charakteryzują sposób rozwoju zniszczenia. Znajduje to odzwierciedlenie w zróżnicowaniu morfologii przełomów, spośród których typowe są:

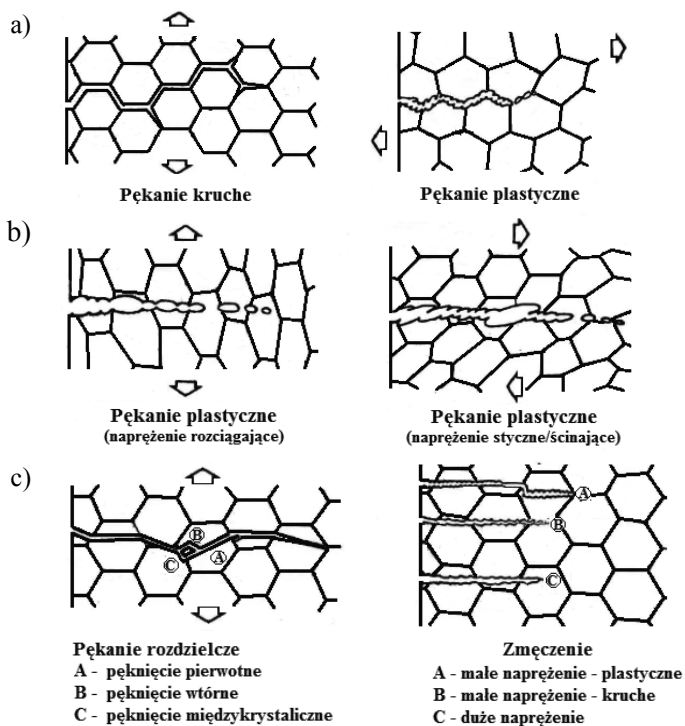
- a) transkrystaliczne ciągłe – zaliczane do plastycznych;
- b) transkrystaliczne łupliwe – przebiegają one po określonych płaszczyznach kryształograficznych i są zaliczane do kruchych;
- c) międzykrystaliczne – przebiegające wzdłuż granic ziarn.

Warianty przełomów w zależności od temperatury ich formowania przedstawił Ashby [7] (rys. 23). Okoliczności ich występowania w zależności od naprężenia normalizowanego i temperatury homologicznej przedstawiają mapy Ashby'ego.



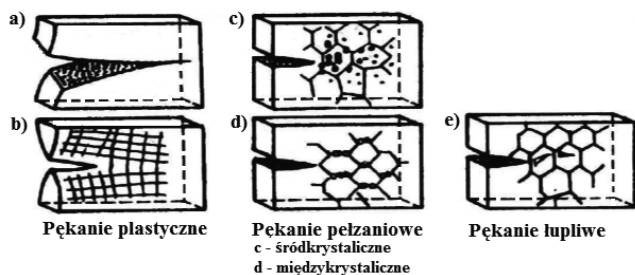
Rys. 23. Rodzaje pęknięcia w temperaturze  $\leq 0,3 T_{topn.}$  i w temperaturze  $> 0,3 T_{topn.}$  [7]

Zbliżoną koncepcję rodzajów pęknięcia dla skali mikroskopowej podał Pelloux [190] (rys. 24).



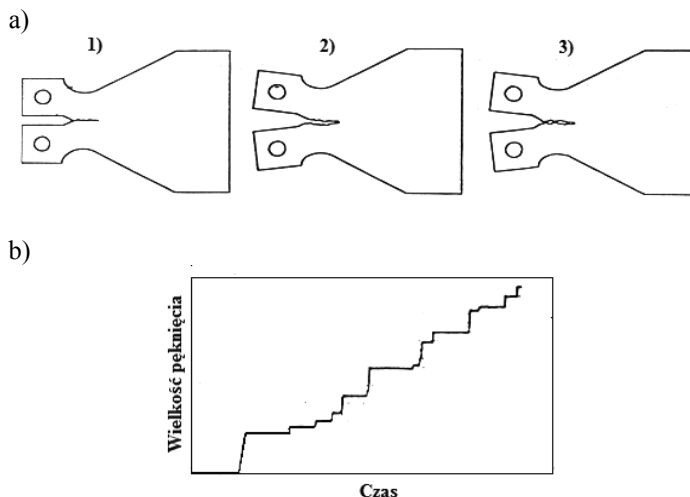
Rys. 24. Rodzaje pęknięcia: a) pękanie międzykryształiczne; b) i c) pękanie śródkryształiczne [190]

Dla skali makroskopowej modele pęknięcia przedstawił Kozłowski (rys. 25) [114].



Rys. 25. Rodzaje pęknięcia: a) i b) pęknięcie plastyczne; c) i d) pęknięcie pełzaniowe; e) pęknięcie łupliwe bez poślizgu [114]

Badania pęknięcia materiałów stosowanych w energetyce nuklearnej ujawniły silny wpływ wodoru na rozwój pęknięcia stopów cyrkonu. Zwłoczne pęknięcie (DHC – Delayed Hydride Cracking) rozpoznawane jako serie powtarzających się pęknięć w stopie Zr-2,5%Nb przypisywane jest zjawisku dyfuzji i gromadzeniu się wodoru w obszarach wierzchołków pęknięcia, gdzie występują duże wartości naprężenia. W wyniku nagromadzenia się wodoru i po osiągnięciu określonego poziomu jego koncentracji, powstaniu wodorków i osiągnięciu przez nie wielkości krytycznej następuje ich pęknięcie [199]. Przykładową krzywą rozwoju pęknięcia naprężonej próbki ze stopu Zr-2,5%Nb (rys. 26a) przedstawiono na rysunku 26b.



Rys. 26. Rozwój pęknięcia próbki z karbem V ze stopu Zr-2,5%Nb; temperatura – 250°C, czas – 450 h, współczynnik  $K = 9 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ; a) stadia rozwoju pęknięcia, b) krzywa rozwarcia pęknięcia [123]

Zjawisko pękania wodorowego ujawniono również w stopach żelaza i zostało określone jako oddziaływanie HIC (HIC – Hydrogen Induced Cracking). Mechanizm pękania wodorowego jest związany z absorpcją wodoru atomowego, jego wnikaniami w głąb materiału, tworzeniem faz wodorkowych i jonizacją atomów żelaza. Pochodzenie wodoru atomowego jest różne, m.in. z dysocjacji wody podczas spawania stali lub z procesu korozji z udziałem H<sub>2</sub>S lub innych związków zawierających wodór.

## 2.6. Rozpuszczanie i koagulacja wydzielen drugiey fazy w stali mikrostopowej

Stężenie rozpuszczonego w osnowie stali pierwiastka stopowego zależy przede wszystkim od stabilności termodynamicznej utworzonego związku i jest przeważnie wyrażane iloczynem rozpuszczalności w postaci:

$$\log [M] \cdot [X] = B - A/T \quad (48)$$

gdzie: [M] i [X] – stężenie pierwiastków wyrażone w %<sub>mas.</sub>, T – temperatura bezwzględna, A i B – stałe zależne od entalpii swobodnej tworzenia związku.

Wartości stałych A i B są różne dla poszczególnych rodzajów węglików i azotków występujących w stali mikrostopowej z dodatkami Al, Ti, Nb i V [23]. Mogą się znacznie różnić między sobą w zależności od sposobu ich wyznaczania (tab. 4) [3].

Tabela 4. Wartości stałych A i B dla niektórych węglików i azotków [3]

| Stała | Węgliki |      |      | Azotki |      |      |      |
|-------|---------|------|------|--------|------|------|------|
|       | TiC     | NbC  | VC   | TiN    | NbN  | VN   | AlN  |
| A     | 10745   | 7290 | 9500 | 8000   | 8500 | 7840 | 7184 |
| B     | 5,33    | 3,04 | 6,72 | 0,32   | 2,80 | 3,02 | 1,79 |

Rozpuszczalność węglików i azotków zarówno w austenicie jak i w ferrycie wzrasta w następującej kolejności: TiN, NbN, VN, NbC, TiC, VC. Stwierdzono, że rozpuszczalność węglików i azotków w ferrycie jest około dwa rzędy mniejsza w porównaniu z austenitem. Natomiast rozpuszczalność poszczególnych mikrodotków w dużej mierze zależy od zawartości C i N w osnowie (zwiększa się z obniżeniem zawartości C i N) [23].

Koagulacja wydzielen występuje podczas obróbki cieplnej stopów oraz także podczas ich wygrzewania w wysokiej temperaturze. Koagulacja wydzielen fazy drugiej, np. węglikowej, wymaga rozpuszczania cząstek mniejszych i dyfuzji atomów rozpuszczonych (B). Jednocześnie atomy osnowy (A) dyfundują w kierunku przeciwnym. Kinetyka procesu koagulacji determinuje wartość efektywnego współczynnika dyfuzji:

$$D_{ef} = [c_A c_B D_A D_B V_A / (c_A D_A V_A^2 + c_B D_B V_B^2)] \cdot (V_A + V_B c_B / c_A) \quad (49)$$

gdzie:  $D_A$ ,  $D_B$  – współczynniki dyfuzji składników w osnowie,  $c_A$ ,  $c_B$  – stężenie składników w osnowie,  $V_A$ ,  $V_B$  – objętość molowa składnika A i składnika B.

Gdy cząstki fazy drugiej są rozmieszczone w osnowie równomiernie, wówczas chwilowa prędkość ich wzrostu/rozpuszczania jest funkcją ich rozmiarów:

$$dr/dt \sim (r/r_{sr}) - 1 \quad (50)$$

gdzie:  $r_{sr}$  – promień średni cząstek drugiej fazy.

Na podstawie równania (50) można przewidzieć, że w przypadku gdy  $r/r_{sr} > 1$  cząstki drugiej fazy rosną ( $dr/dt > 0$ ), natomiast cząstki drugiej fazy ulegają rozpuszczeniu gdy  $r/r_{sr} < 1$ . Cząstki drugiej fazy pozostają w równowadze z osnową gdy  $r_{sr} = 1$ .

Promień średni cząstek fazy drugiej z upływem czasu zwiększa się według zależności:

$$r^3 - r_0^3 = kt \quad (51)$$

gdzie:  $r$  – promień średni cząstek po czasie  $t$ ,  $r_0$  – promień średni cząstek w chwili początkowej ( $t = 0$ ),  $k$  – stała koagulacji, proporcjonalna do współczynnika dyfuzji objętościowej  $D_V$  [187].

Kinetyka koagulacji cząstek drugiej fazy jest opisywana równaniem Lifszycy-Slezowa-Wagnera [23]

$$r^3 - r_0^3 = (8\gamma D c_0 V_m^2 / 9RT) t \quad (52)$$

gdzie:  $r$  – średni promień cząstek po czasie  $t$ ,  $r_0$  – średni promień cząstek w chwili początkowej ( $t = 0$ ),  $\gamma$  – energia granicy międzyfazowej cząstka – osnowa,  $D$  – współczynnik dyfuzji pierwiastka mikrostopowego,  $c_0$  – stężenie pierwiastka mikrostopowego w osnowie, tworzącego cząstki,  $V_m$  – objętość względna pierwiastka,  $R$  – stała gazowa,  $T$  – temperatura bezwzględna.

W stali mikrostopowej dla większości tworzonych przez mikrododatki węglików i azotków wartości energii granicy międzyfazowej  $\gamma$  i objętości względnej pierwiastka  $V_m$  są zbliżone. Najmniejsza prędkość koagulacji cechuje azotek TiN, największa natomiast węglik VC. Prędkości rozpuszczania i koagulacji VN i NbC w austenicie w temperaturze 1000°C są zbliżone [23].

Prędkość koagulacji fazy drugiej podczas wygrzewania w wysokiej temperaturze znacznie się zwiększa. Szczególnie gdy jej cząstki w procesie wytwarzania lub obróbki cieplnej zostały wydzielone na granicach ziarn. Wówczas ich rozmiar kontrolowany jest prędkością dyfuzji wzdłuż granic ziarn osnowy. Równanie opisujące prędkość koagulacji przyjmuje postać [187]:

$$r^4 - r_0^4 = k_g t \quad (53)$$

gdzie:  $k_g$  – stała prędkości koagulacji, proporcjonalna do współczynnika dyfuzji wzdłuż granic ziarn  $D_g$ .

Na podstawie danych z literatury przedmiotu można stwierdzić, że procesy rozpuszczania i koagulacji cząstek umacniającej fazy w stali mikrostopowej w warunkach pełzania w podwyższonej temperaturze są zjawiskiem niekorzystnym. Z jednej strony powodują zwiększenie odległości między cząstkami fazy umacniającej – węglików, azotków, węglikoazotków – w ziarnach osnowy stali, z drugiej natomiast powodują zwiększenie rozmiarów i ilości cząstek fazy, np. węglikowej na granicach ziarn. W warunkach eksploatacji zwiększenie odległości pomiędzy cząstkami fazy umacniającej w ziarnach osnowy powoduje zwiększenie prędkości pełzania. Jednocześnie powstające na granicach ziarn ciągle wydzielania np. węglików na skutek ich koagulacji zwiększają ryzyko zarodkowania i rozwoju pęknięć [3]. Przykładowo, węglík  $V_4C_3$  powyżej temperatury  $570^\circ C$  ulega szybkiej koagulacji, powoduje więc znaczne zwiększenie prędkości pełzania stali z dodatkiem wanadu.

Na podstawie badań stwierdzono, że wraz ze zwiększeniem odległości pomiędzy cząstkami fazy umacniającej, w warunkach pełzania zwiększa się prędkość pełzania. W stali żarowytrzymałej Cr-Mo-V poddanej pełzaniu w temperaturze  $575^\circ C$  przy wartości naprężenia  $\geq 100$  MPa, gdy następuje dwukrotne zwiększenie odległości pomiędzy cząstkami fazy umacniającej  $V_4C_3$  na skutek ich koagulacji, prędkość pełzania zwiększa się co najmniej o dwa rzędy [226].

## **3 Zachowanie się stali mikrostopowej w warunkach pełzania w świetle literatury – zakres, cel i teza pracy**

Niektóre gatunki stali mikrostopowej ze względu na dobre właściwości mechaniczne znalazły zastosowanie w energetyce do produkcji urządzeń (kotły, wymienniki ciepła) i instalacji pracujących w temperaturze do 300°C. Na przykład stal mikrostopowa 10MnVNb6 w postaci blach grubych (o grubości 12 mm) i rur cienkościennych ( $\varnothing$  68 x 3,2 mm), jest stosowana od 2000 roku w budowie kotłów o maksymalnej temperaturze pracy 300°C [138, 141, 142].

Prowadzone w latach dziewięćdziesiątych badania oraz uzyskane charakterystyki wymagane przez Urząd Dozoru Technicznego w celu dopuszczenia tego gatunku stali – 10MnVNb6 – na urządzenia energetyczne pozwoliły ustalić, że w temperaturze do 350°C obniżenie granicy plastyczności stali wynosi <30%. Krzywe pełzania w tej temperaturze mają charakter typowy dla pełzania niskotemperaturowego. Stwierdzono małe zmiany morfologii składników mikrostruktury w czasie pełzania ok. 20000 h. Natomiast granica pełzania dla czasu pełzania  $t = 20000$  h jest przesunięta w kierunku wyższej temperatury, >350°C [28, 31].

Przedstawione ustalenia dotyczące stali mikrostopowej gat. 10MnVNb6 umocnionej wydzieleniowo węglikoazotkami niobu i wanadu [28, 29, 31] były podstawą do podjęcia prac badawczych w szerszym zakresie. Uwzględniono w nich większe wartości temperatury i różne wartości naprężenia pełzania w celu określenia ich wpływu na:

- kształt krzywych pełzania
- prędkość pełzania
- przyspieszenie pełzania
- kształt krzywych granicy pełzania,
- kształt krzywych wytrzymałości na pełzanie
- czas do zniszczenia
- tendencję zmiany morfologii składników mikrostruktury.

Aktywowane cieplnie procesy – koagulacja i sferoidyzacja – przyczyniają się istotnie do zmiany morfologii składników fazowych mikrostruktury [187]. Zmiany ich kształtu i rozmiarów mają duży wpływ na proces pełzania [23, 80, 143 232]. Dlatego dodatkowo podjęto realizację następujących celów:

- ustalenie wpływu wartości temperatury i naprężenia na wielkość cząstek fazy umacniającej węglikoazotkowej w osnowie ferrytycznej;
- określenie wartości temperatury, w której zmiana morfologii składników fazowych mikrostruktury istotnie wpływa na prędkość pełzania.

W badaniach dla celów porównawczych stosowano:

- stal 15MnNbZR6, która nie zawiera wanadu, natomiast fazą mającą znaczenie w umacnianiu są węglikoazotki niobu i tlenosiarczki ziem rzadkich;
- stal C15, która nie jest umacniana cząstkami drugiej fazy.

Jednocześnie sformułowano następujące tezy pracy:

- wprowadzenie do stali mikrododatków stopowych o dużym powinowactwie chemicznym do węgla i azotu powoduje jej umocnienie wydzieleniowe, mające duży wpływ na wartości: granicy plastyczności w podwyższonej temperaturze, granicy pełzania i wytrzymałości na pełzanie;
- proces pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 w dostatecznie wysokiej temperaturze może być w dużej mierze kontrolowany przez procesy rozpuszczania i wydzielania węglikoazotków wanadu i niobu;
- wartość naprężenia pełzania ma duży wpływ na kształtowanie morfologii składników fazowych mikrostruktury stali mikrostopowej 10MnVNb6;
- zmiany morfologii składników fazowych mikrostruktury stali mikrostopowej 10MnVNb6 podczas pełzania istotnie oddziałują na prędkość pełzania, granicę pełzania i wytrzymałość na pełzanie;
- umocnienie wydzieleniowe stali zwiększa odporność na pełzanie w porównaniu do stali, w której nie stosuje się umocnienia cząstkami fazy drugiej.

## 4 Badania własne stali mikrostopowej i niestopowej

Podstawą do nakreślenia planu badań były sformułowane tezy pracy. Na ich podstawie dokonano wyboru materiałów do badań, wykonano analizę ich składu chemicznego, przeprowadzono wstępne badania mikrostruktury oraz dokonano wyboru rodzaju obróbki cieplnej. Obróbkę cieplną wyżarzania normalizującego stali przeprowadzono w celu uzyskania materiałów o odpowiedniej dla celów badawczych wielkości ziarna, obróbkę cieplną starzenia przeprowadzono dla stali mikrostopowej w celu usunięcia z osnowy pozostałych po obróbce plastycznej lub po wyżarzaniu normalizującym pierwiastków mikrostopowych i wydzielenie ich w postaci cząstek fazy umacniającej.

Przygotowane materiały poddano badaniom właściwości mechanicznych, badaniom mikroskopowym i próbom pełzania.

Wyniki próby pełzania ze względu na ich znaczenie dla podjętej pracy stanowią znaczącą część badań własnych. W tej części przedstawiono także wyniki badań mikroskopowych i mikroanaliz składu chemicznego.

### 4.1. Materiał do badań

Do badań przygotowano stal mikrostopową 10MnVNb6, 15MnNbZR6 oraz stal niestopową C15 w postaci blach o grubości 8 i/lub 12 mm. Na podstawie atestów hutniczych i wyników kontrolnej analizy składu chemicznego stwierdzono, że przyjęte gatunki stali różnią się składem chemicznym. Ze względu na zakres i cel badań oraz tezy pracy uznano to za okoliczność sprzyjającą. Wstępne wyniki badań mikroskopowych potwierdziły również znaczne różnice w morfologii mikrostruktury pomiędzy poszczególnymi gatunkami stali.

Do najważniejszych różnic w skali mikroskopowej (powiększenie do 500x) zaliczono:

- ukierunkowanie – kształt i położenie ziarn ferrytu – mikrostruktury (tekstura)
- średnica ziarna – w stali po walcowaniu średni rozmiar ziarna jest ok. dwa razy większy niż w stali normalizowanej po walcowaniu.

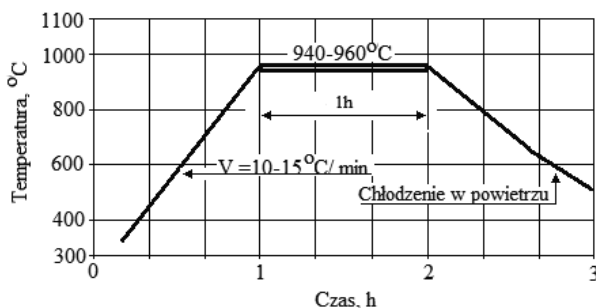
W celu uzyskania zbliżonych warunków początkowych w planowanych pracach badawczych, w tym porównywalne rozmiary ziarna i zmniejszenia tekstury mikrostruktury stali oraz zwiększenie jej stabilności wykonano obróbkę cieplną:

- wyżarzanie normalizujące w celu rozdrobnienia ziarna
- przyspieszone starzenie, w celu wydzielenia z osnowy ferrytycznej rozpuszczonych w niej pierwiastków w temperaturze normalizowania.

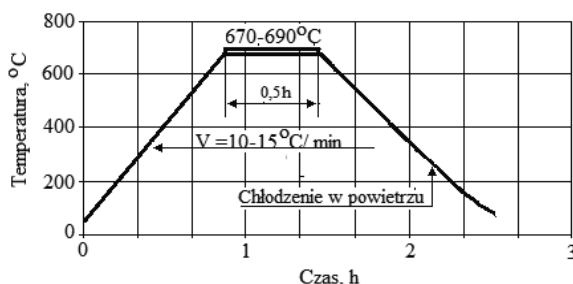
Część materiału blach ze stali 10MnVNb6 – wytop 033683 – pozostawiono do badań bez wyżarzania normalizującego, zastosowano jednak starzenie przyspieszone w celu stabilizacji mikrostruktury.

Do badań przyjęto następujące gatunki stali mikrostopowej (tab. 5):

- 1) 10MnVNB6 – trzy wytopy, w postaci blach o grubości:
  - a) 8 mm – po regulowanym walcowaniu i obróbce cieplnej: starzenie w temperaturze  $690^{\circ}\text{C}/0,5\text{ h}$  – wytop nr 033683 (schemat OC, rys. 28);
  - b) 8 mm – po regulowanym walcowaniu i obróbce cieplnej: wyżarzenie normalizujące w temperaturze  $950 \pm 10^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$  i starzenie w temperaturze  $690^{\circ}\text{C}/0,5\text{ h}$  – wytop nr 033683 (schemat OC rys. 27 i 28);
  - c) 12 mm – po regulowanym walcowaniu i obróbce cieplnej: wyżarzenie normalizujące w temperaturze  $950 \pm 10^{\circ}\text{C}$  i starzenie w temperaturze  $690^{\circ}\text{C}/0,5\text{ h}$  – wytop nr 800204 i nr 800220 (schematy OC rys. 27 i 28);
- 2) 15MnNbZR6 – wytop w postaci blachy o grubości 12 mm po walcowaniu i obróbce cieplnej: wyżarzenie normalizujące w temperaturze  $950 \pm 10^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$ ; starzenie w temperaturze  $690^{\circ}\text{C}/0,5\text{ h}$  (schematy OC rys. 27, 28);
- 3) stal niestopowa C15 – wytop w postaci blachy o grubości 12 mm po walcowaniu i obróbce cieplnej: wyżarzenie normalizujące w temperaturze  $950 \pm 10^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$  (rys. 27).



Rys. 27. Schemat wyżarzania normalizującego stali mikrostopowej 10MnVNB6, 15MnNbZR6 i stali węglowej C15



Rys. 28. Schemat starzenia stali mikrostopowej 10MnVNB6 i 15MnNbZR6

Przeprowadzona obróbka cieplna polegająca na wyżarzeniu normalizującym i starzeniu spowodowała, że wszystkie przyjęte do badań gatunki stali cechuje zbliżona morfologia ich mikrostruktury, rozmiary ziarn od 3 do 13  $\mu\text{m}$  oraz tekstura, niezależnie od grubości blachy i różnicy składu chemicznego poszczególnych wytopów (tab. 5).

Tabela 5. Skład chemiczny stali mikrostopowej 10MnVNb6, 15MnNbZR6 i stali niestopowej C15

| Stal      | Grubość blachy, mm | Zawartość pierwiastka, % |       |      |       |       |       |        |
|-----------|--------------------|--------------------------|-------|------|-------|-------|-------|--------|
|           | Wytóp nr           |                          |       |      |       |       |       |        |
| 10MnVNb6  | 8<br>033683        | C                        | Mn    | Si   | P     | S     | V     | Nb     |
|           |                    | 0,09                     | 1,49  | 0,36 | 0,017 | 0,013 | 0,14  | 0,030  |
|           |                    | Al                       | N     | Cr   | Mo    | Ni    | Ti    | O      |
|           |                    | 0,031                    | 0,010 | 0,10 | 0,02  | 0,10  | 0,002 | 0,0030 |
|           | 12<br>800204       | C                        | Mn    | Si   | P     | S     | V     | Nb     |
|           |                    | 0,12                     | 1,39  | 0,38 | 0,022 | 0,008 | 0,14  | 0,040  |
|           |                    | Al                       | N     | Cr   | Mo    | Ni    | Cu    | O      |
|           |                    | 0,038                    | 0,013 | 0,08 | 0,03  | 0,08  | 0,11  | 0,0035 |
|           | 12<br>800220       | C                        | Mn    | Si   | P     | S     | V     | Nb     |
|           |                    | 0,11                     | 1,54  | 0,31 | 0,022 | 0,024 | 0,11  | 0,030  |
|           |                    | Al                       | N     | Cr   | Mo    | Ni    | Cu    | O      |
|           |                    | 0,030                    | 0,014 | 0,10 | 0,03  | 0,09  | 0,13  | 0,0050 |
| 15MnNbZR6 | 12<br>brak danych  | C                        | Mn    | Si   | P     | S     | V     | Nb     |
|           |                    | 0,16                     | 1,22  | 0,37 | 0,016 | 0,009 | –     | 0,033  |
|           |                    | Ce                       | N     | Cr   | –     | –     | –     | –      |
|           |                    | 0,015                    | 0,009 | 0,08 | –     | –     | –     | –      |
| C15*      | 12<br>brak danych  | C                        | Mn    | Si   | P     | S     | V     | Nb     |
|           |                    | 0,17                     | 1,48  | 0,52 | 0,022 | 0,018 | –     | –      |
|           |                    | Al                       | N     | Cr   | Mo    | Ni    | Ti    | O      |
|           |                    | 0,09                     | 0,014 | 0,25 | 0,02  | 0,11  | 0,003 | 0,0025 |

\* Norma PN-EN 10084: 2008 przewiduje gat. C15E i C15R

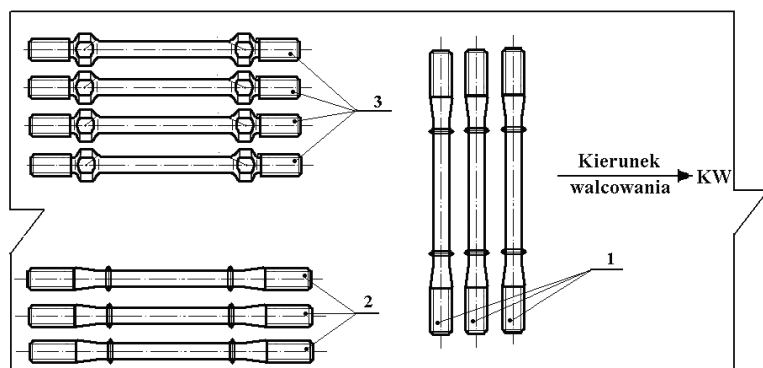
## 4.2. Metodyka badań

Właściwości mechaniczne stali mikrostopowej 10MnVNb6 określono na podstawie próby statycznej rozciągania w temperaturze pokojowej według wymagań PN-91/H-04310 i w temperaturze podwyższonej do 700°C według wymagań PN-81/H-04312 (obecnie obowiązują normy PN-EN ISO 6892-1:200 i PN-EN ISO 6892-2:2011). Granica plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie w funkcji temperatury były podstawą do ustalenia wartości naprężenia w próbie pełzania. Próbę rozciągania w temperaturze pokojowej i podwyższonej wykonano za pomocą maszyny wytrzymałościowej AJ AMSLER 200 oraz INSTRON 100.

Dla próby pełzania ustalono:

- a) wartość naprężenia – w zależności od wartości granicy plastyczności w temperaturze planowanej próby;
- b) czas próby – ograniczono do max. 22000 h.

Próbki do badań właściwości mechanicznych w próbie statycznej rozciągania w temperaturze pokojowej i podwyższonej wycięto w kierunku równoległym i w kierunku prostopadłym do kierunku walcowania (rys. 29, nr 1 i 2). Natomiast próbki do próby pełzania wycięto w kierunku równoległym do kierunku walcowania (rys. 29, nr 3). W prowadzonych badaniach stosowano próbki okrągłe gwintowane (rys. 16b).



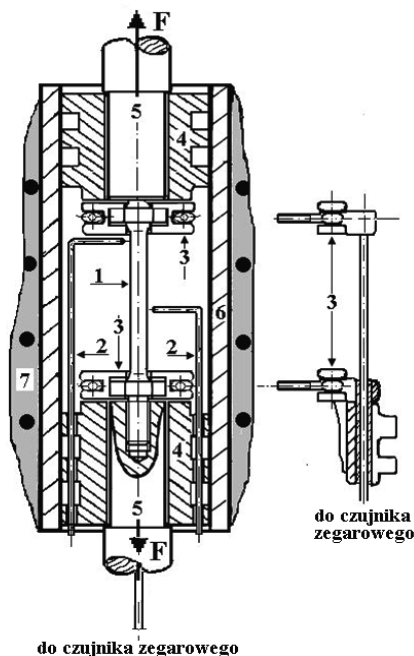
Rys. 29. Schemat wycinania próbek z blach: 1 i 2 – próba statyczna rozciągania, 3 – próba pełzania

Próbie pełzania prowadzono za pomocą pełzarek sześciostanowiskowych, wyposażonych w piece oporowe trzystrefowe. Sposób mocowania próbki w piecu pełzarki przedstawiono na rysunku 30.

Do pomiaru wartości temperatury w próbie pełzania stosowano termopary (2) NiCr-NiAl (rys. 30). Układ termopara – zasilanie pieca utrzymuje zadaną wartość temperatury z dokładnością  $\pm 2^{\circ}\text{C}$ . Pomiar wydłużenia próbki w próbie pełzania prowadzono za pomocą czujników sprzężonych mechanicznie z jarzmami (3) mocowanymi na kołnierzach próbki. Stosowany układ pomiarowy zapewnia pomiar wydłużenia próbki z dokładnością 0,005 mm. Konstrukcja układu pomiaru wydłużenia próbki pozwala na użycie dwóch czujników jednocześnie. Umożliwia również pomiar ewentualnego ugięcia próbki. Wydłużenie próbki w próbie pełzania określono jako średnią arytmetyczną wartości pomiarów odczytanych na obu czujnikach zegarowych. Wyniki pomiaru wydłużenia próbki rejestrowano na indywidualnej karcie pomiaru wydłużenia. W celu stabilizacji rozkładu wartości temperatury w komorze pieca, podczas próby pełzania stosowano stalowe korki ekranujące (4) (rys. 30).

Badania mikrostruktury stali gatunków 10MnVNb6, 15MnNbZR6 i C15 przed pełzaniem oraz stali 10MnVNb6 po pełzaniu prowadzono za pomocą mikroskopów: świetlnych NEOPHOT 3 i EPITYP 2 produkcji Carl Zeiss Jena, mikroskopu elektronowego skaningowego Jeol-JSM 5400 z mikroanalizatorem składu che-

micznego ISIS serii 300 (z detektorem półprzewodnikowym SiLi) produkcji Oxford Instruments Ltd. oraz mikroskopów elektronowych transmisyjnych JEM 2000 FX i TECNAL-200. Mikroanalizę składu chemicznego prowadzono za pomocą przystawki ISIS produkcji Oxford Instruments Ltd.



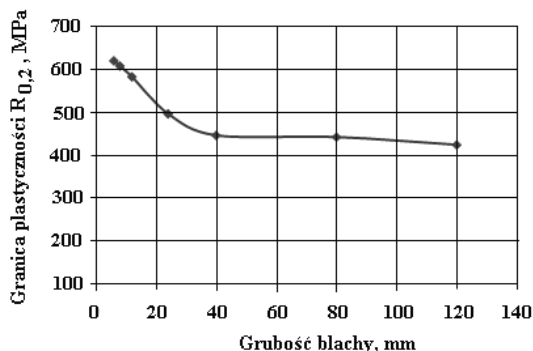
Rys. 30. Schemat układu mocowania próbki w komorze pieca pełzarki: 1 – próbka, 2 – termopara, 3 – jarzmo układu pomiaru wydłużenia, 4 – korki stalowe komory pieca, 5 – trzpienie mocujące, 6 – rura ceramiczna komory pieca, 7 – pier

Mikrostrukturę stali ujawniano odczynnikami do trawienia o składzie: alkohol etylowy (95%) 95–97 cm<sup>3</sup> + kwas azotowy cda. 5–3 cm<sup>3</sup>. Cienkie folie do badań na mikroskopie elektronowym TEM JEM 2000FX wykonano za pomocą urządzenia do elektrolitycznego trawienia Tenupol-3 Struers. Stosowano odczynnik o składzie chemicznym: kwas octowy lodowaty 950 cm<sup>3</sup> + kwas nadchlorowy 50 cm<sup>3</sup>. Napięcie prądu – 80 V i temperatura procesu – 13°C. Preparaty dla mikroskopu elektronowego TECNAL 2000 kV przygotowywano techniką FIB.

### 4.3. Właściwości mechaniczne stali mikrostopowej

Właściwości mechaniczne stali mikrostopowej 10MnVNb6 zależą od grubości wyrobów i warunków prowadzenia obróbki cieplnej. Stwierdzono na podstawie wyników badań próby statycznej rozciągania, że granica plastyczności wyrobów lub półwyrobów walcowanych zmniejsza się do ok. 440 MPa wraz ze wzrostem ich grubości do ok. 40 mm. Największą granicę plastyczności, 620 MPa, uzyskano dla blachy o grubości 6 mm (rys. 31).

Wydłużenie względne blach walcowanych ze stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonych po walcowaniu ( $690 \pm 10^\circ\text{C}/0,5 \text{ h}$ ) wynosi ok. 22%. Wyżarzenie normalizujące  $950 \pm 10^\circ\text{C}/1 \text{ h}$  i starzenie  $690^\circ\text{C}/0,5 \text{ h}$  powodują zwiększenie plastyczności, wydłużenie  $A \approx 30\%$  w temperaturze pokojowej. Przewężenie względne przyjmuje wartość w zakresie od 48 do 64%.

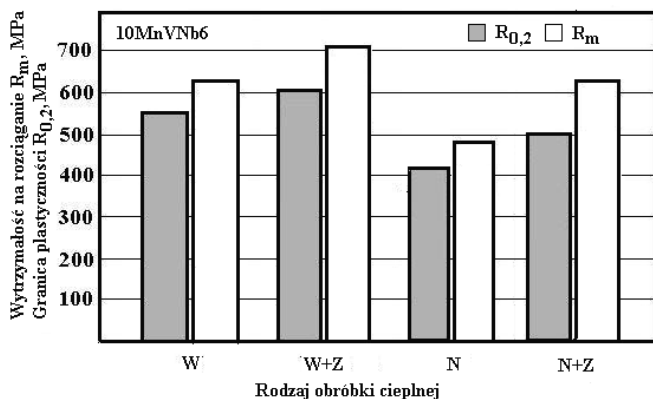


Rys. 31. Wpływ grubości blachy stali mikrostopowej 10MnVNb6 na granicę plastyczności

Wyniki próby technologicznej gięcia blach walcowanych na trzpieniu o średnicy równej jej grubości potwierdzają dobrą plastyczność tej stali.

Stal 10MnVNb6 wykazuje także zadowalającą udarność w temperaturze pokojowej  $KCV300 \geq 160 \text{ J/cm}^2$  (dla próbek wyciętych równolegle do kierunku walcowania) oraz  $KCV300 \geq 80 \text{ J/cm}^2$  (dla próbek wyciętych prostopadłe do kierunku walcowania).

Wytrzymałość na rozciąganie i granica plastyczności stali mikrostopowej 10MnVNb6 zależy od obróbki cieplnej (rys. 32).



Rys. 32. Wytrzymałość na rozciąganie i granica plastyczności stali mikrostopowej 10MnVNb6 w zależności od rodzaju obróbki cieplnej: grubość blachy – 8 mm; W – po walcowaniu; W + Z – po walcowaniu i starzeniu  $690^\circ\text{C}/0,5 \text{ h}$ ; N – po wyżarzeniu normalizującym  $950^\circ\text{C}/1 \text{ h}$ ; N + Z – po wyżarzeniu normalizującym  $950^\circ\text{C}/1 \text{ h}$  i starzeniu  $690^\circ\text{C}/0,5 \text{ h}$

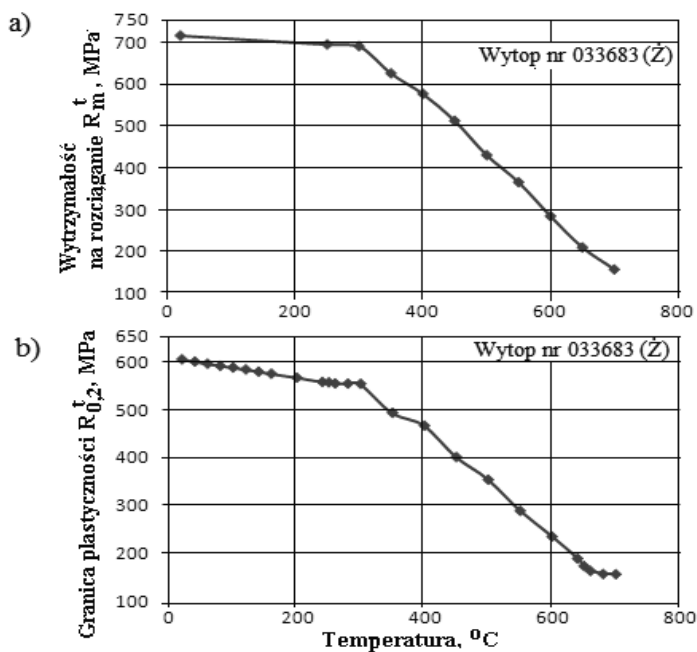
Starzenie stali mikrostopowej 10MnVNb6 po wyżarzeniu normalizującym umożliwia zwiększenie zarówno wytrzymałości na rozciąganie jak i granicy plastyczności o ok. 10 i 25%. Wytrzymałość na rozciąganie i granica plastyczności tej stali utrzymują się na wysokim poziomie, do temperatury ok. 300°C. Podwyższenie temperatury powyżej tej wartości powoduje wyraźne zmiany zarówno  $R_m^t$  jak i  $R_{0,2}^t$  (tab. 6 i rys. 33).

*Tabela 6. Właściwości mechaniczne stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h oraz wyżarzonej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h w temperaturze pokojowej i podwyższonej*

| Lp. | Temperatura, °C | Właściwości mechaniczne stali 10MnVNb6 z wytopów: |                   |                     |                     |                     |
|-----|-----------------|---------------------------------------------------|-------------------|---------------------|---------------------|---------------------|
|     |                 | 033683<br>(Ż)*                                    |                   | 033683<br>(N + Ż)** | 800204<br>(N + Ż)** | 800220<br>(N + Ż)** |
|     |                 | $R_m^t$ , MPa                                     | $R_{0,2}^t$ , MPa | $R_{0,2}^t$ , MPa   | $R_{0,2}^t$ , MPa   | $R_{0,2}^t$ , MPa   |
| 1.  | 20              | 715                                               | 605               | 523                 | 417                 | 415                 |
| 2.  | 40              |                                                   | 600,5             | 521                 | 411                 | 407                 |
| 3.  | 60              |                                                   | 596               |                     |                     |                     |
| 4.  | 80              |                                                   | 591,5             | 509                 | 400                 | 398                 |
| 5.  | 100             |                                                   | 588               |                     |                     |                     |
| 6.  | 120             |                                                   | 584               | 501,5               | 388                 | 385                 |
| 7.  | 140             |                                                   | 579,5             |                     |                     |                     |
| 8.  | 160             |                                                   | 575               |                     | 379                 | 373                 |
| 9.  | 200             |                                                   | 567               | 476                 | 366,3               | 360,3               |
| 10. | 240             |                                                   | 558               |                     |                     |                     |
| 11. | 250             | 694                                               | 557               | 430,4               | 352,3               | 326                 |
| 12. | 260             |                                                   | 555               |                     |                     |                     |
| 13. | 280             |                                                   | 554,5             |                     |                     |                     |
| 14. | 300             | 690                                               | 554               | 378                 | 297                 | 280                 |
| 15. | 350             | 625                                               | 493,5             | 327                 | 264,3               | 264                 |
| 16. | 400             | 576                                               | 467               | 302                 | 249                 | 246                 |
| 17. | 450             | 512                                               | 401,5             | 262                 | 242,7               | 229                 |
| 18. | 500             | 430                                               | 354,5             | 218                 | 212                 | 202                 |
| 19. | 550             | 365,5                                             | 289,5             | 176,3               | 180,7               | 172                 |
| 20. | 600             | 284,5                                             | 236               | 151                 | 134,5               | 136,5               |
| 21. | 630             |                                                   |                   | 140                 |                     | 120                 |
| 22. | 640             |                                                   | 190               |                     | 120                 |                     |
| 23. | 650             | 210                                               | 174,5             | 133                 | 115                 | 112,3               |
| 24. | 660             |                                                   | 164,5             | 130                 | 108                 | 105                 |
| 25. | 680             |                                                   | 158               | 128                 | 97                  | 97                  |
| 26. | 700             | 157,5                                             | 157,5             | 126                 | 89                  | 84,6                |

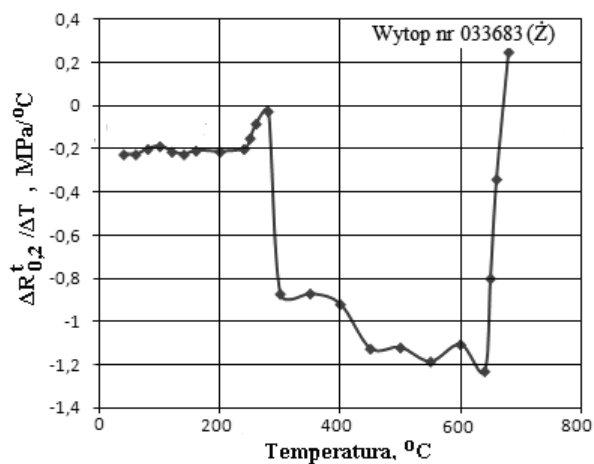
\* starzenie po walcowaniu 690°C/0,5 h

\*\* wyżarzanie normalizujące 950°C/1 h i starzenie 690°C/0,5 h



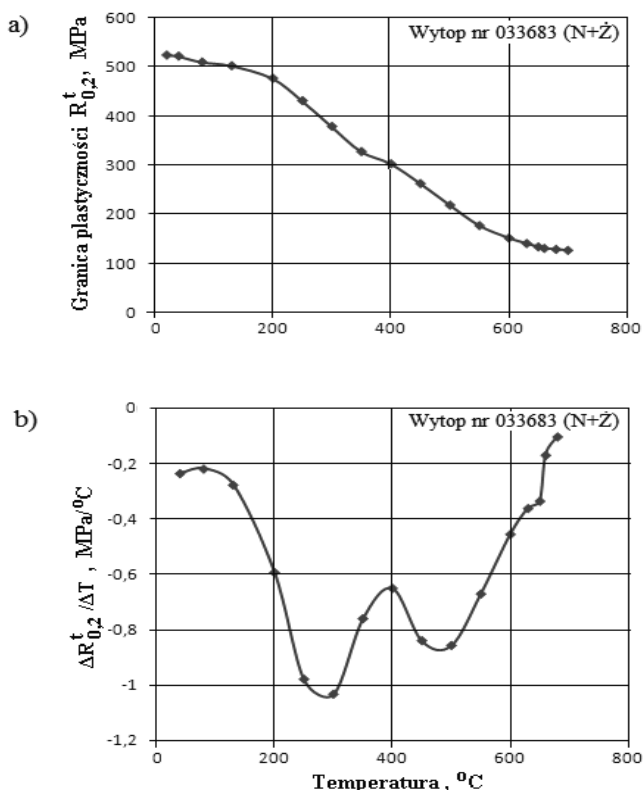
Rys. 33. Wpływ temperatury próby rozciągania na wytrzymałość na rozciąganie (a) i granicę plastyczności (b) stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h. Grubość blachy – 8 mm

Granica plastyczności stali mikrostopowej 10MnVNb6 zmniejsza się wraz z podwyższeniem wartości temperatury do ok. 620°C. Stwierdzono natomiast, że w temperaturze 670–700°C granica plastyczności zwiększa się (rys. 34).



Rys. 34. Wpływ temperatury na przyrost granicy plastyczności stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h. Grubość blachy – 8 mm

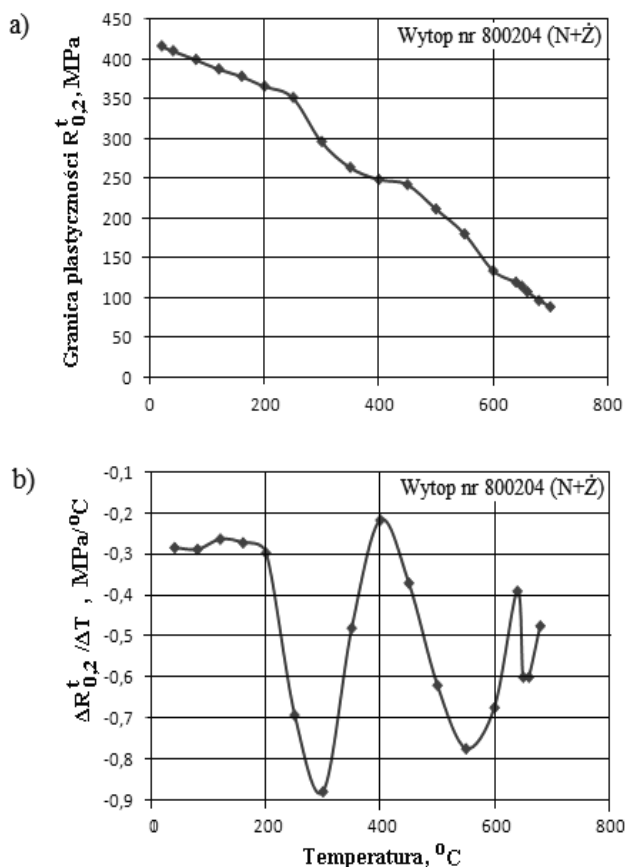
Właściwości mechaniczne stali mikrostopowej 10MnVNb6 w podwyższonej temperaturze zależą od rodzaju prowadzonej obróbki cieplnej (podobnie jak w temperaturze pokojowej). Obróbka cieplna tej stali polegająca na wyżarzeniu normalizującym i starzeniu obniża granicę plastyczności  $R_{0,2}^t$  w porównaniu do  $R_{0,2}^t$  stali starzonej po walcowaniu. Jednak charakter krzywej w całym zakresie temperatury badania nie ulega istotnej zmianie (rys. 35a).



Rys. 35. Wpływ temperatury próby statycznej rozciągania na granicę plastyczności (a) i przyrost granicy plastyczności (b) dla stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzonej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Grubość blachy – 8 mm

Stwierdzono także, że krzywe ilorazu różnicowego granicy plastyczności względem temperatury dla stali wyżarzonej normalizująco i starzonej mają silnie zaznaczone maksima i minima (rys. 35b). Na krzywej  $(\Delta R_{0,2}^t / \Delta T)(T)$  wyznaczonej dla stali starzonej po walcowaniu te maksima i minima są mniej wyraźne (rys. 34).

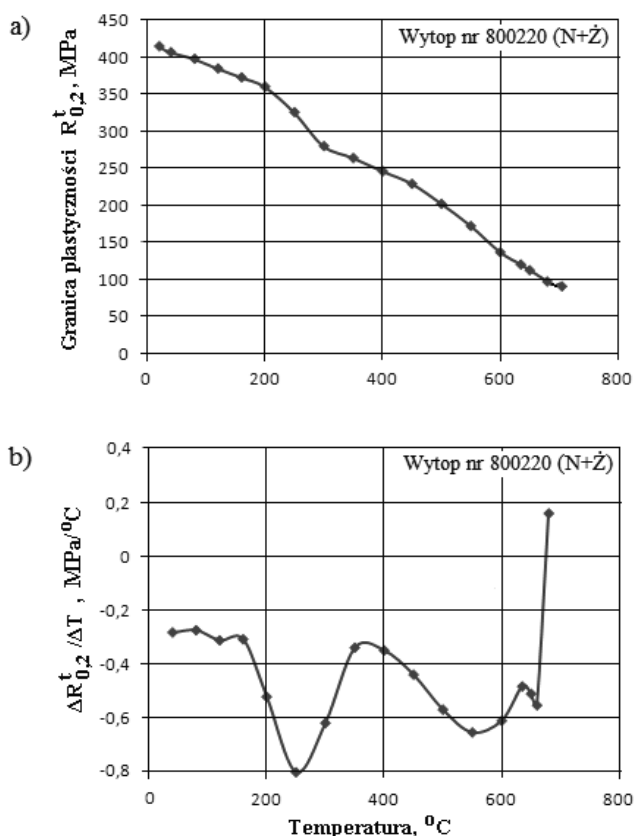
Grubość blachy ze stali mikrostopowej 10MnVNb6 nie wpływa zasadniczo na kształt krzywych  $R_{0,2}^t(T)$  i  $[\Delta R_{0,2}^t / \Delta T](T)$ . Stwierdzono, że granica plastyczności  $R_{0,2}^t$  stali wyżarzonej normalizująco i starzonej, z podwyższeniem temperatury w przedziale wartości do 300°C, zmniejsza się w większym stopniu w porównaniu do  $R_{0,2}^t$  stali starzonej po walcowaniu (rys. 33 i 36a).



Rys. 36. Wpływ temperatury próby rozciągania na granicę plastyczności (a) i przyrosty granicy plastyczności (b) stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Grubość blachy – 12 mm (wytop 800204)

Różnice w składzie chemicznym stali mikrostopowej 10MnVNB6 pochodzącej z różnych wytopów nie wpływają zasadniczo na kształt krzywych  $R_{0,2}^t$  (T) i  $[\Delta R_{0,2}^t / \Delta T]$  (T) (rys. 37a, b). Na podstawie analizy uzyskanych wyników badań stwierdzono, że granica plastyczności stali z wytopu 800220 w temperaturze  $>670^\circ\text{C}$  zwiększa się – przyrost granicy plastyczności ma wartość dodatnią, tj.  $[\Delta R_{0,2}^t / \Delta T]$  (T)  $> 0$  (rys. 37b).

Analiza wyników uzyskanych w próbie statycznej rozciągania pozwoliła także stwierdzić, że granica plastyczności  $R_{0,2}^t$  (T) i zmiana granicy plastyczności  $[\Delta R_{0,2}^t / \Delta T]$  (T) blach ze stali mikrostopowej 10MnVNB6 w temperaturze badania  $T \leq 700^\circ\text{C}$  w małym stopniu zależą od kierunku wycięcia próbek do badań, względem kierunku walcowania.



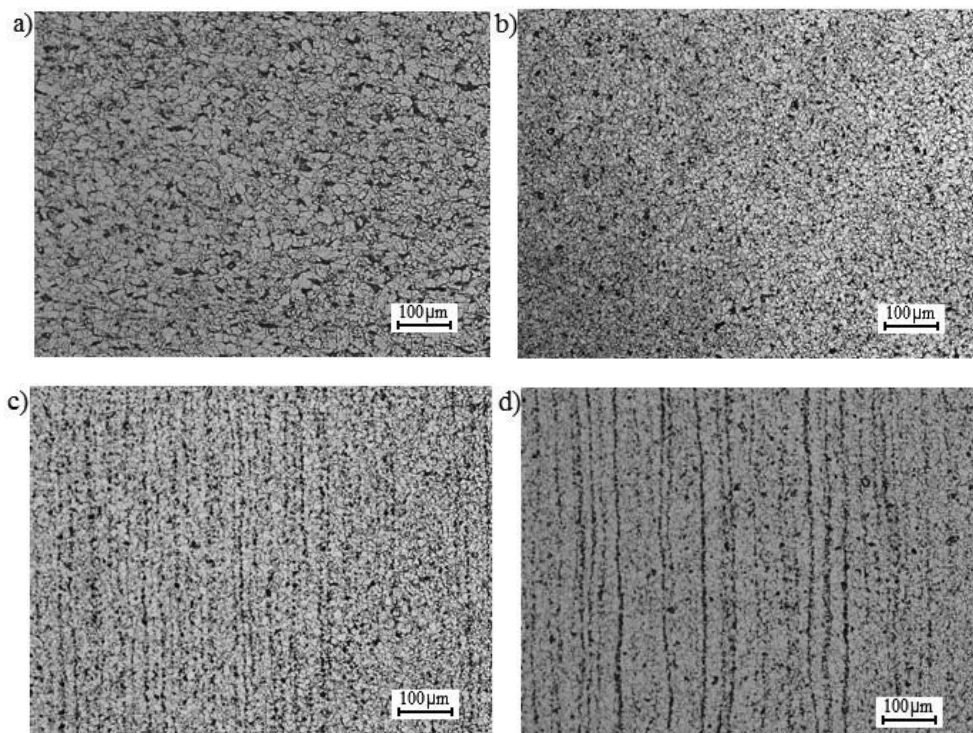
Rys. 37. Wpływ temperatury próby rozciągania na granicę plastyczności (a) i przyrost granicy plastyczności (b) stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Grubość blachy – 12 mm (wytop 800220)

#### 4.4. Badania mikroskopowe stali mikrostopowej i niestopowej

Badanie mikrostruktury wykonano dla stali mikrostopowej 10MnVNb6, 15MnNbZR6 i stali niestopowej C15. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 jest ferrytyczno-perlityczna. Objętość względna ziarn ferrytu tej stali wynosi ok. 95%, a resztę stanowi perlit. Ziarna ferrytu mają różne rozmiary i zależą m.in. od procesu przeróbki plastycznej i obróbki cieplnej. Średnica ziarn ferrytu w blachach o grubości 8 mm po walcowaniu wynosi od 5 do 20  $\mu\text{m}$ . Wyżarzanie normalizujące tej stali (950  $\pm$  10°C/1 h + chłodzenie w powietrzu) prowadzi do rozdrobnienia ziarna. Po wyżarzeniu normalizującym uzyskano średnicę ziarn ferrytu w granicach 3–10  $\mu\text{m}$  (rys. 38). W blachach o grubości 12 mm po wyżarzeniu normalizującym średnica ziarna ferrytu wynosi od 5 do 12  $\mu\text{m}$ .

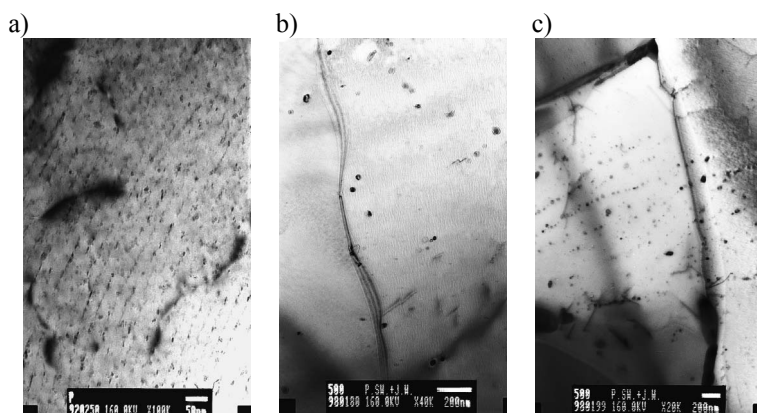
Stosowane do celów porównawczych w próbach pełzania gatunki stali mikrostopowej 15MnNbZR6 i niestopowej C15 cechuje zbliżona morfologia mikrostruktury do stali mikrostopowej 10MnVNb6. Na podstawie badań mikroskopowych

stwierdzono, że objętość względna ziarn ferrytu w stali mikrostopowej 15MnNbZR6 i niestopowej C15 po walcowaniu wynosi ok. 90%, natomiast średnica jego ziarna wynosi od 10 do 20  $\mu\text{m}$ . Po wyżarzeniu normalizującym (950°C/1 h + chłodzenie w powietrzu) uzyskano rozdrobnienie ferrytu w obu gatunkach stali (5–12  $\mu\text{m}$ ).



Rys. 38. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (a), wyżarzonej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (b, c d). Grubość blachy – 8 mm (a, b) i 12 mm (c, d); (a, b) – wytop nr 033683; (c) – wytop nr 800204; (d) – wytop nr 800220

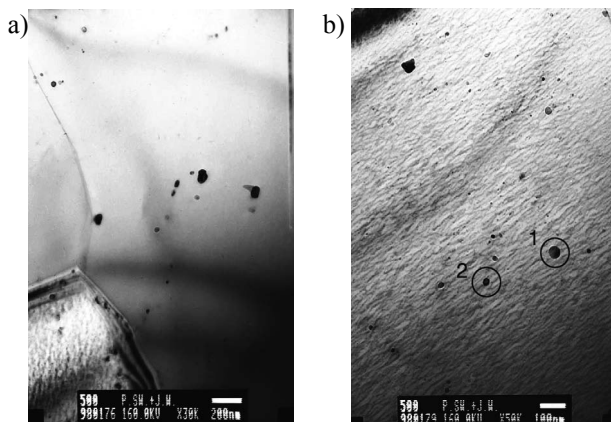
Stosowane metody mikroskopii elektronowej pozwoliły określić dla stali mikrostopowej 10MnNb6 morfologię cząstek faz umacniających, substrukturę dyslokacyjną oraz skład chemiczny w mikroobszarach jej mikrostruktury. W stali starzonej po walcowaniu (690°C/0,5 h) w osnowie ferrytu stwierdzono obecność wydzieli fazy umacniających o średnicy <10 nm o charakterystycznym uporządkowanym rozmieszczeniu w ziarnach ferrytu (rys. 39a). Wyżarzenie normalizujące 950°C/1 h i starzenie 690°C/0,5 h spowodowały zmianę ich rozmieszczenia, brak jest wyraźnego uporządkowania oraz ulega zmianie ich dyspersja w porównaniu do wydzieli w stali starzonej po walcowaniu (rys. 39b). Tylko w niektórych mikroobszarach występuje duży stopień ich uporządkowania (rys. 39c).



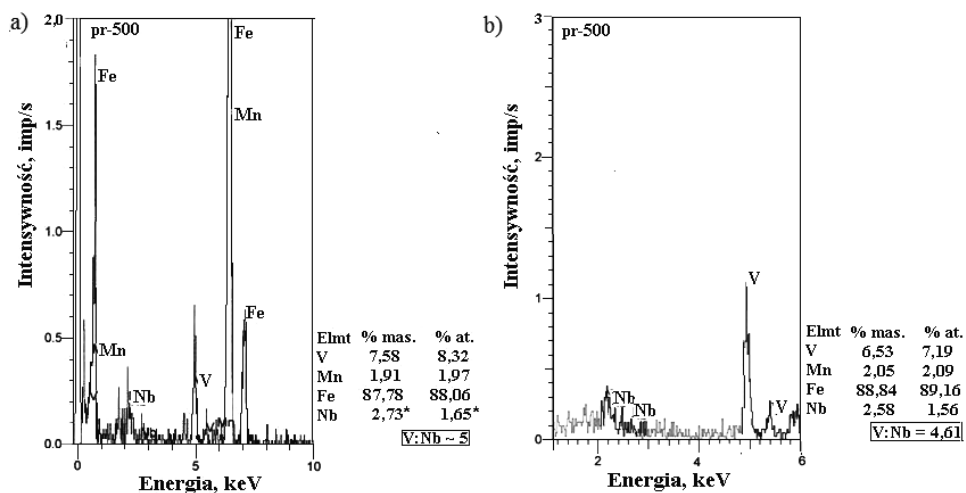
Rys. 39. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (a) oraz wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (b) i (c). Grubość blachy: 8 mm (a) i 12 mm (b) i (c)

Stwierdzono, że obróbka cieplna stali mikrostopowej 10MnVNb6 – wyżarzanie normalizujące i starzenie – powoduje nie tylko rozdrobnienie ziarna ferrytu, ale także prowadzi do wzrostu średnicy wydzieli fazy umacniającej. Rozmieszczenie wydzieli po takiej obróbce cieplnej jest przypadkowe zarówno w ziarnach ferrytu jak i granicach ziarna (rys. 40). Mikroanaliza punktowa składu chemicznego wybranych wydzieli (cząstek) fazy umacniającej pozwoliła stwierdzić, że są to złożone węglikoazotki wanadowo niobowe o różnej zawartości niobu i wanadu (rys. 41).

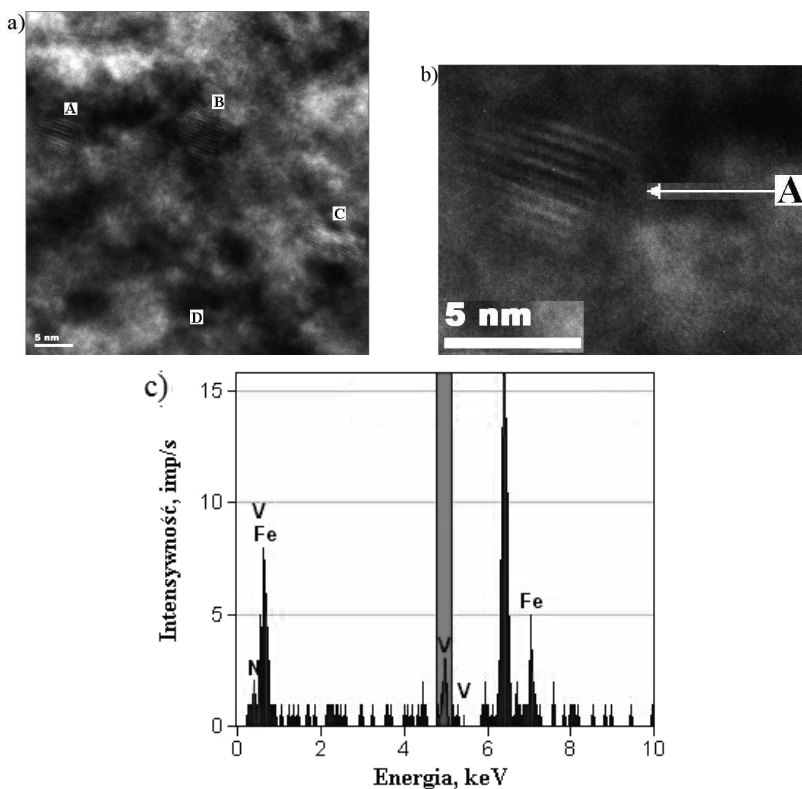
Węglikoazotki o dużych rozmiarach charakteryzuje zróżnicowanie składu chemicznego. Ustalono, że proporcja zawartości wanadu i niobu w węglikoazotkach wanadowo-niobowych o średnicy >20 nm wynosi od 2 do 6. Na przykład, w węglikoazotkach 1 i 2 (rys. 40b) proporcja zawartości V:Nb wynosi odpowiednio 5 (rys. 41a) i 4,6 (rys. 41b).



Rys. 40. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (a), (b). Osnowa ferrytyczna. Blacha o grubości 12 mm



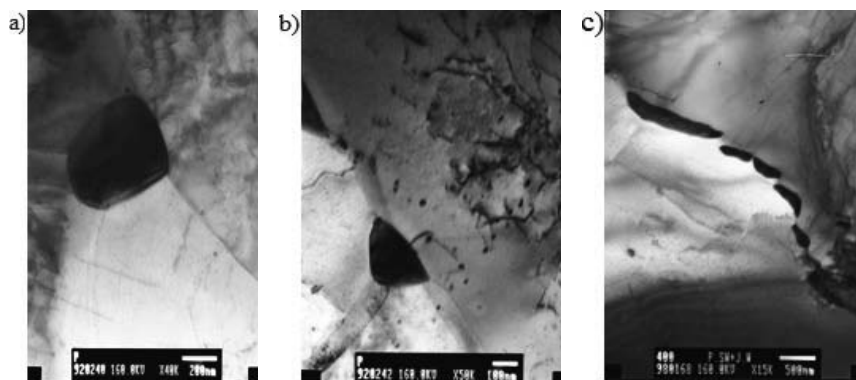
Rys. 41. Widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego węglikoazotków (rys. 40b); a) obszar 1, b) obszar 2



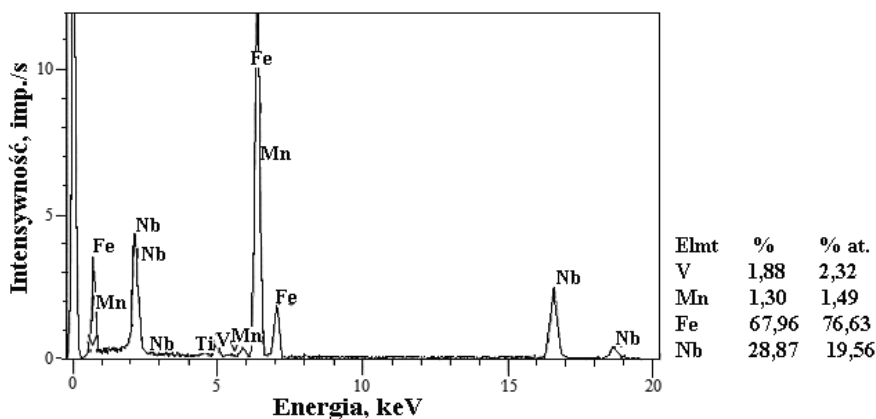
Rys. 42. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h; a) i b) osnowa ferrytyczna; A, B, C i D – węglikoazotki wanadu; c) widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego z obszaru A. Grubość blachy – 8 mm

Analiza punktowa składu chemicznego pozwala stwierdzić, że wydzielения o małych rozmiarach ( $d < 20$  nm) mają zwykle dużą zawartość wanadu. Wartość proporcji stężenia V:Nb zwiększa się wraz ze zmniejszeniem rozmiarów węglikoazotków. Mikroanaliza składu chemicznego tych cząstek o rozmiarach  $d \leq 5$  nm wskazuje, że niob w nich nie występuje lub jego zawartość jest w granicach błędu pomiaru (rys. 42).

Badania mikroskopowe pozwoliły ustalić także, że w mikrostrukturze stali 10MnVNb6 na granicy ziarn ferrytu występują wydzielения o wielkości do 500 nm. Stwierdzono także różnice w ich morfologii w zależności od położenia. Wydzielения na styku granic trzech ziarn mają kształt zbliżony do równoosiowego (rys. 43a, b). Natomiast wydzielения na granicy dwóch sąsiednich ziarn mają kształt wydłużony i występują często w postaci dużej liczby wydzieleń nieciągłych (rys. 43c). Analiza składu chemicznego pozwoliła ustalić, że cechują się dużą zawartością niobu i małą zawartością wanadu. Wartość proporcji zawartości V:Nb  $\leq 0,15$  (rys. 44).

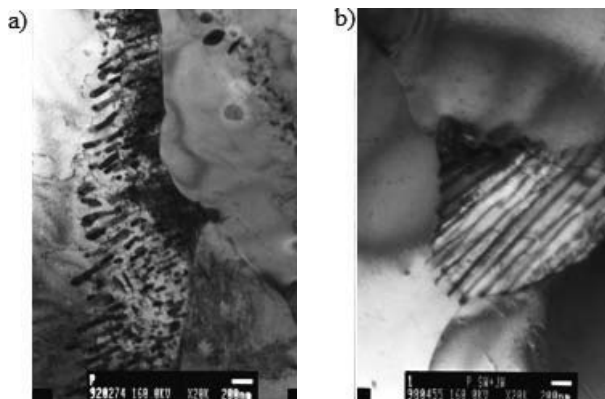


Rys. 43. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (a), (b) oraz wyżarzzonej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (c). Grubość blachy – 8 mm (a), (b), 12 mm (c)

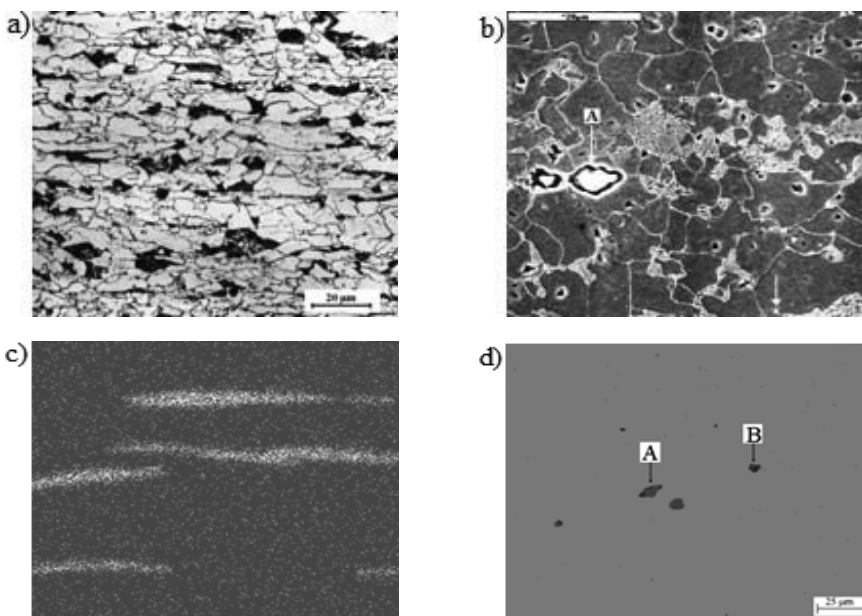


Rys. 44. Widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego węglikoazotka (rys. 43a)

Stal mikrostopową 10MnVNb6 cechuje mała objętość względna perlitu  $V_v \approx 5\%$ . Morfologia perlitu tej stali jest zróżnicowana i zależy od warunków procesu wytwarzania i/lub obróbki cieplnej (rys. 45).



Rys. 45. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu  $690^{\circ}\text{C}/0,5\text{h}$  (a), wyżarzanej normalizująco  $950^{\circ}\text{C}/1\text{h}$  i starzonej  $690^{\circ}\text{C}/0,5\text{h}$  (b). Grubość blachy: 8 mm (a) i 12 mm (b)

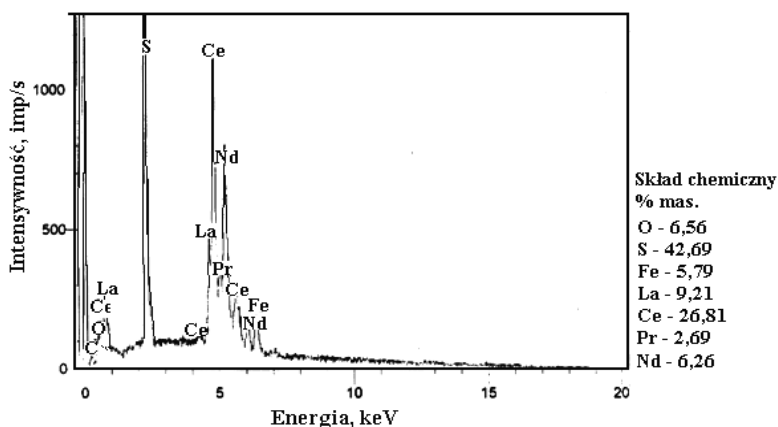


Rys. 46. Mikrostruktura stali mikrostopowej 15MnNbZr6 po walcowaniu (a), wyżarzona normalizująco  $950^{\circ}\text{C}/1\text{h}$  i starzona  $690^{\circ}\text{C}/0,5\text{h}$  (b), wydzielienia siarczków (c); A i B – tlenosiarczki metali ziem rzadkich (d). Grubość blachy – 12 mm

W mikrostrukturze stali mikrostopowej 15MnNbZr6 występują ziarna ferrytu i kolonie perlitu o małej objętości względnej od 7 do 10% (rys. 46a, b). Mikro-

struktura ponadto charakteryzuje się występowaniem cząstek o różnych rozmiarach i nieregularnych kształtach oraz różnym ich rozmieszczeniu (rys. 46b–d).

Cząstki występujące w mikrostrukturze stali mikrostopowej 15MnNbZR6 są złożonymi związkami metali ziem rzadkich z tlenem i siarką (rys. 47). Ich rozmieszczenie w osnowie tej stali nie jest równomierne (rys. 46c). Stwierdzono, że tlenosiarczki ziem rzadkich są mało podatne do sferoidyzacji i koagulacji w temperaturze  $\leq 750^{\circ}\text{C}$ . Wyżarzanie stali 15MnNbZR6 w temperaturze  $750^{\circ}\text{C}/240\text{ h}$  nie powoduje zmiany kształtu cząstek tlenosiarczków (rys. 46d). Mikroanaliza składu chemicznego wykazała, że cząstki cechuje duża zawartość metali ziem rzadkich: ceru, lantanu, neodymu i prazeodymu oraz tlenu i siarki (rys. 47).



Rys. 47. Widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego tlenosiarczków metali ziem rzadkich. Skład chemiczny obszaru A (rys. 46b) – EDS

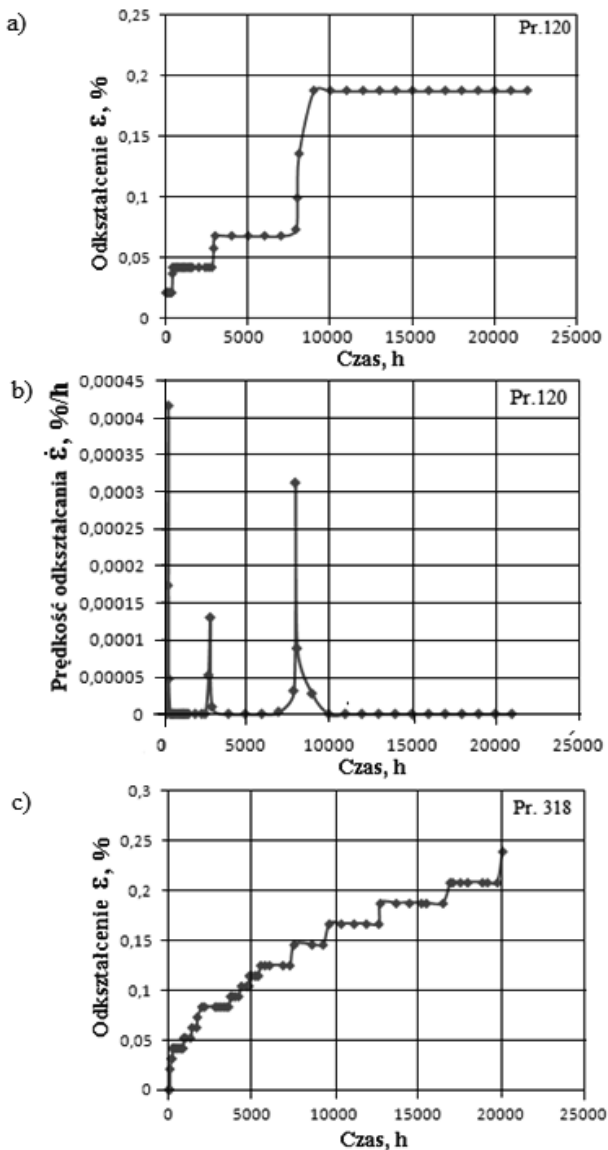
Mikrostruktura stali niestopowej C15 wyżarzanej normalizująco  $950^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$  nie różni się zasadniczo od mikrostruktury stali mikrostopowej 15MnNbZR6 wyżarzanej normalizująco  $950^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$  i starzonej  $690^{\circ}\text{C}/0,5\text{ h}$ . W osnowie występują ziarna ferrytu oraz kolonie perlitu o małej objętości względnej  $V_v =$  od 7 do 10%.

#### 4.5. Próba pełzania stali mikrostopowej

Charakter krzywych pełzania odzwierciedla z różną „siłą” zjawiska występujące w mikrostrukturze stali podczas próby pełzania. W podwyższonej temperaturze i czasie zachodzą przemiany fazowe, następuje zmiana dyspersji wydzieliń i składu chemicznego osnowy a także zmniejsza się przekrój czynny materiału próbki oraz następuje mikropekanie. Zjawiska te na krzywej pełzania powodują zwiększanie lub zmniejszanie prędkości pełzania oraz występowanie okresowych przystanków lub pików. Charakter krzywych pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 jest różny. Zależy od stosowanej obróbki cieplnej oraz wartości temperatury, naprężenia i czasu próby. Próbę pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 prowadzono w temperaturze od  $300$  do  $700^{\circ}\text{C}$ . Odpowiada to wartości temperatury homologicznej ( $T/T_{\text{top}}$ ) od ok.

0,32 do 0,54 ( $T_{\text{top, stali}} \approx 1800 \text{ K}$ ). Przyjęte wartości temperatury próby pełzania i odpowiadające im wartości temperatury homologicznej przedstawiono w tabeli 7.

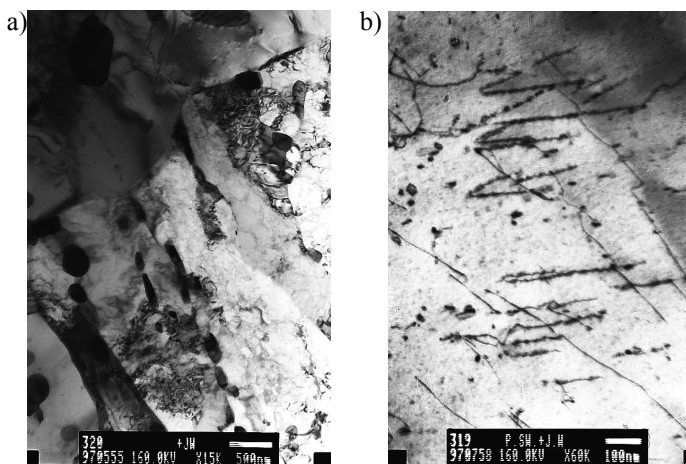
#### 4.5.1. Wyniki próby pełzania



Rys. 48. Krzywa pełzania (a) i (c) oraz prędkość odkształcania (b) stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu  $690^{\circ}\text{C}/0,5 \text{ h}$  (a) i (b), wyżarzanej normalizująco  $950^{\circ}\text{C}/1 \text{ h}$  i starzonej  $690^{\circ}\text{C}/0,5 \text{ h}$  (c). Warunki próby pełzania: temperatura  $T = 300^{\circ}\text{C}$  (a), (b) i (c), naprężenie  $\sigma = 200 \text{ MPa}$ , czas  $t = 22000 \text{ h}$  (a) i (b); naprężenie  $\sigma = 300 \text{ MPa}$ , czas  $t = 20000 \text{ h}$  (c). Grubość blachy – 8 mm

Krzywe pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 w temperaturze 300°C przy wartości naprężenia  $\sigma = 200\text{--}350$  MPa mają charakter schodkowy aż do czasu zakończenia próby (rys. 48a, 49a). Odształcenie całkowite próbki podczas próby pełzania w tej temperaturze  $\varepsilon < 1\%$ .

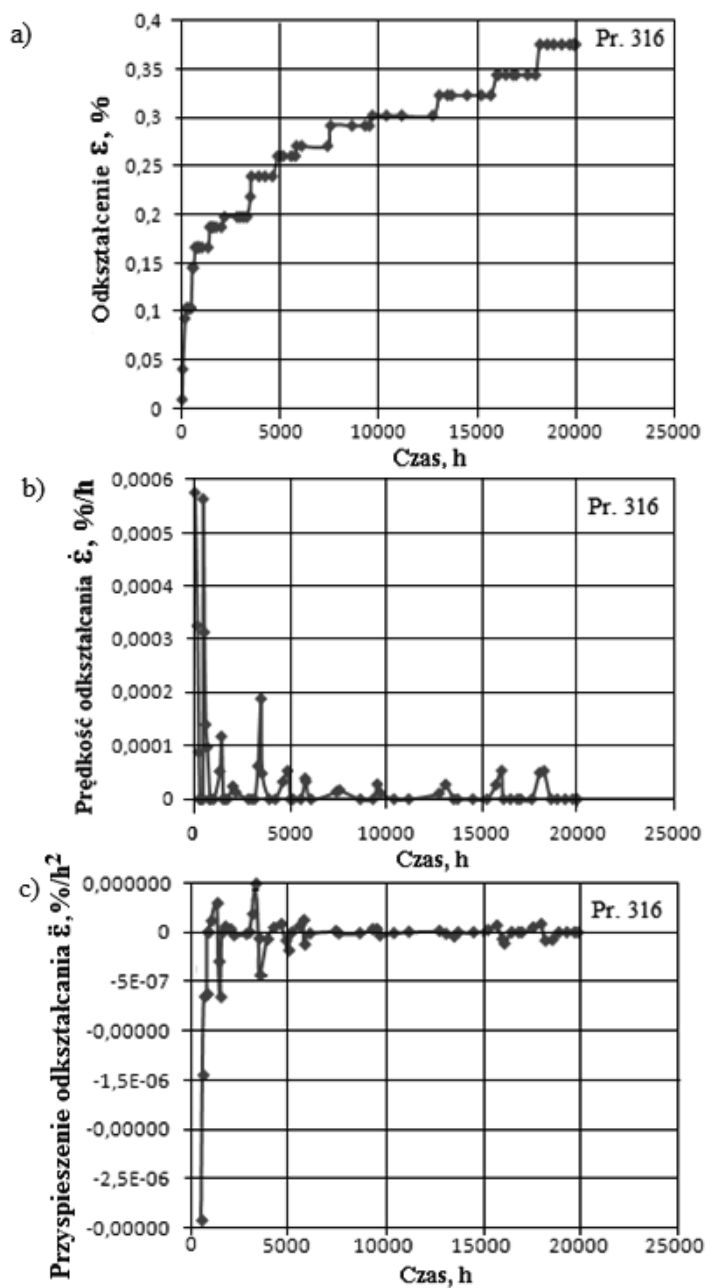
Wartość średniej prędkości odkształcania jest mała (rys. 48b). Morfologia mikrostruktury stali mikrostopowej 10MnVNb6 po pełzaniu w temperaturze 300°C i w czasie 20000 h ulega zmianie. Perlit częściowo lub całkowicie ulega rozpadowi (rys. 49a). Gęstość dyslokacji w ziarnach osnowy zwiększa się. Wielkość i rozmieszczenie węglikoazotków wanadowo-niobowych w ziarnach ferrytu w porównaniu do stanu przed pełzaniem nie ulegają zmianie (rys. 48b), podobnie jak kształt i rozmiary węglikoazotków niobowo-wanadowych na granicach ziarn.



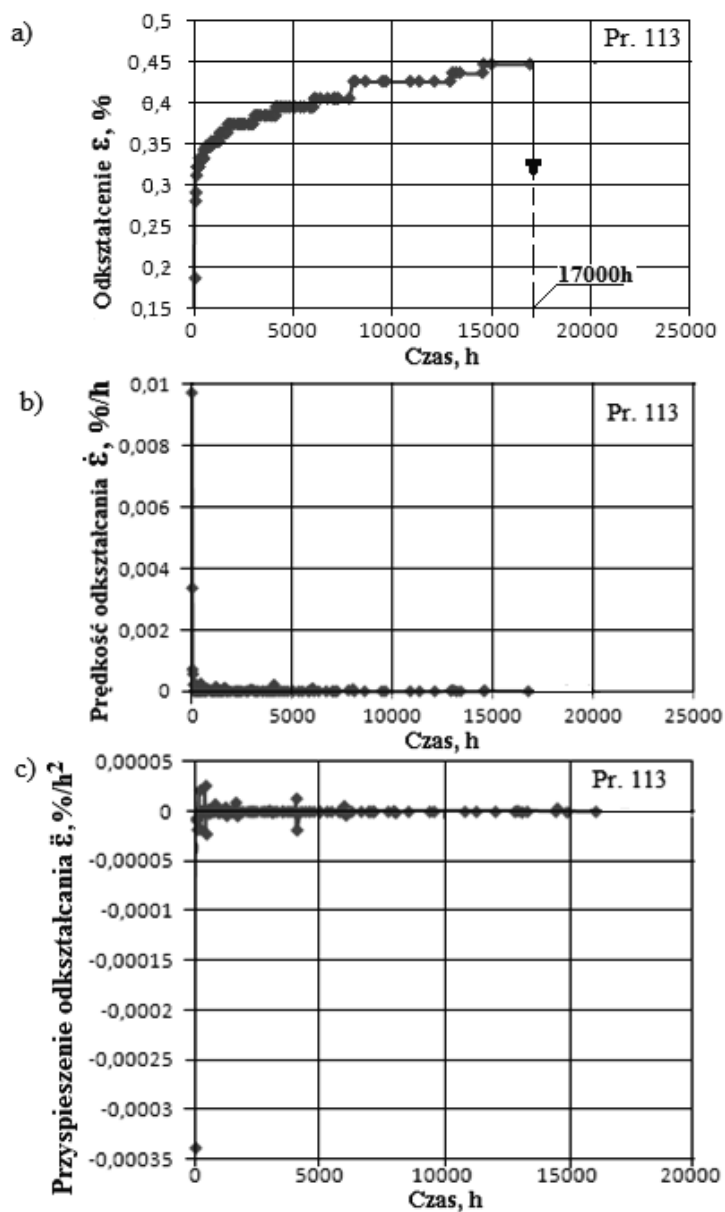
Rys. 49. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h po próbie pełzania; temperatura  $T = 300^\circ\text{C}$  (a) i (b), naprężenie  $\sigma = 200$  MPa, czas  $t = 20000$  h (a); naprężenie  $\sigma = 250$  MPa, czas  $t = 20000$  h (b). Grubość blachy – 8 mm

Krzywe pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 w temperaturze  $T = 350^\circ\text{C}$  zachowują charakter schodkowy (rys. 50a, 51a, c i 52a). Stwierdzono, że odkształcenie całkowite po pełzaniu w tej temperaturze się zwiększa. Przy dużej wartości naprężenia  $\varepsilon > 1\%$ . Większe odkształcenie cechuje stal wyżarzoną normalizująco i starzoną niż stal starzoną po walcowaniu. Wartość średnia prędkości odkształcania w tej temperaturze jest mała  $< 10^{-4}\%$ /h przy naprężeniu  $\sigma = 350$  MPa (tab. 7–11). Przyspieszenie odkształcania w okresie pełzania ma wartość  $> 0$  (rys. 50c).

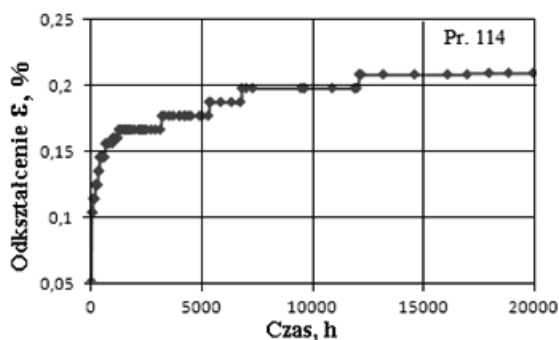
Morfologia mikrostruktury stali mikrostopowej 10MnVNb6 w próbie pełzania w temperaturze 350°C i w czasie  $\leq 22000$  godzin, w porównaniu do stanu przed pełzaniem wyraźnie się zmieniła. Cementyt perlityczny ulega fragmentacji i częściowej sferoidyzacji. Rozmiary i rozmieszczenie węglikoazotków wanadowo-pozostają takie same Natomiast gęstość dyslokacji w osnowie ferrytycznej zwiększyła się (rys. 53a, b).



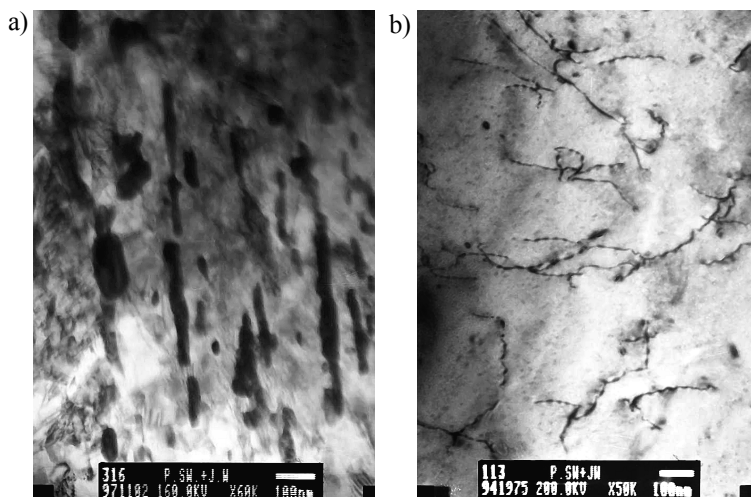
Rys. 50. Krzywa pełzania (a), prędkość odkształcania (b) i przyspieszenie odkształcania (c) stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Temperatura  $T = 350^{\circ}\text{C}$ , napężenie  $\sigma = 200 \text{ MPa}$ , czas  $t = 22000 \text{ h}$ . Grubość blachy – 8 mm



Rys. 51. Krzywa pełzania (a), prędkość odkształcania (b) i przyspieszenie odkształcania (c) stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5h. Temperatura  $T = 350^{\circ}\text{C}$ , napężenie  $\sigma = 350 \text{ MPa}$ , czas próby  $t = 17000 \text{ h}$ . Grubość blachy – 8 mm



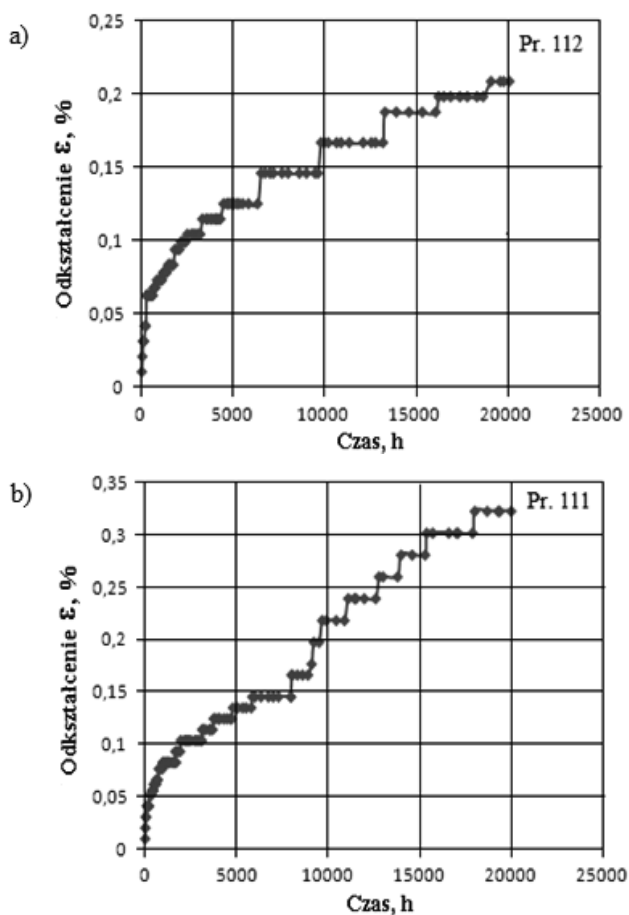
Rys. 52. Krzywa pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h. Temperatura  $T = 350^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 300 \text{ MPa}$ , czas  $t = 22000 \text{ h}$ . Grubość blachy – 8 mm



Rys. 53. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (a) oraz starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h, po pełzaniu (b). Temperatura  $T = 350^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 200 \text{ MPa}$ , czas  $t = 20000 \text{ h}$  (a); naprężenie  $\sigma = 350 \text{ MPa}$ , czas próby  $t = 22000 \text{ h}$  (b). Grubość blachy – 8 mm

Na podstawie przeprowadzonej próby pełzania w temperaturze 350°C stwierdzono, że materiał próbki ze stali mikrostopowej 10MnVNb6 może ulec zniszczeniu w czasie <20000 h, nawet jeżeli prędkość pełzania jest mała oraz odkształcenie względne  $\epsilon < 1\%$  (rys. 51, tab. 7 i 8).

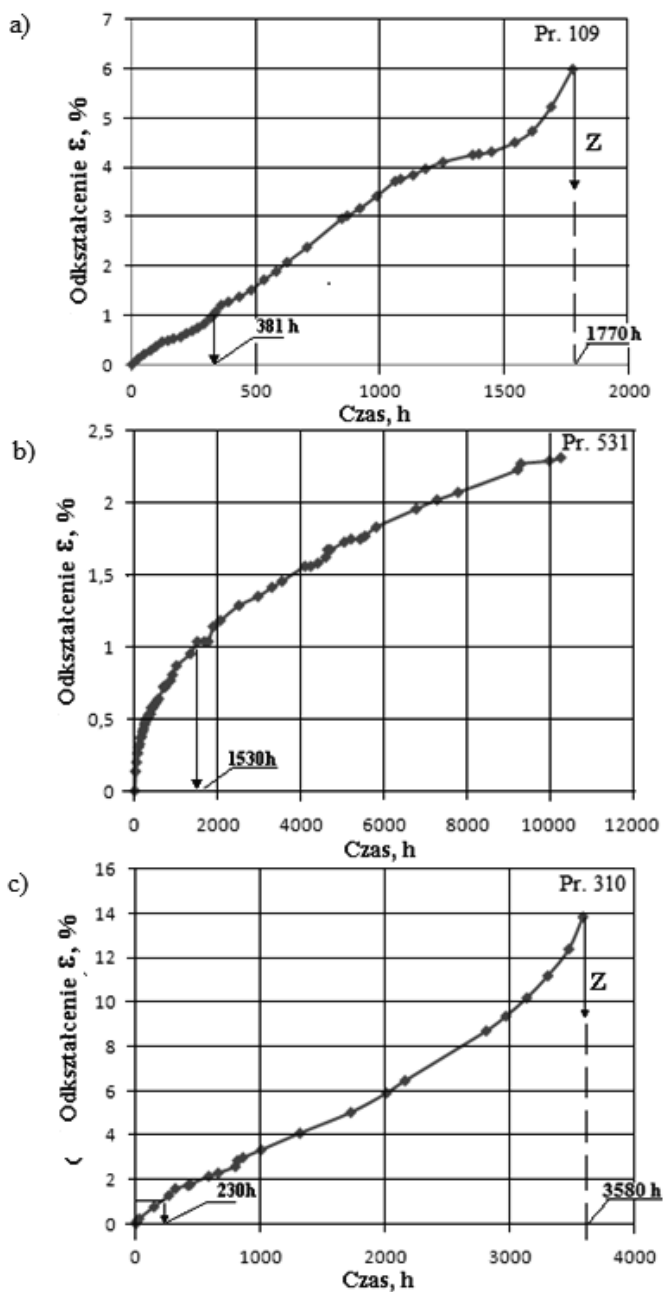
Średnia wartość prędkości pełzania w temperaturze 400°C jest większa niż w temperaturze 350°C. Krzywe pełzania tej stali dla małej wartości naprężenia niezależnie od rodzaju zastosowanej obróbki cieplnej stali przed pełzaniem mają charakter schodkowy (rys. 54a i b).



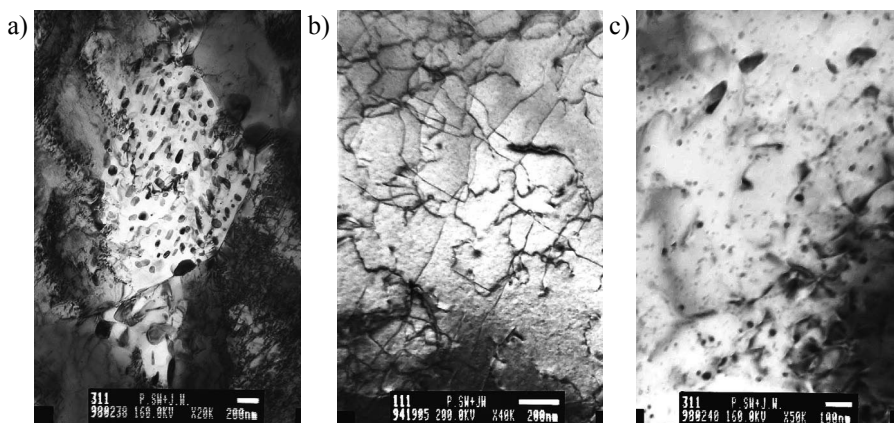
Rys. 54. Krzywa pełzania (a) i (b) stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h. Temperatura  $T = 400^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 200$  MPa, czas  $t = 22000$  h (a);  $\sigma = 250$  MPa, czas  $t = 22000$  h (b). Grubość blachy – 8 mm

Charakter krzywych pełzania zanika ze zwiększeniem wartości naprężenia pełzania (rys. 55a). Stwierdzono również, że charakter schodkowy krzywych pełzania zanika przy mniejszej wartości naprężenia dla stali wyżarzonej normalizująco i starzonej niż dla stali starzonej po walcowaniu (rys. 55a, b, c). Naprężenie pełzania  $>200$  MPa w temperaturze próby  $400^{\circ}\text{C}$  prowadzi najczęściej do znacznego zwiększenia prędkości pełzania i zniszczenia próbki w czasie  $<20000$  h (tab. 7).

Zmiany morfologii mikrostruktury stali mikrostopowej 10MnVNb6 w próbie pełzania w temperaturze  $400^{\circ}\text{C}$  w porównaniu do stanu przed pełzaniem są duże. Płytki cementytu perlitycznego ulegają fragmentacji i sferoidyzacji (rys. 56a). Gęstość dyslokacji w osnowie ferrytycznej po próbie pełzania jest duża (rys. 56b). Rozmiary, ilość i stopień zróżnicowania wielkości węglikoazotków wanadowo-niobowych nie uległy zmianie (rys. 56c).



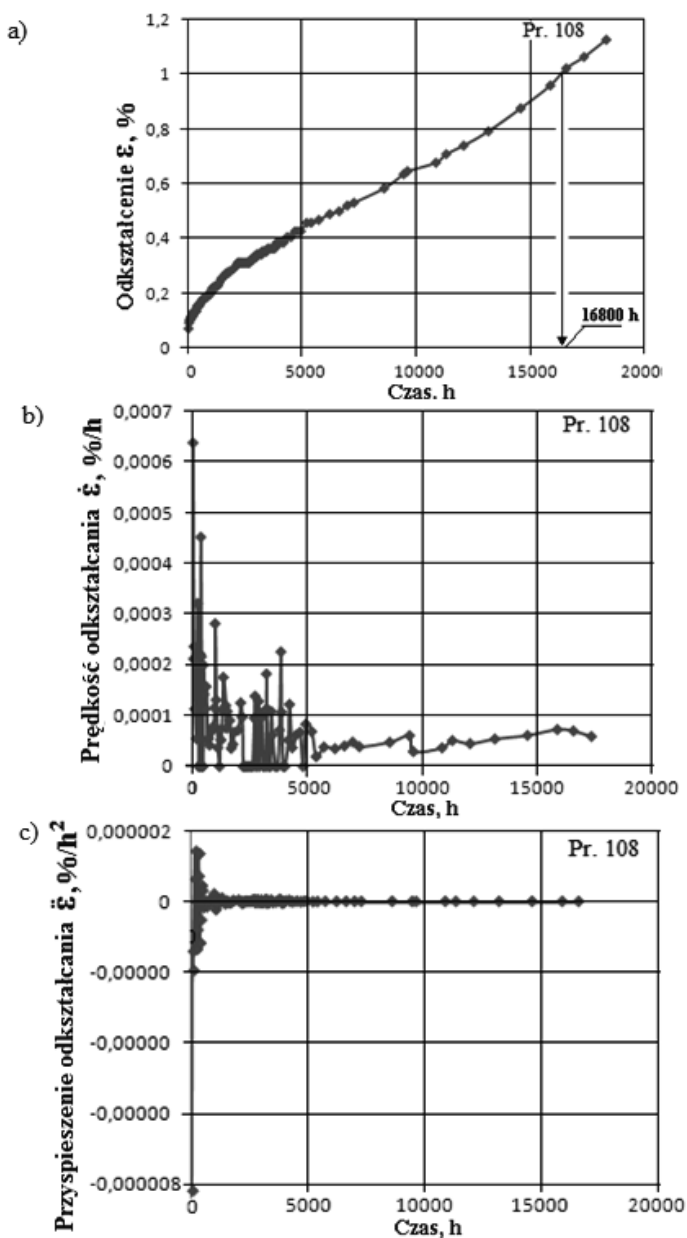
Rys. 55. Krzywa pełzania (a), (b) i (c) stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (a) oraz wyżarzonej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (b) i (c). Temperatura  $T = 400^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 350\text{ MPa}$ , czas  $t = 1770\text{ h}$  (a); naprężenie  $\sigma = 250\text{ MPa}$ , czas  $t = 10000\text{ h}$  (b); naprężenie  $\sigma = 300\text{ MPa}$ , czas  $t = 3580\text{ h}$  (c). Grubość blachy – 8 mm (a), (c) i 12 mm (b)



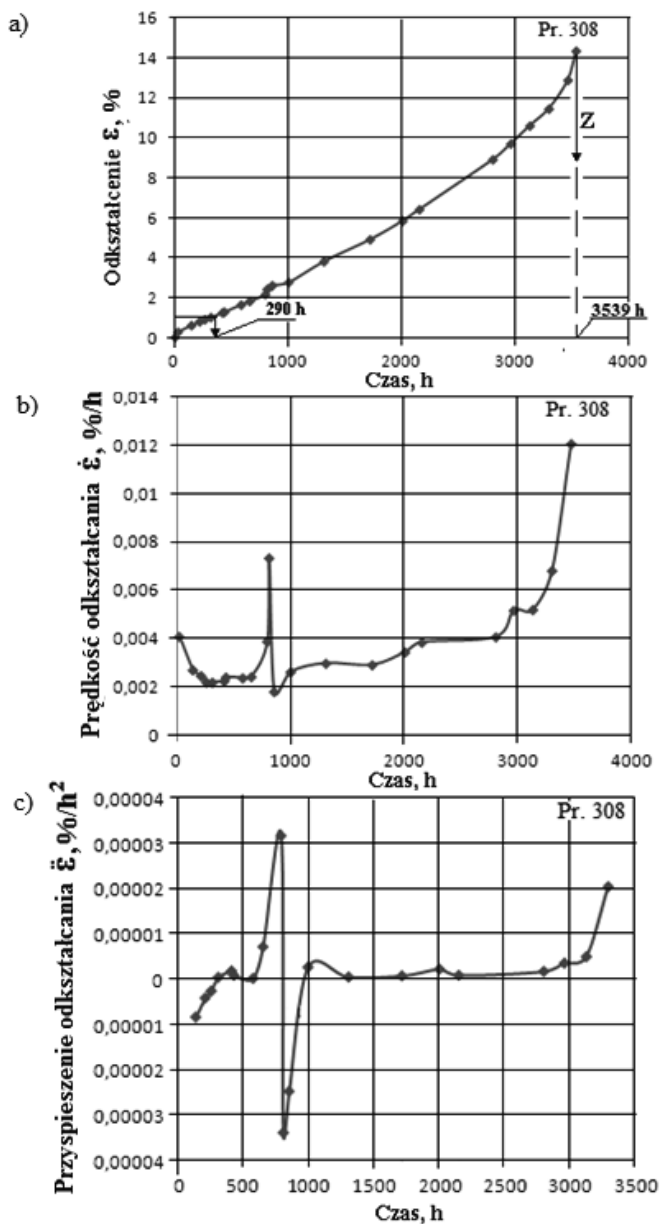
Rys. 56. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (a) i (c) oraz starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h, po pełzaniu. Temperatura  $T = 400^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 250\text{ MPa}$ , czas  $t = 6880\text{ h}$  (a) i (c); naprężenie  $\sigma = 250\text{ MPa}$ , czas  $t = 22000\text{ h}$  (b). Grubość blachy – 8 mm

Próba pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 w temperaturze 450°C pozwoliła ustalić, że zmniejsza się wartość naprężenia, przy której zanika charakter schodkowy krzywych pełzania. Przy naprężeniu  $\sigma < 200\text{ MPa}$  charakter schodkowy stwierdzono przynajmniej w I stadium i w początku II stadium pełzania (rys. 57a). Zwiększenie czasu próby powoduje, że krzywe pełzania zmieniają swój charakter i wygładzają się. Zmiana charakteru krzywych pełzania zwykle nie prowadzi do zaniku skokowego zwiększania odkształcenia względnego. Na krzywej pełzania odwzorowują się one w postaci dużych zmian wydłużenia względnego. Natomiast na krzywych prędkości oraz przyspieszenia odkształcania odwzorowują się w postaci dużych chwilowych przyrostów wartości prędkości i przyspieszenia odkształcania (rys. 57b i c oraz rys. 58b i c).

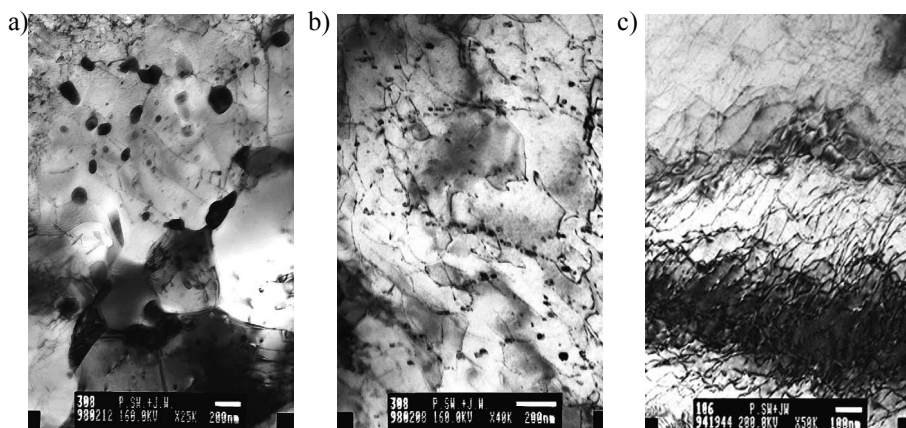
Morfologia mikrostruktury stali mikrostopowej 10MnVNb6 po próbie pełzania w temperaturze 450°C i w czasie  $\leq 22000$  godzin ulega zmianie w porównaniu do stanu przed pełzaniem. Płytki cementytu perlitycznego ulegają fragmentacji i częściowej sferoidyzacji już dla krótkiego czasu próby pełzania (np. dla próbki 424 wynosił on 155 h – tab. 7). W przypadku długiego czasu próby pełzania – kilka lub kilkanaście tysięcy godzin – cementyt perlityczny ulega koagulacji (rys. 59a). Rozmiary węglikoazotków wanadowo-niobowych niezależnie od czasu pełzania wynoszą od 5 do 20 nm (rys. 59b). Występujące w osnowie stali, w ziarnach ferrytu dyslokacje są gęsto udekorowane węglikoazotkami o małej średnicy ok. 5 nm (rys. 59b, c).



Rys. 57. Krzywa pełzania (a), prędkość odształcania (b) i przyspieszenie odształcania (c) stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h. Temperatura  $T = 450^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 200 \text{ MPa}$ , czas  $t = 22000 \text{ h}$ . Grubość blachy – 8 mm



Rys. 58. Krzywa pełzania (a), prędkość odkształcania (b) i przyspieszenie odkształcania (c) stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Temperatura  $T = 450^{\circ}\text{C}$ , napężenie  $\sigma = 200 \text{ MPa}$ , czas  $t = 3539 \text{ h}$ . Grubość blachy – 8 mm

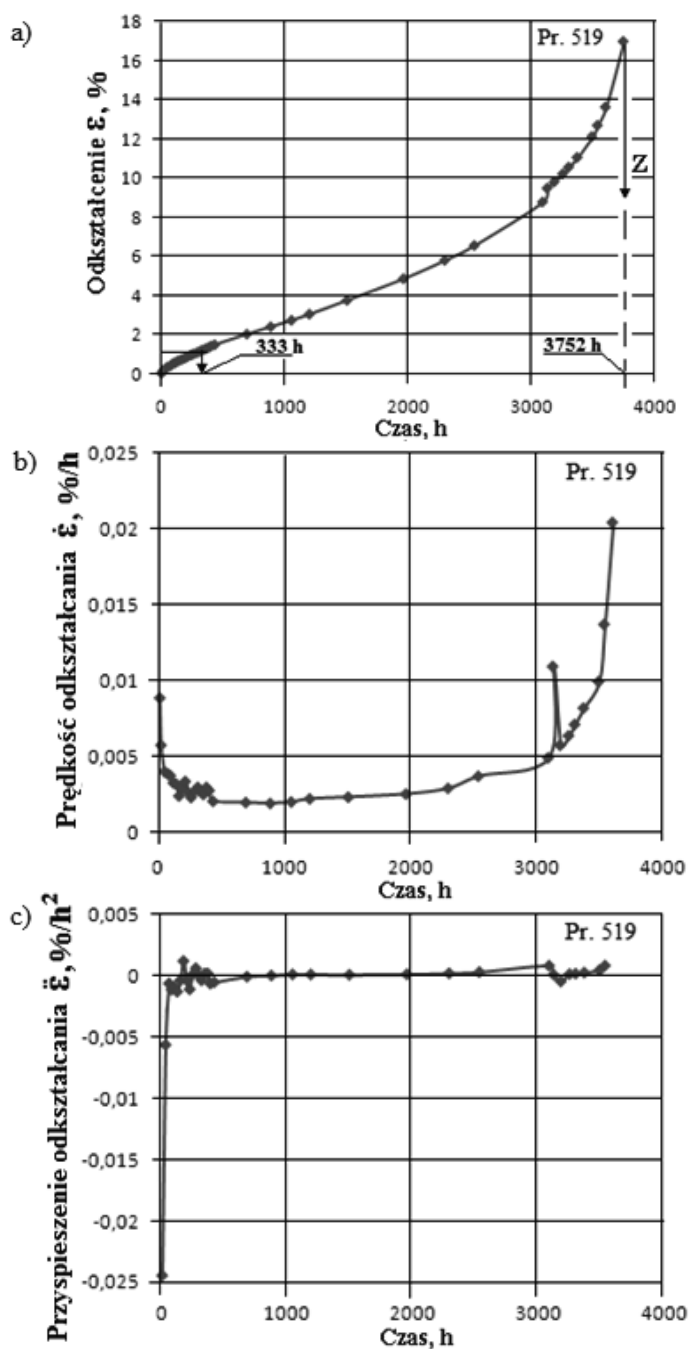


Rys. 59. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 po wyżarzeniu normalizującym 950°C/1 h, starzeniu 690°C/0,5 h i pełzaniu. Temperatura  $T = 450^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 200\text{ MPa}$ , czas  $t = 3539\text{ h}$  (a, b); naprężenie  $\sigma = 300\text{ MPa}$ , czas  $t = 870\text{ h}$  (c). Grubość blachy – 8 mm

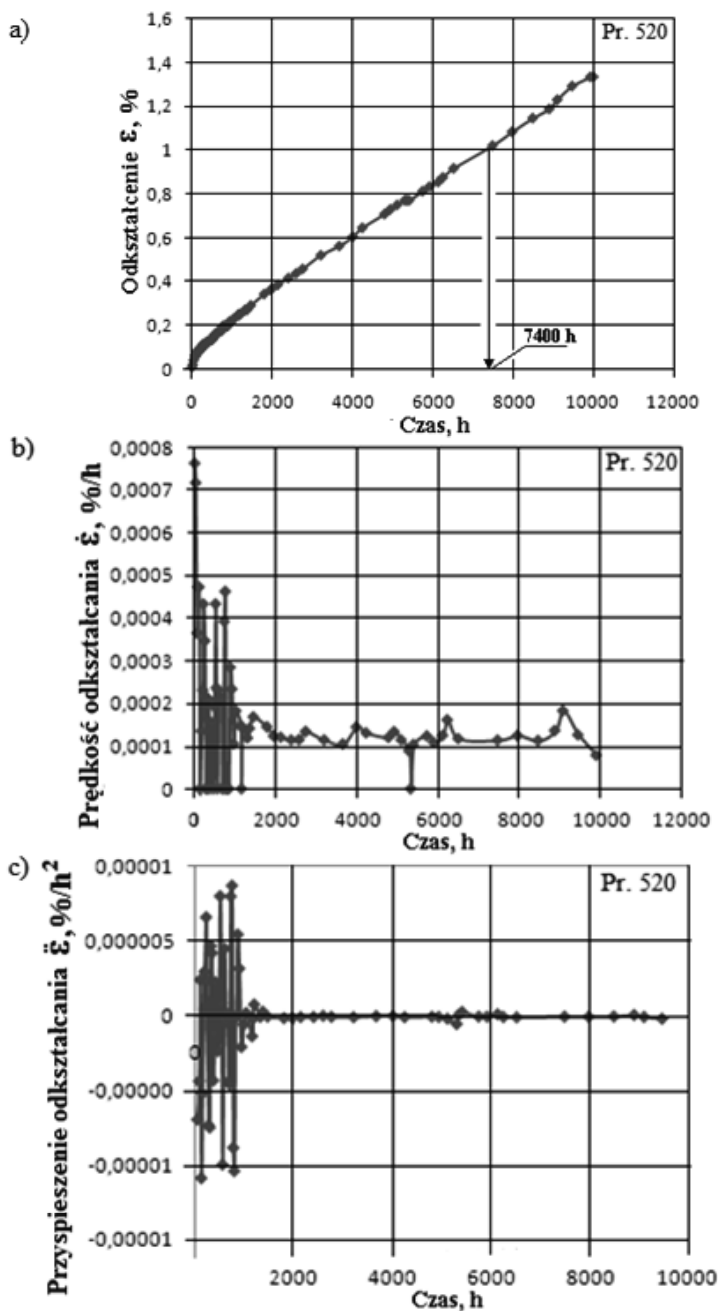
Na podstawie analizy wyników próby pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 w temperaturze 500°C stwierdzono, że przy wartości naprężenia  $\sigma \geq 100\text{ MPa}$  w II stadium pełzania następuje zanik charakteru schodkowego krzywych pełzania (rys. 60a i rys. 61a) oraz znaczna stabilizacja prędkości i przyspieszenia odkształcania (rys. 60b i c oraz rys. 61b i c). Stwierdzono również, że czas do zniszczenia w próbie pełzania stali  $t_z$  w temperaturze 500°C, w porównaniu do czasu zniszczenia w niższej temperaturze, ulega dużemu skróceniu.

Całkowite odkształcenie względne stali mikrostopowej 10MnVNb6 w próbie pełzania w temperaturze  $T = 500^{\circ}\text{C}$  zależy mocno od wartości naprężenia. Duża wartość naprężenia pełzania sprawia, że odkształcenie względne całkowite do czasu zakończenia próby osiąga wartość do 30%. Dla małej wartości naprężenia pełzania odkształcenie całkowite do czasu zakończenia próby osiąga wartość od kilku do kilkunastu procent (tab. 8–12). Większe odkształcenie względne stwierdzono dla stali wyżarzonej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h niż dla stali starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h.

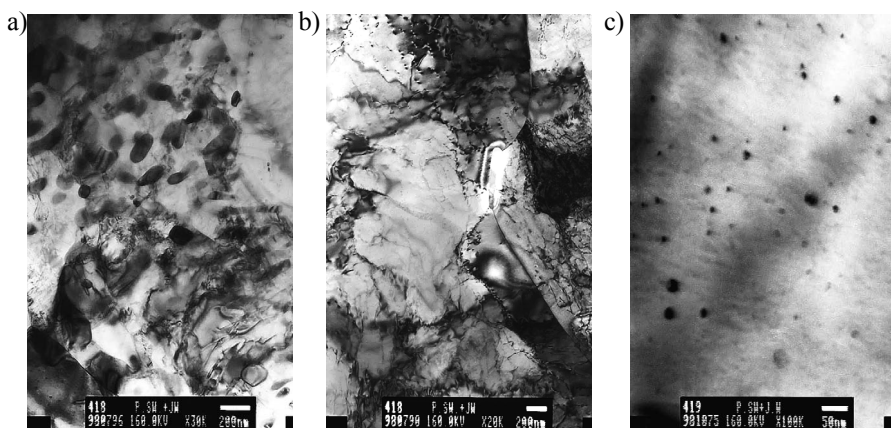
Zmiany w morfologii mikrostruktury stali mikrostopowej 10MnVNb6 w próbie pełzania w temperaturze 500°C zależą od czasu jej trwania. Na podstawie badań mikroskopowych stwierdzono, że nawet krótszy czas pełzania zmienia morfologię płytek kolonii perlitu. Płytki cementytu perlitycznego ulegają fragmentacji i sferoidyzacji (rys. 62a). Dłuższy czas pełzania prowadzi do całkowitego rozpadu perlitu. Stopień zaawansowania procesu koagulacji cementytu perlitycznego jest większy im większy jest czas pełzania. Stwierdzono również, że gęstość dyslokacji w ziarnach ferrytu po próbie pełzania jest mała (rys. 62b). Rozmiary, ilość i stopień zróżnicowania rozmiarów węglikoazotków wanadowo-niobowych nie uległy istotnej zmianie (rys. 62c).



Rys. 60. Krzywa pełzania (a), prędkość odkształcania (b), przyspieszenie odkształcania (c) stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Temperatura  $T = 500^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 150 \text{ MPa}$ , czas  $t = 3752 \text{ h}$ . Grubość blachy – 12 mm



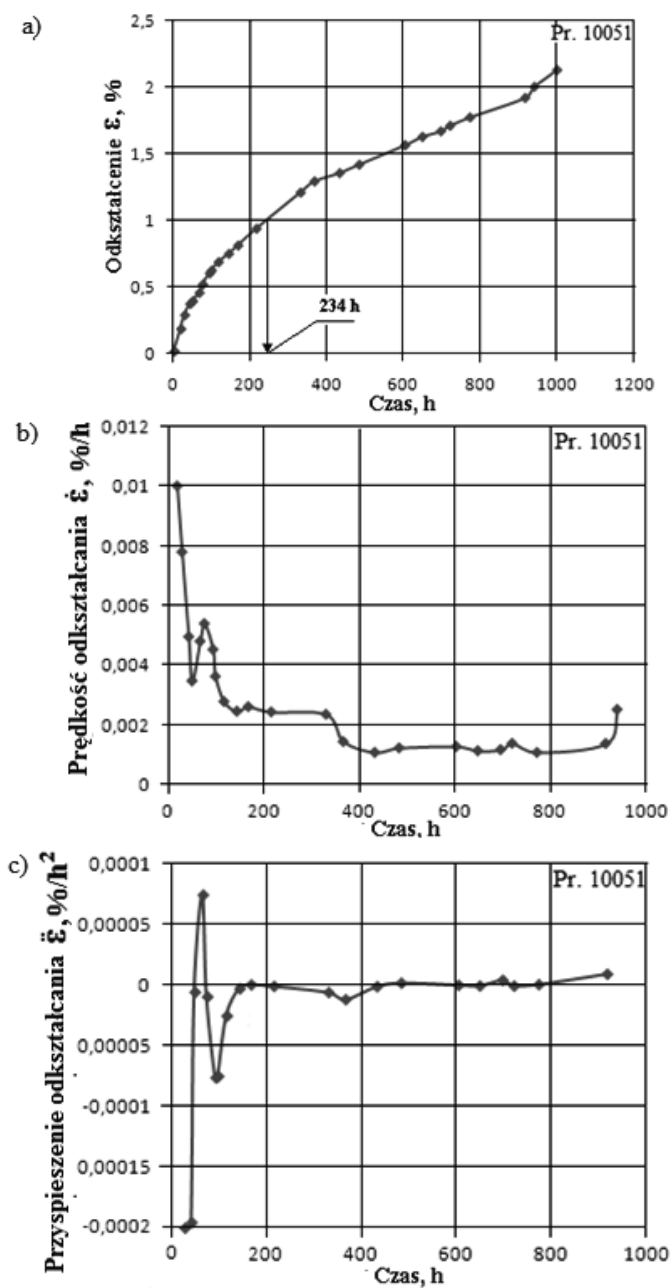
Rys. 61. Krzywa pełzania (a), prędkość odkształcania (b), przyspieszenie odkształcania (c) stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Temperatura  $T = 500^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 100\text{ MPa}$ , czas  $t = 10000\text{ h}$ . Grubość blachy – 12 mm



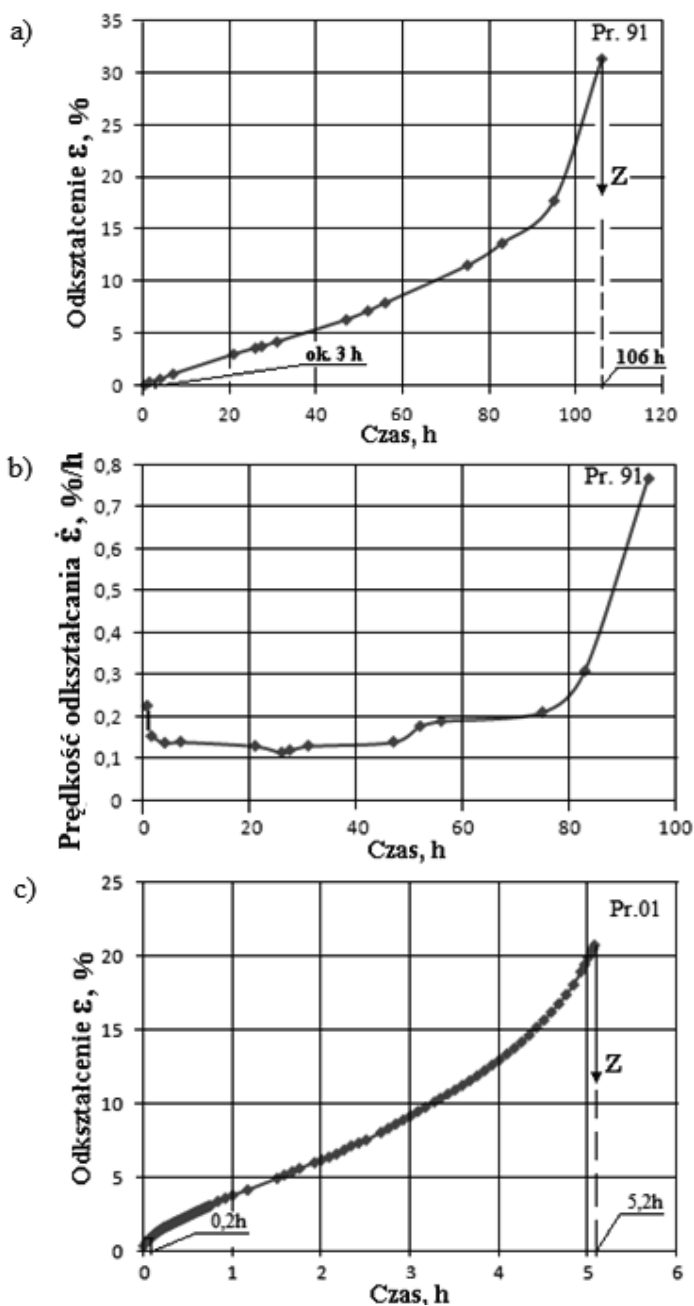
Rys. 62. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h po pełzaniu. Temperatura  $T = 500^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 200\text{ MPa}$ , czas  $t = 527\text{ h}$  (a) i (b); naprężenie  $\sigma = 150\text{ MPa}$ , czas  $t = 2320\text{ h}$  (c). Grubość blachy – 12 mm

Pełzanie stali 10MnVNb6 w temperaturze 550°C prowadzi do dalszego zmniejszenia czasu do zniszczenia  $t_z$ . Prędkość pełzania i wydłużenie względne są duże w porównaniu do wartości uzyskiwanych w niższej temperaturze (rys. 63a). Prowadzono także próbę pełzania gatunków stali o innym składzie chemicznym i fazowym. Na podstawie wyników stwierdzono, że czas do zniszczenia  $t_z$  próbek wykonanych ze stali mikrostopowej 15MnNbZR6 i stali niestopowej C15 jest mały w porównaniu do czasu uzyskiwanego dla stali mikrostopowej 10MnVNb6 (rys. 64a, c, tab. 7–11).

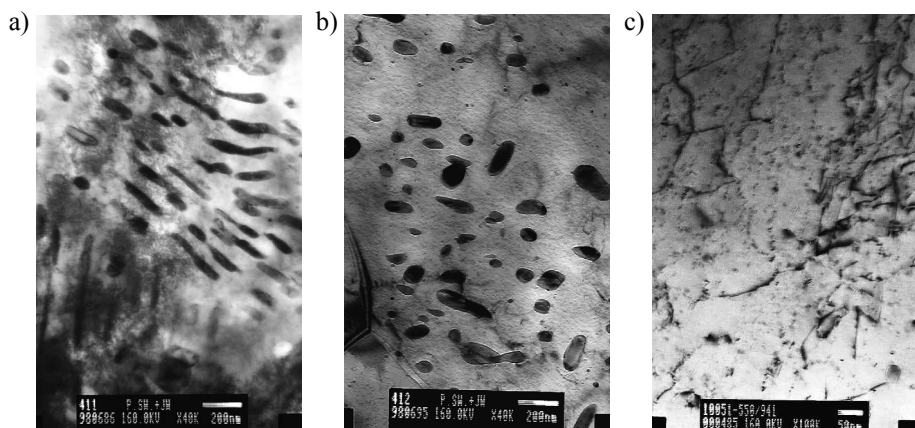
Morfologia mikrostruktury stali 10MnVNb6 w próbce pełzania w temperaturze 550°C ulega dużej zmianie w porównaniu do stanu przed pełzaniem. Stwierdzono, że zmiana morfologii mikrostruktury tej stali zależy od czasu pełzania. Pełzanie w krótkim czasie prowadzi do fragmentacji płytek cementytu perlitycznego, sferoidyzacji i zaawansowania procesu koagulacji (rys. 65a). Wpływ pełzania w temperaturze 550°C na zachodzące w mikrostrukturze stali zmiany jest znaczny, nawet jeżeli trwa tylko kilkadziesiąt godzin. Większy czas próby pełzania prowadzi do znacznego zaawansowania koagulacji cementytu perlitycznego (rys. 65b). Stwierdzono również, że gęstość dyslokacji w osnowie stali 10MnVNb6 po pełzaniu jest mała. Dyslokacje są dekorowane węglikoazotkami wanadu o dużej dyspersji. Rozmiar węglikoazotków wanadowo-niobowych w osnowie ferrytycznej po pełzaniu wynosi od 5 do 20 nm. Obserwowano jednak, że zmniejsza się liczba wydzieleń średniej wielkości i zwiększa liczba wydzieleń o małych rozmiarach. Większy czas pełzania prowadzi do tworzenia się w osnowie ferrytycznej stali 10MnVNb6 dużej liczby małych wydzieleń rozmieszczonych szeregowo (rys. 65c). Stwierdzono także ubytek masy próbek po pełzaniu w temperaturze 550°C, spowodowany korozją wysokotemperaturową.



Rys. 63. Krzywa pełzania (a), prędkość odkształcania (b) i przyspieszenie odkształcania stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (a, b). Temperatura  $T = 550^{\circ}\text{C}$ , napężenie  $\sigma = 100 \text{ MPa}$ , czas próby  $t = 1000 \text{ h}$ . Grubość blachy – 8 mm



Rys. 64. Krzywa pełzania (a), (c), prędkość odkształcania (b) stali mikrostopowej 15MnNbZr6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (a, b), stali niestopowej C15 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h (c). Temperatura  $T = 550^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 100 \text{ MPa}$ , czas  $t = 106 \text{ h}$  (a, b); czas  $t = 5,2 \text{ h}$  (c). Grubość blachy – 12 mm



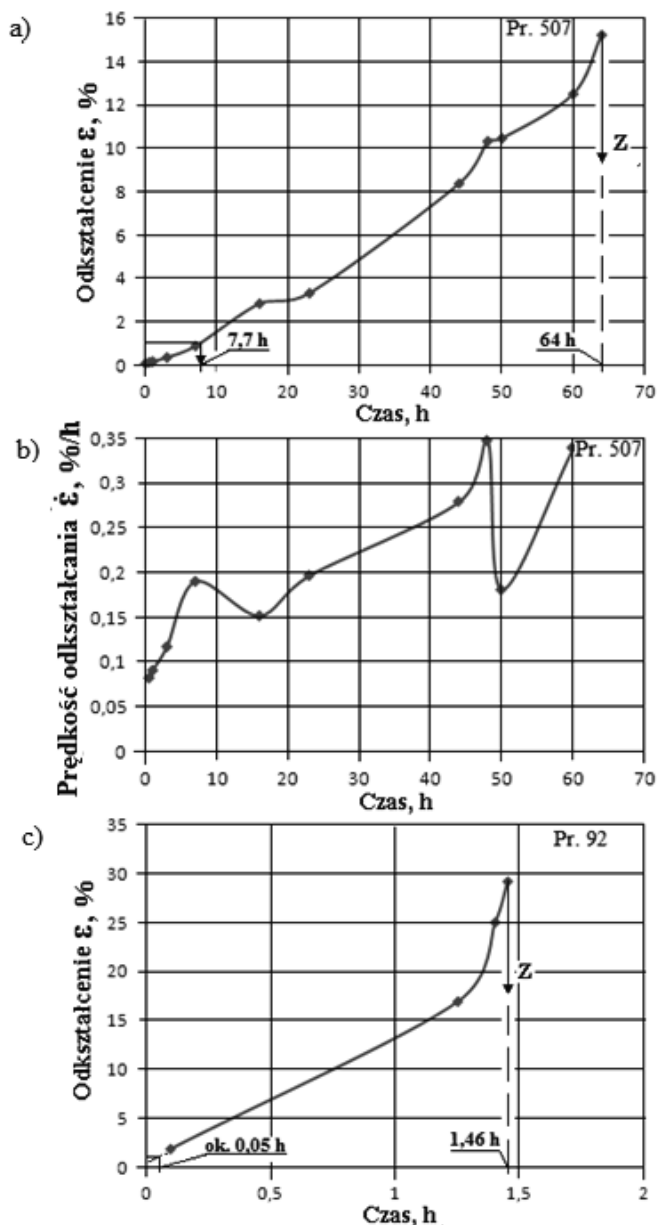
Rys. 65. Mikrostruktura stali 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (a) i (b) oraz starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (c) po pełzaniu. Temperatura  $T = 550^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 200\text{ MPa}$ , czas  $t = 43\text{ h}$  (a); naprężenie  $\sigma = 150\text{ MPa}$ , czas  $t = 145\text{ h}$  (b); naprężenie  $\sigma = 100\text{ MPa}$ , czas  $1000\text{ h}$  (c). Grubość blachy – 12 mm (a) i (b) oraz 8 mm (c)

Pełzanie stali mikrostopowej 10MnVNb6 i 15MnNbZR6 oraz stali niestopowej C15 w temperaturze 600°C, przy dużej wartości naprężenia prowadzi do zniszczenia materiału już po krótkim czasie. Pomimo ich dużej prędkości pełzania stwierdzono, że największą odporność na pełzanie wykazuje stal 10MnVNb6. Dla wartości naprężenia 100 MPa w temperaturze 600°C próbka tej stali uległa zniszczeniu w czasie  $t_z = 64\text{ h}$  (rys. 66a), natomiast ze stali 15MnNbZR6 uległa zniszczeniu po czasie  $t_z = 1,46\text{ h}$  (rys. 66c). Stal węglowa C15 w tych samych warunkach pełzania ulega zniszczeniu po kilku minutach. Zmniejszenie wartości naprężenia pełzania do  $\sigma = 50\text{ MPa}$  prowadzi do wydłużenia czasu do zniszczenia  $t_z$ . Czas ten dla stali mikrostopowej 10MnVNb6 zwiększa się co najmniej 50-krotnie (rys. 67a) (tab. 7–11). Krzywa pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h dla małej wartości naprężenia pełzania w początkowym okresie próby ma charakter schodkowy, który zanika z upływem czasu (rys. 67b). Prędkość pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 w II stadium pełzania jest w dużym stopniu ustabilizowana (rys. 67c).

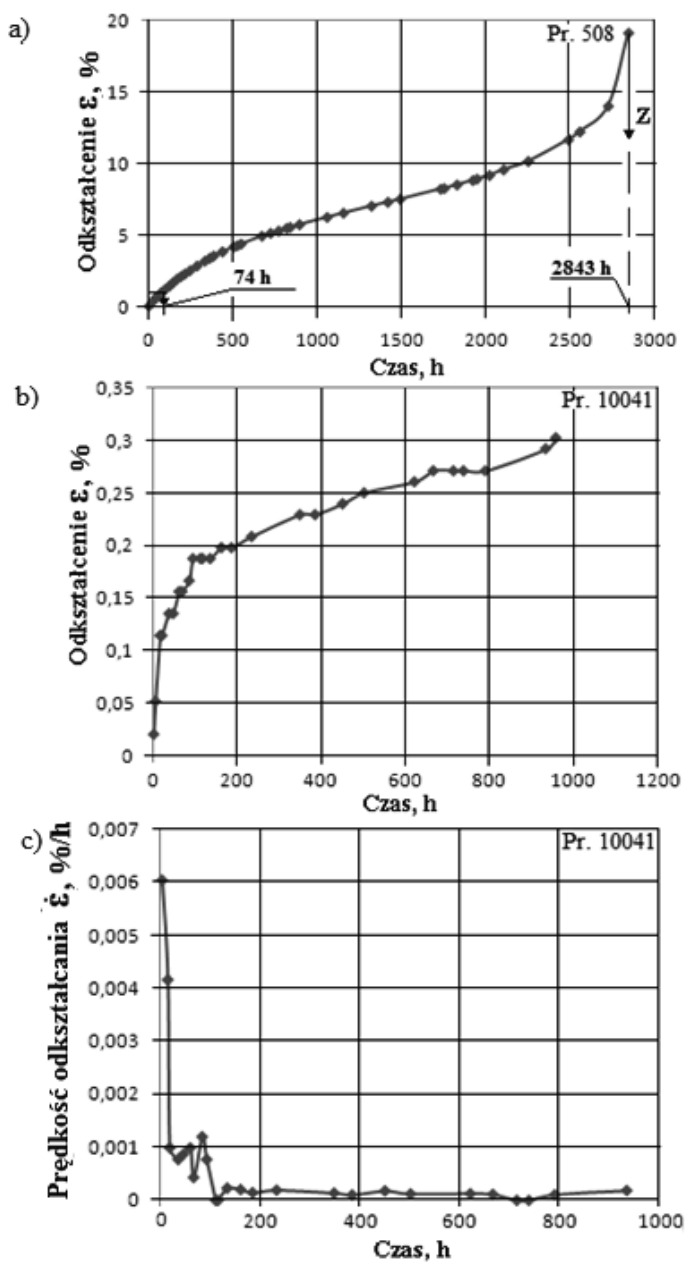
Morfologia mikrostruktury stali mikrostopowej 10MnVNb6 w próbie pełzania w temperaturze 600°C ulega dużej zmianie w porównaniu do stanu po obróbce cieplnej. Nie stwierdzono obecności perlitu w mikrostrukturze tej stali, cementyt perlityczny uległ koagulacji (rys. 68a). Gęstość dyslokacji w ziarnie osnowy jest mała (rys. 68b). Rozmiary węglikoazotków wanadowo-niobowych nadal utrzymują się w granicach od 5 do 20 nm. Wyróżnia się dużą liczbę węglikoazotków o dużej dyspersji (ok. 5 nm) tworzących w osnowie równoległe szeregi oraz małą ich liczbę o średnicy od 5 do 20 nm (rys. 68c).

Próbie pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 w temperaturze 650°C prowadzono przy wartości naprężenia 50 i 25 MPa, natomiast stali 15MnNbZR6 i C15 przy wartości naprężenia  $\sigma = 50\text{ MPa}$ . Próbkę stali niestopowej C15 w tej temperaturze i przy naprężeniu  $\sigma = 50\text{ MPa}$  uległa zniszczeniu po czasie  $t_z \approx 1\text{ min}$ , nato-

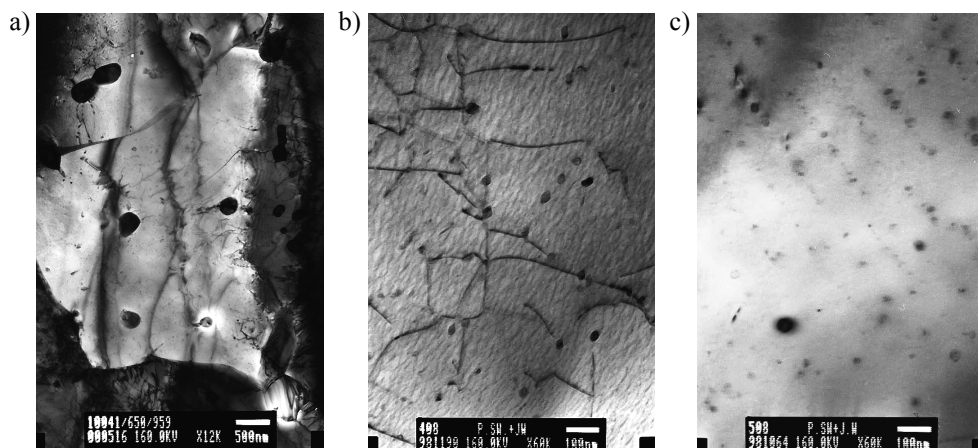
miast stali mikrostopowej 15MnNbZR6 po czasie  $t_z = 32$  h (rys. 69a). Prędkość pełzania tej stali w tych warunkach pełzania jest duża i w stadium II pełzania wynosiła  $\dot{\epsilon} \approx 0,8\%/h$  (tab. 7).



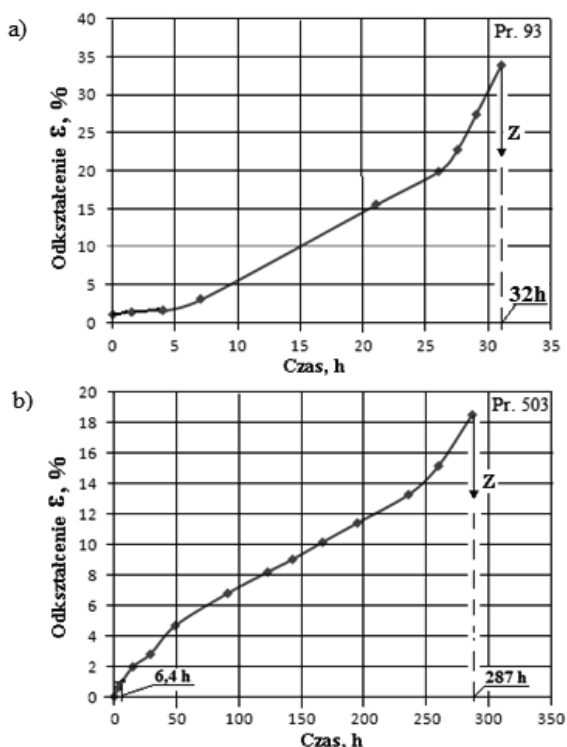
Rys. 66. Krzywa pełzania (a) i (c), prędkość odkształcania stali mikrostopowej 10MnVNb6 (a) i (b) oraz 15MnNbZR6 (c) wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Temperatura  $T = 600^\circ\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 100$  MPa, czas  $t = 64$  h (a) i (b); naprężenie  $\sigma = 100$  MPa, czas próby  $t = 1,46$  h (c). Grubość blachy – 12 mm



Rys. 67. Krzywa pełzania (a) i (b), prędkość odształcania stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (a) oraz stali starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (b) i (c). Temperatura  $T = 600^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 50 \text{ MPa}$ , czas  $t = 2843 \text{ h}$  (a) i  $t = 1000 \text{ h}$  (b) i (c). Grubość blachy – 12 mm (a) oraz 8 mm (b) i (c)

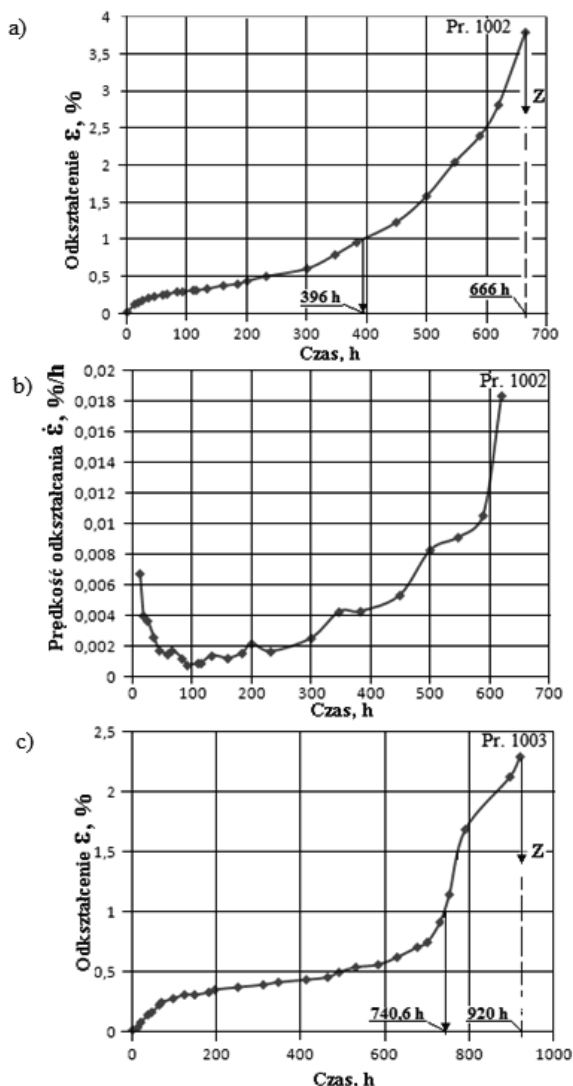


Rys. 68. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (a) oraz wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (b) i (c) po pełzaniu. Temperatura  $T = 600^{\circ}\text{C}$ , napężenie  $\sigma = 50 \text{ MPa}$ , czas  $t = 1000 \text{ h}$  (a); czas  $t = 1582 \text{ h}$  (b); czas  $t = 2843 \text{ h}$  (c). Grubość blachy – 8 mm (a) i 12 mm (b) i (c)



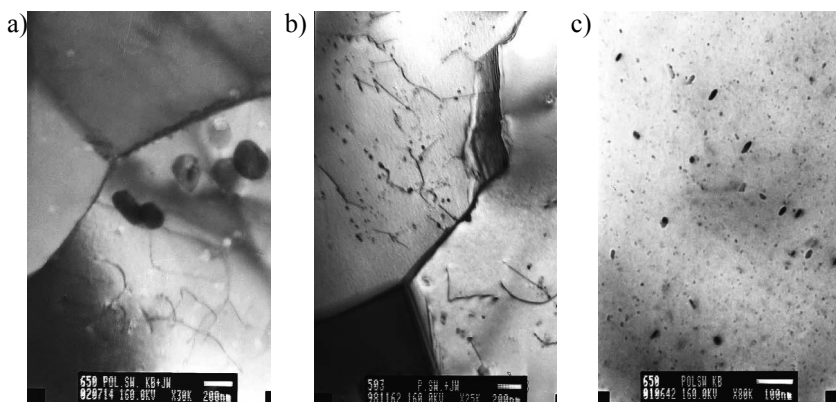
Rys. 69. Krzywa pełzania (a) i (b) stali mikrostopowej 15MnNbZR6 (a) oraz 10MnVNb6 (b) wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Temperatura  $T = 650^{\circ}\text{C}$ , napężenie  $\sigma = 50 \text{ MPa}$ , czas  $t = 32 \text{ h}$  (a); czas  $t = 287 \text{ h}$  (b). Grubość blachy – 12 mm (a) i (b)

Ustalono, że czas do zniszczenia  $t_z$  i odkształcenie całkowite  $\varepsilon$  stali mikrostopowej 10MnVNb6 podczas pełzania w temperaturze  $650^\circ\text{C}$  zależy od jej wstępnej obróbki cieplnej. Stal poddana starzeniu po walcowaniu  $690^\circ\text{C}/0,5\text{ h}$  przy naprężeniu  $\sigma = 50\text{ MPa}$  uległa zniszczeniu po czasie  $t_z = 666\text{ h}$ , przy wydłużeniu względnym  $\varepsilon \approx 4\%$  (rys. 70a). Stal wyżarzona normalizująco  $950^\circ\text{C}/1\text{ h}$  i starzona  $690^\circ\text{C}/0,5\text{ h}$  w tych samych warunkach pełzania ulega zniszczeniu po upływie czasu  $t_z = 287\text{ h}$  i wydłużeniu względnym  $\varepsilon \approx 20\%$  (rys. 69b).



Rys. 70. Krzywa pełzania (a), (c) oraz prędkość odkształcania (b) stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu  $690^\circ\text{C}/0,5\text{h}$ . Temperatura  $T = 650^\circ\text{C}$ . Naprężenie  $\sigma = 50\text{ MPa}$ , czas próby  $t = 666\text{ h}$  (a) i (b); naprężenie  $\sigma = 25\text{ MPa}$ , czas próby  $t = 920\text{ h}$  (c) Grubość blachy – 8 mm

Badania mikroskopowe stali 10MnVNb6 po pełzaniu w temperaturze 650°C potwierdziły duże zmiany w morfologii mikrostruktury i jej zależność od czasu pełzania. Perlit w mikrostrukturze nie występuje – cementyt perlityczny uległ koagulacji (rys. 71a). Stwierdzono również, że gęstość dyslokacji w osnowie ferrytycznej jest mała. Pojedyncze dyslokacje są gęsto dekorowane drobnymi węglikoazotkami wanadowo-niobowymi o średnicy ok. 5 nm (rys. 71b). Średnica tych węglikoazotków po pełzaniu w tych warunkach wynosi ok. 5 nm lub ok. 20 nm. Wydzielenia o innej średnicy występują rzadko. Węglikoazotki wanadowo-niobowe o dużej dyspersji tworzą w osnowie ferrytycznej układ równoległych szeregów. Duże wydzielenia występują rzadko i mają kształt eliptyczny (eliptoidalny). Charakterystyczną ich cechą jest ich orientacja – w większości są prostopadłe do linii szeregów utworzonych przez wydzielenia o dużej dyspersji (rys. 71c).

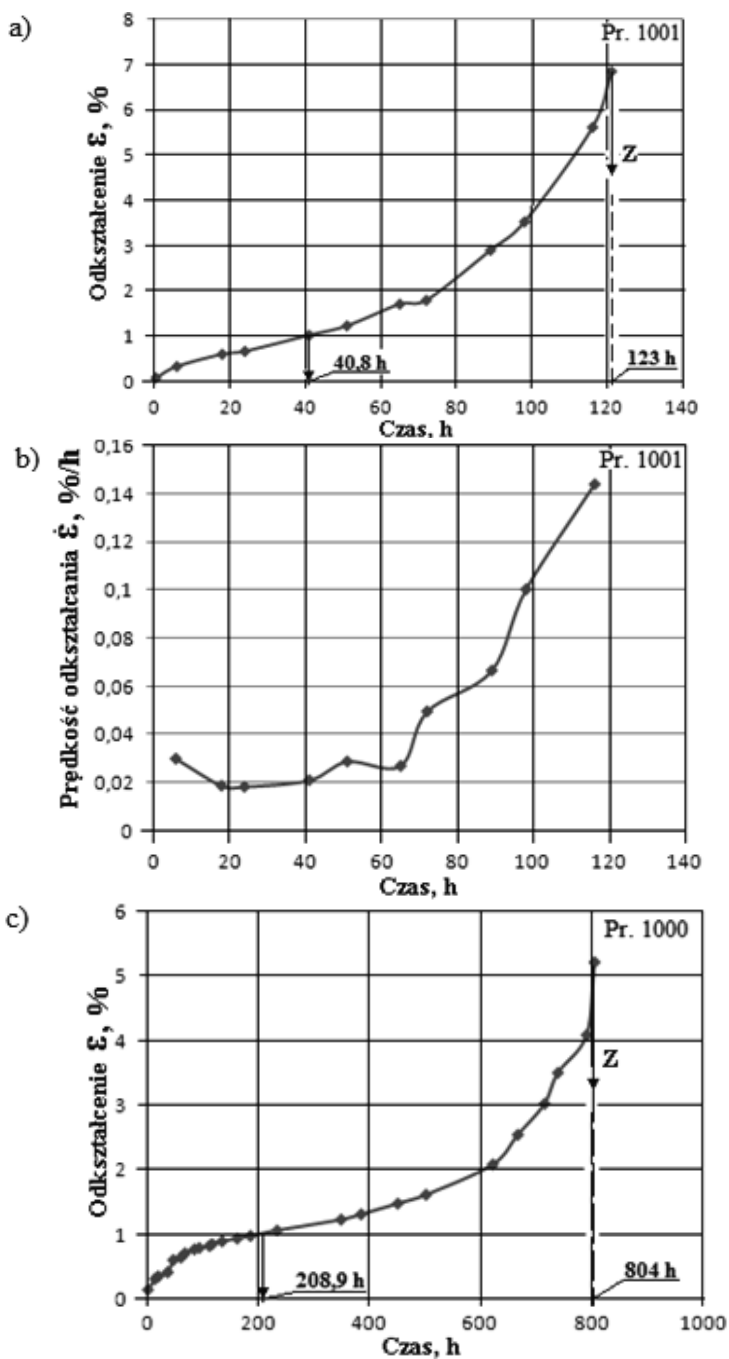


Rys. 71. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (a) i (c) oraz wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (b). Temperatura  $T = 650^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 50\text{ MPa}$ , czas próby  $t = 263\text{ h}$  (b); naprężenie  $\sigma = 25\text{ MPa}$ , czas próby  $t = 920\text{ h}$  (a) i (c). Grubość blachy – 12 mm (b) i 8 mm (a) i (c)

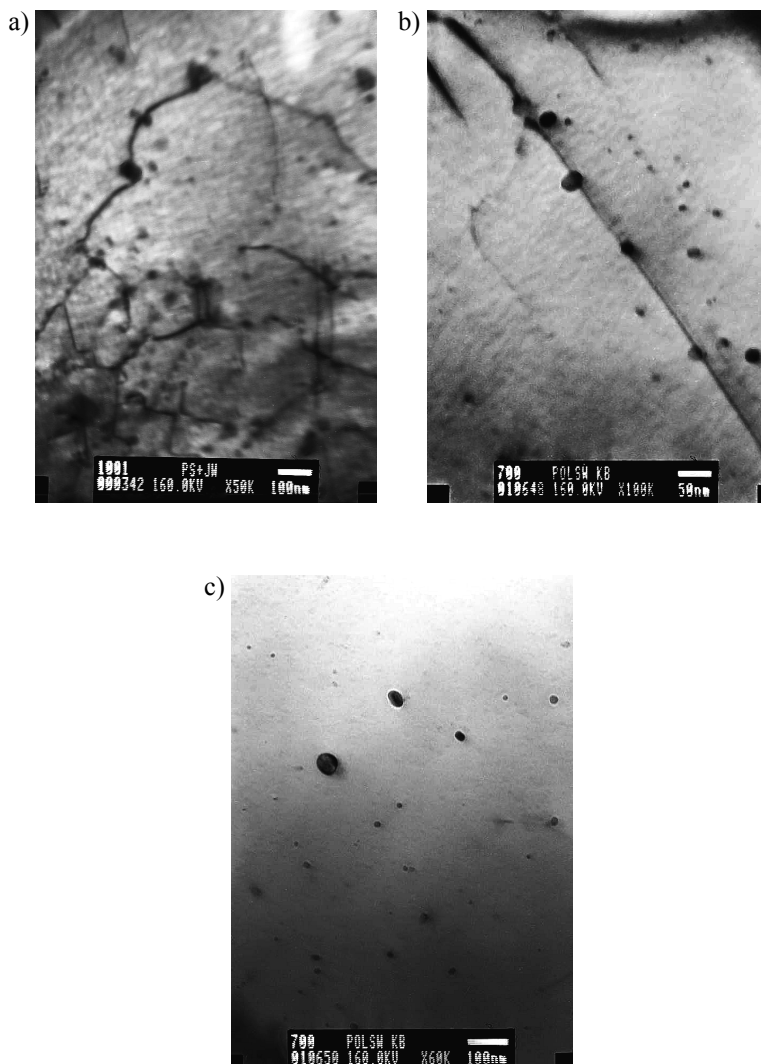
Próbie pełzania w temperaturze 700°C prowadzono na stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h przy naprężeniu  $\sigma = 50$  i 25 MPa.

Stwierdzono, że prędkość pełzania stali 10MnVNb6 w tej temperaturze jest duża, o około rząd większa niż w temperaturze 650°C (rys. 72b) (tab. 7). Stal w tej temperaturze ulega zniszczeniu przy małej wartości odkształcenia (rys. 72a, c).

Zmiany morfologii mikrostruktury stali 10MnVNb6 pod wpływem pełzania w temperaturze 700°C w porównaniu do jej stanu przed pełzaniem są duże. Perlit w mikrostrukturze stali nie występuje, również cementyt perlityczny uległ całkowitej koagulacji (rys. 73a). Gęstość dyslokacji w osnowie stali po pełzaniu jest mała (rys. 73a, b). Węglikoazotki wanadowo-niobowe mają średnicę ok. 5 nm i ok. 20 nm. O innych średnicach, w zakresie od 8 do 15 nm, występują rzadko. Węglikoazotki wanadowo-niobowe o małej średnicy ok. 5 nm tworzą w osnowie ferrytycznej układy szeregów zorientowane względem siebie pod małym kątem (rys. 73a, c). Duże wydzielenia mają najczęściej kształt eliptyczny (rys. 73c, d).



Rys. 72. Krzywa pełzania (a, c), prędkość odkształcania (b) stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h. Temperatura  $T = 700^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 50 \text{ MPa}$ , czas  $t = 123 \text{ h}$  (a, b); naprężenie  $\sigma = 25 \text{ MPa}$ , czas  $t = 804 \text{ h}$  (c). Grubość blachy – 8 mm



Rys. 73. Mikrostruktura stali 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h po pełzaniu. Temperatura  $T = 700^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 50 \text{ MPa}$ , czas  $t = 123 \text{ h}$  (a); naprężenie  $\sigma = 25 \text{ MPa}$ , czas próby  $t = 804 \text{ h}$  (b) i (c). Grubość blachy – 8 mm

Krzywe pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6, 15MnNbZR6 i stali węglowej C15 pozwoliły określić: czas pełzania, czas do odkształcenia względnego  $\varepsilon = 1\%$ , czas do zniszczenia próbki  $t_z$  oraz wartość odkształcenia całkowitego  $\varepsilon$  w próbie pełzania. Krzywe prędkości pełzania  $\dot{\varepsilon} = f(t)$  były podstawą do określenia prędkości odkształcania w stadium pełzania ustalonego (tab. 7–19).

Tabela 7. Zestawienie wyników próby pełzania

| Lp. | Próbka nr | Temperatura próby T, °C | Napięcie nominalne $\sigma$ , MPa | Planowany czas próby pełzania t, h | Czas do odkształcenia $\varepsilon = 1\%$ t <sub>1%</sub> , h | Odkształcenie całkowite w próbie $\varepsilon_{\text{calc}}$ , % | Prędkość pełzania ustalonego $\dot{\varepsilon}$ , %/h | Czas do zniszczenia t <sub>z</sub> , h |
|-----|-----------|-------------------------|-----------------------------------|------------------------------------|---------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------|----------------------------------------|
| 1.  | 120*      | 300                     | 200                               | 22000                              | >22000                                                        | 0,19                                                             | 0,000005*                                              | –                                      |
| 2.  | 320*      | 300                     | 200                               | 20000                              | >20000                                                        | 0,08                                                             | 0,000003*                                              | –                                      |
| 3.  | 318*      | 300                     | 300                               | 20000                              | >20000                                                        | 0,24                                                             | 0,000008*                                              | –                                      |
| 4.  | 316*      | 350                     | 200                               | 20000                              | >20000                                                        | 0,38                                                             | 0,000008*                                              | –                                      |
| 5.  | 115*      | 350                     | 250                               | 22000                              | >22000                                                        | 0,15                                                             | 0,000006*                                              | –                                      |
| 6.  | 315*      | 350                     | 250                               | 20000                              | >20000                                                        | 0,68                                                             | 0,00004*                                               | –                                      |
| 7.  | 114*      | 350                     | 300                               | 22000                              | >22000                                                        | 0,21                                                             | 0,000004*                                              | –                                      |
| 8.  | 314*      | 350                     | 300                               | 20000                              | 10800                                                         | 1,8                                                              | 0,0001*                                                | –                                      |
| 9.  | 113*      | 350                     | 350                               | 22000                              | >17000                                                        | 0,45                                                             | 0,000004*                                              | 17000                                  |
| 10. | 112*      | 400                     | 200                               | 22000                              | >22000                                                        | 0,22                                                             | 0,000006*                                              | –                                      |
| 11. | 312       | 400                     | 200                               | 20000                              | 6200                                                          | 2,8                                                              | 0,00007                                                | –                                      |
| 12. | 432       | 400                     | 200                               | 10000                              | >10000                                                        | 0,68                                                             | 0,00003                                                | –                                      |
| 13. | 532       | 400                     | 200                               | 10000                              | 8760                                                          | 1,12                                                             | 0,00008                                                | –                                      |
| 14. | 111*      | 400                     | 250                               | 22000                              | >22000                                                        | 0,325                                                            | 0,000014*                                              | –                                      |
| 15. | 311       | 400                     | 250                               | 20000                              | 1200                                                          | 12,5                                                             | 0,0017                                                 | 6880                                   |
| 16. | 431       | 400                     | 250                               | 10000                              | 650                                                           | 2,4                                                              | 0,0002                                                 | –                                      |
| 17. | 531       | 400                     | 250                               | 10000                              | 1530                                                          | 2,35                                                             | 0,0002                                                 | –                                      |
| 18. | 110       | 400                     | 300                               | 10000                              | 6330                                                          | 1,0                                                              | 0,0001                                                 | 6330                                   |
| 19. | 310       | 400                     | 300                               | 10000                              | 230                                                           | 14,0                                                             | 0,003                                                  | 3800                                   |
| 20. | 530       | 400                     | 300                               | 10000                              | 18                                                            | 17,0                                                             | 0,03                                                   | 381                                    |

cd tabeli 7

|     |     |     |     |       |        |      |          |      |
|-----|-----|-----|-----|-------|--------|------|----------|------|
| 21. | 109 | 400 | 350 | 10000 | 381    | 6,0  | 0,025    | 1827 |
| 22. | 527 | 450 | 100 | 10000 | >10000 | 0,31 | 0,000025 | –    |
| 23. | 426 | 450 | 150 | 13000 | 7600   | 1,35 | 0,00015  | –    |
| 24. | 526 | 450 | 150 | 11000 | >11000 | 0,91 | 0,0001   | –    |
| 25. | 108 | 450 | 200 | 22000 | 16800  | 1,15 | 0,00005  | –    |
| 26. | 308 | 450 | 200 | 10000 | 290    | 14,0 | 0,003    | 3539 |
| 27. | 425 | 450 | 200 | 10000 | 201    | 8,4  | 0,001    | 5558 |
| 28. | 525 | 450 | 200 | 10000 | 516    | 6,7  | 0,0005   | –    |
| 29. | 107 | 450 | 250 | 10000 | 3720   | 2,0  | 0,0002   | 6740 |
| 30. | 307 | 450 | 250 | 10000 | 36     | 15,2 | 0,02     | 436  |
| 31. | 424 | 450 | 250 | 1000  | 8      | 15,0 | 0,04     | 155  |
| 32. | 524 | 450 | 250 | 1000  | 2,5    | 14,6 | 0,1      | 79   |
| 33. | 306 | 450 | 300 | 1000  | 20     | 12,5 | 0,05     | 210  |
| 34. | 523 | 450 | 300 | 1000  | 10     | 22,5 | 0,02     | 620  |
| 35. | 420 | 500 | 100 | 10000 | 2905   | 3,5  | 0,00035  | –    |
| 36. | 520 | 500 | 100 | 10000 | 7400   | 1,35 | 0,00013  | –    |
| 37. | 419 | 500 | 150 | 10000 | 306    | 8,3  | 0,001    | 2320 |
| 38. | 519 | 500 | 150 | 10000 | 303    | 17   | 0,0025   | 3752 |
| 39. | 104 | 500 | 200 | 10000 | 470    | 2,14 | 0,0017   | 860  |
| 40. | 418 | 500 | 200 | 1000  | 20     | 20   | 0,02     | 527  |
| 41. | 518 | 500 | 200 | 1000  | 10     | 19,8 | 0,018    | 670  |
| 42. | 417 | 500 | 250 | 1000  | 0,54   | 20   | 0,25     | 43   |
| 43. | 416 | 500 | 300 | 100   | 0,17   | 19   | 0,9      | 16   |

cd tabeli 7

|     |       |     |     |       |       |      |           |      |
|-----|-------|-----|-----|-------|-------|------|-----------|------|
| 44. | 01    | 550 | 100 | **    | 0,2   | 22   | ok. 2,2   | 5,2  |
| 45. | 91    | 550 | 100 | **    | ~3,1  | 31   | 0,12      | 107  |
| 46. | 02    | 550 | 110 | **    | ~0,1  | 25   | ~5,5      | 2,3  |
| 47. | 10051 | 550 | 100 | 1000  | 234   | 2,2  | 0,0015    | –    |
| 48. | 413   | 550 | 100 | 1000  | 73    | 16,2 | 0,012     | 793  |
| 49. | 513   | 550 | 100 | 1000  | 78    | 19,8 | 0,015     | 1006 |
| 50. | 412   | 550 | 150 | 1000  | 20    | 13   | 0,045     | 145  |
| 51. | 512   | 550 | 150 | 1000  | 8     | 24   | śr. 0,1   | 90   |
| 52. | 411   | 550 | 200 | 100   | 1,5   | 21   | 0,37      | 43   |
| 53. | 408   | 600 | 50  | 2000  | 230   | 13   | śr. 0,003 | 1582 |
| 54. | 508   | 600 | 50  | >2000 | 98    | 19,2 | 0,003     | 2843 |
| 55. | 10041 | 600 | 50  | 1000  | >1000 | 0,3  | 0,0001    | –    |
| 56. | 92    | 600 | 100 | 1000  | <0,2  | 29   | ok. 12    | 1,4  |
| 57. | 507   | 600 | 100 | 1000  | 8,5   | 15,5 | śr. 0,22  | 63   |
| 58. | 1003  | 650 | 25  | 1000  | 726   | 2,3  | 0,0003    | 920  |
| 59. | 503   | 650 | 50  | 1000  | 7     | 18,5 | śr. 0,043 | 287  |
| 60. | 93    | 650 | 50  | 1000  | ok. 1 | 34   | ok. 0,82  | 32   |
| 61. | 1002  | 650 | 50  | 1000  | 401   | 3,8  | śr. 0,004 | 666  |
| 62. | 1000  | 700 | 25  | 1000  | 208   | 5,3  | śr. 0,003 | 804  |
| 63. | 1001  | 700 | 50  | 1000  | 41    | 6,9  | 0,02      | 123  |

\* Podano prędkość średnią odkształcania dla krzywych pełzania o charakterze schodkowym, \*\* czas pełzania do zerwania próbki

*Tabela 8. Próba pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h. Grubość blachy – 8 mm. Wytop nr 033683*

| Lp. | Próbka nr | Temperatura próby<br>$T, ^\circ\text{C}$ /temperatura<br>homologiczna K/K | Napięcie<br>nominalne<br>$\sigma$ , MPa | Planowany<br>czas próby<br>pełzania<br>$t$ , h | Czas do<br>odkształcenia<br>$\varepsilon = 1\%$<br>$t_{1\%}$ , h | Odkształcenie<br>całkowite<br>w próbce<br>$\varepsilon_{\text{całk.}}$ , % | Prędkość<br>pełzania<br>ustalonego<br>$\dot{\varepsilon}$ , %/h | Czas do<br>zniszczenia<br>$t_z$ , h |
|-----|-----------|---------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------|------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------|----------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------|-------------------------------------|
| 1.  | 120*      | 300/0,32                                                                  | 200                                     | 22000                                          | >22000                                                           | 0,19                                                                       | 0,000005 *                                                      | –                                   |
| 2.  | 115*      | 350/0,35                                                                  | 250                                     | 22000                                          | >22000                                                           | 0,15                                                                       | 0,000006*                                                       | –                                   |
| 3.  | 114*      | 350/0,35                                                                  | 300                                     | 22000                                          | >22000                                                           | 0,21                                                                       | 0,000004*                                                       | –                                   |
| 4.  | 113*      | 350/0,35                                                                  | 350                                     | 22000                                          | >17000                                                           | 0,45                                                                       | 0,000004*                                                       | 17000                               |
| 5.  | 112*      | 400/0,37                                                                  | 200                                     | 22000                                          | >22000                                                           | 0,22                                                                       | 0,000006*                                                       | –                                   |
| 6.  | 111       | 400/0,37                                                                  | 250                                     | 22000                                          | >22000                                                           | 0,325                                                                      | 0,000014*                                                       | –                                   |
| 7.  | 110       | 400/0,37                                                                  | 300                                     | 10000                                          | 6330                                                             | 1,0                                                                        | 0,0001                                                          | 6330                                |
| 8.  | 109       | 400/0,37                                                                  | 350                                     | 10000                                          | 381                                                              | 6,0                                                                        | 0,025                                                           | 1827                                |
| 9.  | 108       | 450/0,40                                                                  | 200                                     | 22000                                          | 16800                                                            | 1,15                                                                       | 0,00005                                                         | –                                   |
| 10. | 107       | 450/0,40                                                                  | 250                                     | 10000                                          | 3720                                                             | 2,0                                                                        | 0,0002                                                          | 6740                                |
| 11. | 103       | 500/0,43                                                                  | 250                                     | 1000                                           | 26                                                               | 7,8                                                                        | 0,025                                                           | 204                                 |
| 12. | 104       | 500/0,43                                                                  | 200                                     | 10000                                          | 470                                                              | 2,14                                                                       | 0,0017                                                          | 860                                 |
| 13. | 10051     | 550/0,46                                                                  | 100                                     | 1000                                           | 234                                                              | 2,2                                                                        | 0,0015                                                          | –                                   |
| 14. | 10041     | 600/0,49                                                                  | 50                                      | 1000                                           | >1000                                                            | 0,3                                                                        | 0,0001                                                          | –                                   |
| 15. | 1002      | 650/0,51                                                                  | 50                                      | 1000                                           | 401                                                              | 3,8                                                                        | śr.0,004                                                        | 666                                 |
| 16  | 1003      | 650/0,51                                                                  | 25                                      | 1000                                           | 726                                                              | 2,3                                                                        | 0,0003                                                          | 920                                 |
| 17  | 1001      | 700/0,54                                                                  | 50                                      | 1000                                           | 41                                                               | 6,9                                                                        | 0,02                                                            | 123                                 |
| 18  | 1000      | 700/0,54                                                                  | 25                                      | 1000                                           | 208                                                              | 5,3                                                                        | śr.0,003                                                        | 804                                 |

*\*Podano prędkość średnią odkształcania dla krzywych pełzania o charakterze schodkowym*

*Tabela 9. Próba pełzania stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5h. Grubość blachy – 8 mm. Wytóp 033683*

| Lp. | Próbka nr | Temperatura próby<br>T, °C/ temperatura<br>homologiczna T <sub>H</sub> ,<br>K/K | Napięcie<br>nominalne<br>σ, MPa | Planowany<br>czas próby<br>pełzania<br>t, h | Czas do<br>odkształcenia<br>ε = 1%<br>t <sub>1%</sub> , h | Odkształcenie<br>całkowite<br>w próbie<br>ε <sub>całk.</sub> , % | Prędkość<br>pełzania<br>ustalonego<br>ε̇, %/h | Czas do<br>zniszczenia<br>t <sub>z</sub> , h |
|-----|-----------|---------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------|---------------------------------------------|-----------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------|----------------------------------------------|
| 1.  | 320*      | 300/0,32                                                                        | 200                             | 20000                                       | >20000                                                    | 0,08                                                             | 0,000003*                                     | –                                            |
| 2.  | 318*      | 300/0,32                                                                        | 300                             | 20000                                       | >20000                                                    | 0,24                                                             | 0,000008*                                     | –                                            |
| 3.  | 316*      | 350/0,35                                                                        | 200                             | 20000                                       | >20000                                                    | 0,38                                                             | 0,000008*                                     | –                                            |
| 4.  | 315*      | 350/0,35                                                                        | 250                             | 20000                                       | >20000                                                    | 0,68                                                             | 0,00004*                                      | –                                            |
| 5.  | 314*      | 350/0,35                                                                        | 300                             | 20000                                       | 10800                                                     | 1,8                                                              | 0,0001*                                       | –                                            |
| 6.  | 312       | 400/0,37                                                                        | 200                             | 20000                                       | 6200                                                      | 2,8                                                              | 0,00007                                       | –                                            |
| 7.  | 311       | 400/0,37                                                                        | 250                             | 20000                                       | 1200                                                      | 12,5                                                             | 0,0017                                        | 6880                                         |
| 8.  | 310       | 400/0,37                                                                        | 300                             | 10000                                       | 230                                                       | 14,0                                                             | 0,003                                         | 3800                                         |
| 9.  | 308       | 450/0,40                                                                        | 200                             | 10000                                       | 290                                                       | 14,0                                                             | 0,003                                         | 3539                                         |
| 10. | 307       | 450/0,40                                                                        | 250                             | 10000                                       | 36                                                        | 15,2                                                             | 0,02                                          | 436                                          |
| 11. | 306       | 450/0,40                                                                        | 300                             | 1000                                        | 20                                                        | 12,5                                                             | 0,05                                          | 210                                          |

*\*Podano prędkość średnią odkształcania dla krzywych pełzania o charakterze schodkowym*

*Tabela 10. Próba pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Grubość blachy – 12 mm. Wytop 800204*

| Lp. | Próbka nr | Temperatura próby T,<br>°C/temperatura<br>homologiczna T <sub>H</sub> , K/K | Napięcie<br>nominalne<br>$\sigma$ , MPa | Planowany<br>czas próby<br>pełzania<br>t, h | Czas do<br>odkształcenia<br>$\varepsilon = 1\%$<br>t <sub>1%</sub> , h | Odształcenie<br>całkowite<br>w próbie<br>$\varepsilon_{\text{calc}}$ , % | Prędkość<br>pełzania<br>ustalonego<br>$\dot{\varepsilon}$ , %/h | Czas do<br>zniszczenia<br>t <sub>z</sub> , h |
|-----|-----------|-----------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------|---------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------|----------------------------------------------|
| 1.  | 432       | 400/0,37                                                                    | 200                                     | 10000                                       | >10000                                                                 | 0,68                                                                     | 0,00003                                                         | –                                            |
| 2.  | 431       | 400/0,37                                                                    | 250                                     | 10000                                       | 650                                                                    | 2,4                                                                      | 0,0002                                                          | –                                            |
| 3.  | 426       | 450/0,40                                                                    | 150                                     | 13000                                       | 7600                                                                   | 1,35                                                                     | 0,00015                                                         | –                                            |
| 4.  | 425       | 450/0,40                                                                    | 200                                     | 10000                                       | 201                                                                    | 8,4                                                                      | 0,001                                                           | 5558                                         |
| 5.  | 424       | 450/0,40                                                                    | 250                                     | 1000                                        | 8                                                                      | 15,0                                                                     | 0,04                                                            | 155                                          |
| 6.  | 420       | 500/0,43                                                                    | 100                                     | 10000                                       | 2905                                                                   | 3,5                                                                      | 0,00035                                                         | –                                            |
| 7.  | 419       | 500/0,43                                                                    | 150                                     | 10000                                       | 306                                                                    | 8,3                                                                      | 0,001                                                           | 2320                                         |
| 8.  | 418       | 500/0,43                                                                    | 200                                     | 1000                                        | 20                                                                     | 20                                                                       | 0,02                                                            | 527                                          |
| 9.  | 417       | 500/0,43                                                                    | 250                                     | 1000                                        | 0,54                                                                   | 20                                                                       | 0,25                                                            | 43                                           |
| 10. | 416       | 500/0,43                                                                    | 300                                     | 100                                         | 0,17                                                                   | 19                                                                       | 0,9                                                             | –                                            |
| 11. | 413       | 550/0,46                                                                    | 100                                     | 1000                                        | 73                                                                     | 16,2                                                                     | 0,012                                                           | 793                                          |
| 12. | 412       | 550/0,46                                                                    | 150                                     | 1000                                        | 20                                                                     | 13                                                                       | 0,045                                                           | 145                                          |
| 13. | 411       | 550/0,46                                                                    | 200                                     | 100                                         | 1,5                                                                    | 21                                                                       | 0,37                                                            | 43                                           |
| 14  | 408       | 600/0,49                                                                    | 50                                      | 2000                                        | 230                                                                    | 13                                                                       | śr.0,003                                                        | 1582                                         |

*Tabela 11. Próba pełzania stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Grubość blachy – 12 mm. Wytop 800220*

| Lp. | Próbka nr | Temperatura próby<br>T, °C/ temperatura<br>homologiczna T <sub>H</sub> ,<br>K/K | Napięcie<br>nominalne<br>$\sigma$ , MPa | Planowany<br>czas próby<br>pełzania<br>t, h | Czas do<br>odkształcenia<br>$\varepsilon = 1\%$<br>t <sub>1%</sub> , h | Odkształcenie<br>całkowite<br>w próbce<br>$\varepsilon_{całk.}$ , % | Prędkość<br>pełzania<br>ustalonego<br>$\dot{\varepsilon}$ , %/h | Czas do<br>zniszczenia<br>t <sub>z</sub> , h |
|-----|-----------|---------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------|---------------------------------------------|------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------------|----------------------------------------------|
| 1.  | 532       | 400/0,37                                                                        | 200                                     | 10000                                       | 8760                                                                   | 1,12                                                                | 0,00008                                                         | –                                            |
| 2.  | 531       | 400/0,37                                                                        | 250                                     | 10000                                       | 1530                                                                   | 2,35                                                                | 0,0002                                                          | –                                            |
| 3.  | 530       | 400/0,37                                                                        | 300                                     | 10000                                       | 18                                                                     | 17,0                                                                | 0,03                                                            | 381                                          |
| 4.  | 527       | 450/0,40                                                                        | 100                                     | 10000                                       | >10000                                                                 | 0,31                                                                | 0,000025                                                        | –                                            |
| 5.  | 526       | 450/0,40                                                                        | 150                                     | 11000                                       | >11000                                                                 | 0,91                                                                | 0,0001                                                          | –                                            |
| 6.  | 525       | 450/0,40                                                                        | 200                                     | 10000                                       | 516                                                                    | 6,7                                                                 | 0,0005                                                          | –                                            |
| 7.  | 524       | 4500,40                                                                         | 250                                     | 1000                                        | 2,5                                                                    | 14,6                                                                | 0,1                                                             | 79                                           |
| 8.  | 523       | 450/0,40                                                                        | 300                                     | 1000                                        | 10                                                                     | 22,5                                                                | 0,02                                                            | 620                                          |
| 9.  | 520       | 500/0,43                                                                        | 100                                     | 10000                                       | 7400                                                                   | 1,35                                                                | 0,00013                                                         | –                                            |
| 10. | 519       | 500/0,43                                                                        | 150                                     | 10000                                       | 303                                                                    | 17                                                                  | 0,0025                                                          | 3752                                         |
| 11. | 518       | 500/0,43                                                                        | 200                                     | 1000                                        | 10                                                                     | 19,8                                                                | 0,018                                                           | 670                                          |
| 12. | 513       | 550/0,46                                                                        | 100                                     | 1000                                        | 78                                                                     | 19,8                                                                | 0,015                                                           | 1006                                         |
| 13. | 512       | 550/0,46                                                                        | 150                                     | 1000                                        | 8                                                                      | 24                                                                  | śr. 0,1                                                         | 90                                           |
| 14. | 507       | 600/0,49                                                                        | 100                                     | 1000                                        | 8,5                                                                    | 15,5                                                                | śr. 0,22                                                        | 63                                           |
| 15. | 508       | 600/0,49                                                                        | 50                                      | >2000                                       | 98                                                                     | 19,2                                                                | 0,003                                                           | 2843                                         |
| 16. | 503       | 650/0,51                                                                        | 50                                      | 1000                                        | 7                                                                      | 18,5                                                                | śr. 0,043                                                       | 287                                          |

*Tabela 12. Próba pełzania stali mikrostopowej 15MnNbZr6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h. Grubość blachy – 12 mm*

| Lp. | Próbka nr | Temperatura próby<br>T, °C/ temperatura<br>homologiczna T <sub>H</sub> ,<br>K/K | Napężenie<br>nominalne<br>σ, MPa | Planowany<br>czas próby<br>pełzania<br>t, h | Czas do<br>odkształcenia<br>ε = 1%<br>t <sub>1%</sub> , h | Odkształcenie<br>całkowite<br>w próbie<br>ε <sub>całk.</sub> , % | Prędkość<br>pełzania<br>ustalonego<br>ε̇, %/h | Czas do<br>zniszczenia<br>t <sub>z</sub> , h |
|-----|-----------|---------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------|---------------------------------------------|-----------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------|----------------------------------------------|
| 1.  |           | 550/0,46                                                                        | 100                              | **                                          | ~3,1                                                      | 31                                                               | 0,12                                          | 107                                          |
| 2.  | 92        | 600/0,49                                                                        | 100                              | 1000                                        | <0,2                                                      | 29                                                               | ok. 12                                        | 1,4                                          |
| 3.  | 93        | 650/0,51                                                                        | 50                               | 1000                                        | ok. 1                                                     | 34                                                               | ok. 0,82                                      | 32                                           |

*\*\*czas próby pełzania do zniszczenia próbki*

*Tabela 13. Próba pełzania stali niestopowej C15 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h. Grubość blachy – 12 mm*

| Lp. | Próbka nr | Temperatura próby<br>T, °C/ temperatura<br>homologiczna T <sub>H</sub> ,<br>K/K | Napężenie<br>nominalne<br>σ, MPa | Planowany<br>czas próby<br>pełzania<br>t, h | Czas do<br>odkształcenia<br>ε = 1%<br>t <sub>1%</sub> , h | Odkształcenie<br>całkowite<br>w próbie<br>ε <sub>całk.</sub> , % | Prędkość<br>pełzania<br>ustalonego<br>ε̇, %/h | Czas do<br>zniszczenia<br>t <sub>z</sub> , h |
|-----|-----------|---------------------------------------------------------------------------------|----------------------------------|---------------------------------------------|-----------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------|----------------------------------------------|
| 1.  | 01        | 550/0,46                                                                        | 100                              | **                                          | 0,2                                                       | 22                                                               | ok. 2,2                                       | 5,1                                          |
| 2.  | 02        | 550/0,46                                                                        | 110                              | **                                          | ~0,1                                                      | 25                                                               | ~5,5                                          | 2,3                                          |

*\*\*czas próby pełzania do zniszczenia próbki*

*Tabela 14. Prędkość odkształcania stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h w zależności od wartości naprężenia i temperatury pełzania. Grubość blachy – 8 mm*

| Lp. | Próbka<br>nr | Naprężenie<br>$\sigma$ , MPa | Prędkość pełzania $\dot{\epsilon}$ , %/h |          |          |         |        |        |        |        |       |  |
|-----|--------------|------------------------------|------------------------------------------|----------|----------|---------|--------|--------|--------|--------|-------|--|
|     |              |                              | Temperatura T, °C                        |          |          |         |        |        |        |        |       |  |
|     |              |                              | 300                                      | 350      | 400      | 450     | 500    | 550    | 600    | 650    | 700   |  |
| 1.  | 113*         | 350                          |                                          | 0,000004 |          |         |        |        |        |        |       |  |
| 2.  | 109          |                              |                                          |          | 0,025    |         |        |        |        |        |       |  |
| 3.  | 114*         | 300                          |                                          | 0,000004 |          |         |        |        |        |        |       |  |
| 4.  | 110          |                              |                                          |          | 0,0001   |         |        |        |        |        |       |  |
| 5.  | 115*         | 250                          |                                          | 0,000006 |          |         |        |        |        |        |       |  |
| 6.  | 111*         |                              |                                          |          | 0,000014 |         |        |        |        |        |       |  |
| 7.  | 107          |                              |                                          |          |          | 0,0002  |        |        |        |        |       |  |
| 8.  | 103          |                              |                                          |          |          |         | 0,025  |        |        |        |       |  |
| 9.  | 120*         | 200                          | 0,000009                                 |          |          |         |        |        |        |        |       |  |
| 10. | 112*         |                              |                                          |          | 0,000006 |         |        |        |        |        |       |  |
| 11. | 108          |                              |                                          |          |          | 0,00005 |        |        |        |        |       |  |
| 12. | 104          |                              |                                          |          |          |         | 0,0017 |        |        |        |       |  |
| 13. | 10051        | 100                          |                                          |          |          |         |        | 0,0015 |        |        |       |  |
| 14. | 10041        | 50                           |                                          |          |          |         |        |        | 0,0001 |        |       |  |
| 15. | 1002         |                              |                                          |          |          |         |        |        |        | 0,004  |       |  |
| 16. | 1001         |                              |                                          |          |          |         |        |        |        |        | 0,02  |  |
| 17. | 1003         | 25                           |                                          |          |          |         |        |        |        | 0,0003 |       |  |
| 18. | 1000         |                              |                                          |          |          |         |        |        |        |        | 0,003 |  |

*\*podano wartość średnią prędkości odkształcania dla krzywych pełzania o charakterze schodkowym*

*Tabela 15. Prędkość odkształcania stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h w zależności od wartości naprężenia i temperatury pełzania. Grubość blachy – 8 mm*

| Lp. | Próbka<br>nr | Naprężenie<br>$\sigma$ , MPa | Prędkość pełzania $\dot{\epsilon}$ , %/h |          |         |       |     |     |     |     |     |  |
|-----|--------------|------------------------------|------------------------------------------|----------|---------|-------|-----|-----|-----|-----|-----|--|
|     |              |                              | Temperatura T, °C                        |          |         |       |     |     |     |     |     |  |
|     |              |                              | 300                                      | 350      | 400     | 450   | 500 | 550 | 600 | 650 | 700 |  |
| 1.  | 318*         | 300                          | 0,000008                                 |          |         |       |     |     |     |     |     |  |
| 2.  | 314*         |                              |                                          | 0,0001   |         |       |     |     |     |     |     |  |
| 3.  | 310          |                              |                                          |          | 0,003   |       |     |     |     |     |     |  |
| 4.  | 306          |                              |                                          |          |         | 0,05  |     |     |     |     |     |  |
| 5.  | 315*         | 250                          |                                          | 0,00004  |         |       |     |     |     |     |     |  |
| 6.  | 311          |                              |                                          |          | 0,0017  |       |     |     |     |     |     |  |
| 7.  | 307          |                              |                                          |          |         | 0,02  |     |     |     |     |     |  |
| 8.  | 320*         | 200                          | 0,000003                                 |          |         |       |     |     |     |     |     |  |
| 9.  | 316*         |                              |                                          | 0,000008 |         |       |     |     |     |     |     |  |
| 10. | 312          |                              |                                          |          | 0,00007 |       |     |     |     |     |     |  |
| 11. | 308          |                              |                                          |          |         | 0,003 |     |     |     |     |     |  |

*\*podano wartość średnią prędkości odkształcania dla krzywych pełzania o charakterze schodkowym*

*Tabela 16. Prędkość odkształcania stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h w zależności od wartości naprężenia i temperatury pełzania. Grubość blachy – 12 mm*

| Lp. | Próbka<br>nr | Naprężenie<br>σ, MPa | Prędkość pełzania $\dot{\epsilon}$ , %/h |     |         |         |         |       |     |       |     |  |
|-----|--------------|----------------------|------------------------------------------|-----|---------|---------|---------|-------|-----|-------|-----|--|
|     |              |                      | Temperatura T, °C                        |     |         |         |         |       |     |       |     |  |
|     |              |                      | 300                                      | 350 | 400     | 450     | 500     | 550   | 600 | 650   | 700 |  |
| 1.  | 416          | 300                  |                                          |     |         |         | 0,9     |       |     |       |     |  |
| 2.  | 431          | 250                  |                                          |     | 0,0002  |         |         |       |     |       |     |  |
| 3.  | 424          |                      |                                          |     |         | 0,04    |         |       |     |       |     |  |
| 4.  | 417          |                      |                                          |     |         |         | 0,25    |       |     |       |     |  |
| 5.  | 432          | 200                  |                                          |     | 0,00003 |         |         |       |     |       |     |  |
| 6.  | 425          |                      |                                          |     |         | 0,001   |         |       |     |       |     |  |
| 7.  | 418          |                      |                                          |     |         |         | 0,02    |       |     |       |     |  |
| 8.  | 411          |                      |                                          |     |         |         |         | 0,37  |     |       |     |  |
| 9.  | 426          | 150                  |                                          |     |         | 0,00015 |         |       |     |       |     |  |
| 10. | 419          |                      |                                          |     |         |         | 0,001   |       |     |       |     |  |
| 11. | 412          |                      |                                          |     |         |         |         | 0,045 |     |       |     |  |
| 12. | 420          | 100                  |                                          |     |         |         | 0,00035 |       |     |       |     |  |
| 13. | 413          |                      |                                          |     |         |         |         | 0,012 |     |       |     |  |
| 14. | 408          | 50                   |                                          |     |         |         |         |       |     | 0,003 |     |  |



*Tabela 18. Prędkość odkształcania stali mikrostopowej 15MnNbZr6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h w zależności od wartości naprężenia i temperatury pękania. Grubość blachy – 12 mm*

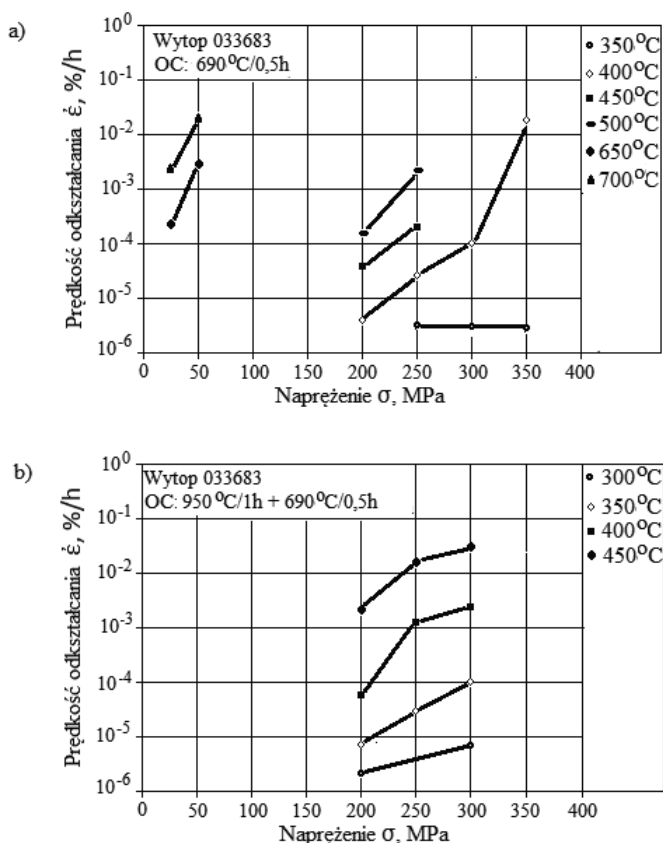
| Lp. | Nr próbki | Naprężenie $\sigma$ , MPa | Prędkość pękania $\dot{\epsilon}$ , %/h |     |     |     |     |      |     |      |
|-----|-----------|---------------------------|-----------------------------------------|-----|-----|-----|-----|------|-----|------|
|     |           |                           | Temperatura T, °C                       |     |     |     |     |      |     |      |
|     |           |                           | 300                                     | 350 | 400 | 450 | 500 | 550  | 600 | 700  |
| 1.  | 91        | 100                       |                                         |     |     |     |     | 0,12 |     |      |
| 2.  | 92        |                           |                                         |     |     |     |     |      | ~12 |      |
| 3.  | 93        | 50                        |                                         |     |     |     |     |      |     | 0,82 |

*Tabela 19. Prędkość odkształcania stali niestopowej C15 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i odpuszczonej 180°C/0,5 h w zależności od wartości naprężenia i temperatury pękania. Grubość blachy – 12 mm*

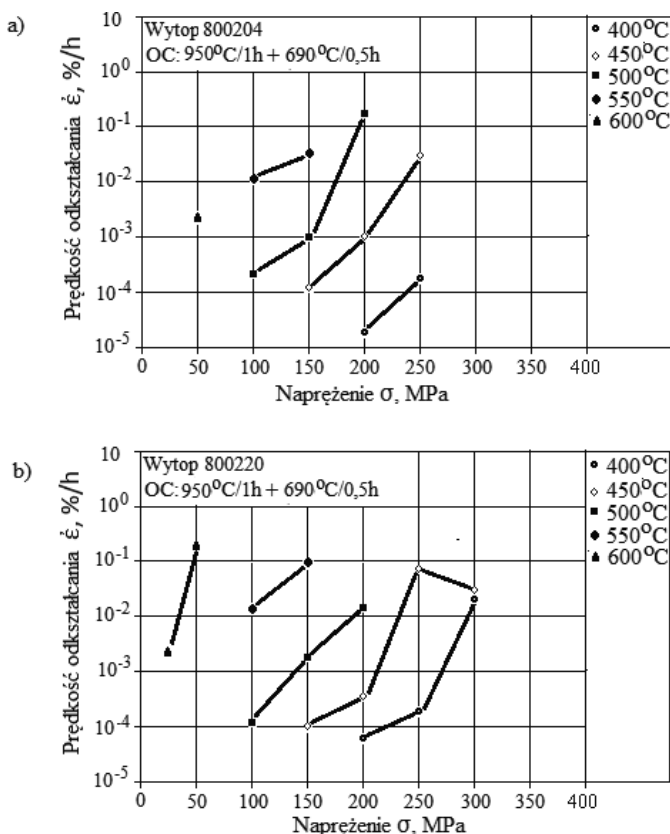
| Lp. | Nr próbki | Naprężenie $\sigma$ , MPa | Prędkość pękania $\dot{\epsilon}$ , %/h |     |     |     |     |      |     |     |
|-----|-----------|---------------------------|-----------------------------------------|-----|-----|-----|-----|------|-----|-----|
|     |           |                           | Temperatura T, °C                       |     |     |     |     |      |     |     |
|     |           |                           | 300                                     | 350 | 400 | 450 | 500 | 550  | 600 | 700 |
| 1.  | 01        | 100                       |                                         |     |     |     |     | ~2,2 |     |     |
| 2.  | 02        | 110                       |                                         |     |     |     |     | ~5,5 |     |     |

#### 4.5.2. Wpływ naprężenia na prędkość pełzania

Naprężenie obok temperatury jest najważniejszym czynnikiem zewnętrznym mającym wpływ na prędkości odkształcania podczas pełzania. Prędkość pełzania stali mikrostopowej 10MnVNB6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h, w temperaturze próby 300 i 350°C, przy wartości naprężenia od 200 do 350 MPa jest mała  $< 6 \cdot 10^{-6} \%$ /h. Podwyższenie temperatury próby powoduje na ogół wzrost prędkości odkształcania, a krzywe zależności  $\dot{\epsilon} = f(\sigma, T = \text{const})$  przyjmują najczęściej kształt paraboliczny (rys. 74a, temperatura próby 400°C). Stwierdzono, że w próbie pełzania stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h, w pewnych zakresach wartości temperatury prędkość pełzania zmniejsza się ze wzrostem naprężenia (rys. 75b).



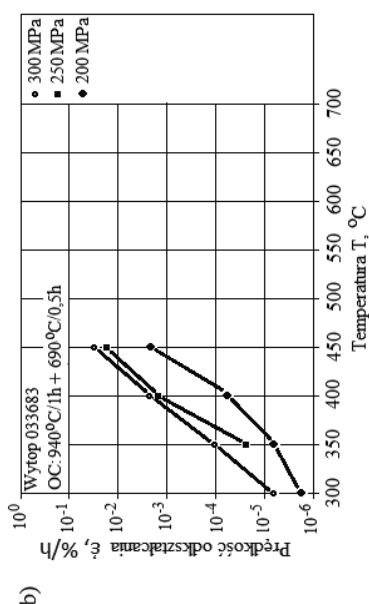
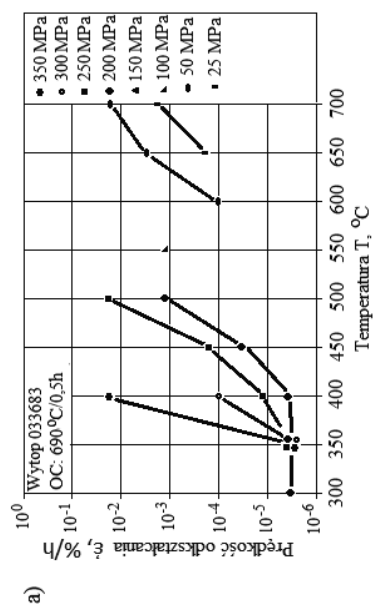
Rys. 74. Wpływ wartości naprężenia i temperatury próby pełzania na prędkość odkształcania stali mikrostopowej 10MnVNB6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (a) oraz wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (b). Grubość blachy – 8 mm



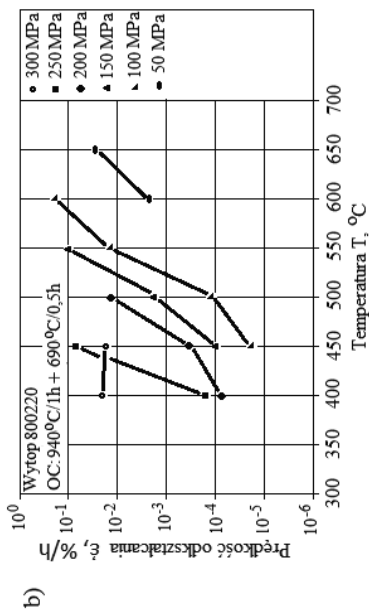
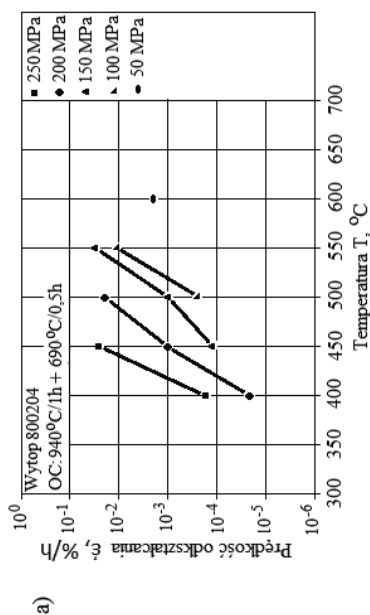
Rys. 75. Wpływ wartości napężenia i temperatury próby pełzania na prędkość odkształcania stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (a) i (b). Grubość blachy – 12 mm

#### 4.5.3. Wpływ temperatury na prędkość pełzania

Temperatura należy do podstawowych czynników zewnętrznych mających duży wpływ na prędkość pełzania. Prędkość pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h, w temperaturze od 300 do 350°C jest mała i nie przekracza wartości  $6 \cdot 10^{-6}$  %/h (rys. 76a). Podwyższenie temperatury pełzania przy ustalonej wartości napężenia zwykle prowadzi do zwiększenia prędkości odkształcania (rys. 76 i rys. 77). Krzywe zależności  $\dot{\epsilon} = f(T, \sigma = \text{const})$  mają przeważnie kształt paraboliczny. Stwierdzono, że przy pewnych wartościach napężenia, podwyższenie temperatury pełzania stali 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h prowadzi do zmniejszenia prędkości pełzania (rys. 77b).

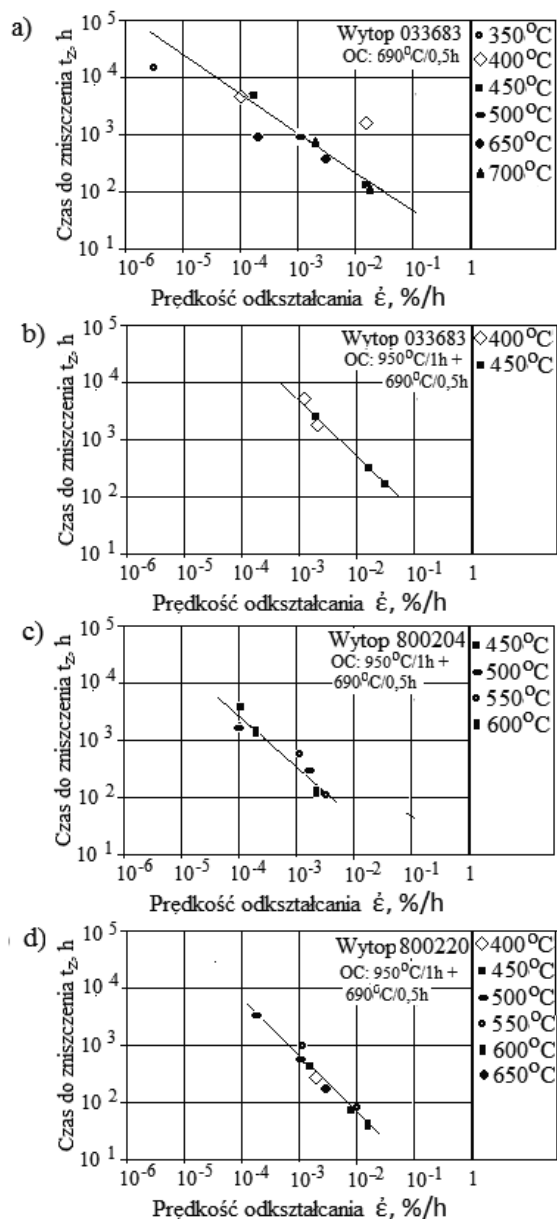


Rys. 76. Wpływ temperatury pełzania i naprężenia na prędkość odkształcania stali 10MnVb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (a) oraz wyżarzonej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (b). Grubość blachy – 8 mm



Rys. 77. Wpływ temperatury pełzania i naprężenia na prędkość odkształcania stali 10MnVb6 wyżarzonej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (a) i (b). Grubość blachy – 12 mm

#### 4.5.4. Czas do zniszczenia



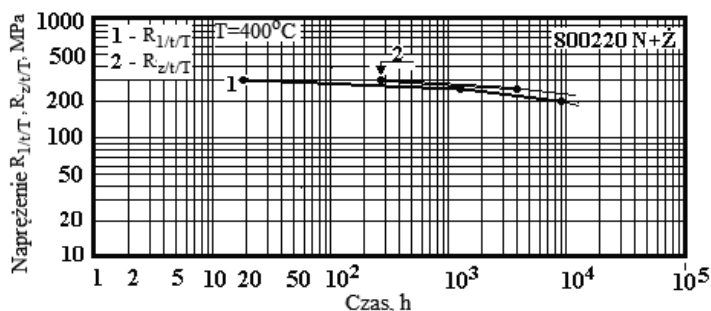
Rys. 78. Zależność czasu do zniszczenia  $t_z$  od prędkości pełzania ustalonego  $\dot{\epsilon}$  stali mikrostopowej 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h (a); wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h (b–d). Grubość blachy – 8 mm (a), (b); 12 mm (c), (d)

Na podstawie analizy wyników próby pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6 (tab. 7–11) stwierdzono silną zależność pomiędzy czasem do zniszczenia  $t_z$  i prędkością pełzania  $\dot{\epsilon}$ .

kością pełzania ustalonego  $\dot{\epsilon}$ . Zależność  $t_z = f(\dot{\epsilon})$  w układzie logarytmicznym jest liniowa. Zaobserwowano jednak pewne odstępstwa od tej zależności, które dotyczą szczególnie prób pełzania tej stali prowadzonych w temperaturze  $T = 350, 400$  i  $650^\circ\text{C}$  (rys. 78a). Stwierdzono również, że czas do zniszczenia  $t_z$  zależy od wstępnej obróbki cieplnej stali. Przy prędkości odkształcania  $\dot{\epsilon}$  czas do zniszczenia  $t_z$  jest większy dla stali wyżarzonej normalizująco  $950^\circ\text{C}/1\text{ h}$  i starzonej  $690^\circ\text{C}/0,5\text{h}$  niż dla stali starzonej po walcowaniu  $690^\circ\text{C}/0,5\text{ h}$  (rys. 78a–d).

#### 4.5.5. Granica pełzania i wytrzymałość na pełzanie

Granice pełzania  $R_{1/t/T}$  oraz wytrzymałość na pełzanie  $R_{z/t/T}$  dla stali mikrostopowej 10MnVNB6 określono na podstawie wyników próby pełzania (tab. 7–11) oraz wykresów zależności  $R_{1/t/T} = f(t)$  i  $R_{z/t/T} = f(t)$  od czasu pełzania w temperaturze próby – przykładowy wykres przedstawiono na rysunku 79, (tab. 20–23).



Rys. 79. Zależności granicy pełzania  $R_{1/t/T}$  i wytrzymałości na pełzanie  $R_{z/t/T}$  od czasu pełzania stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzonej normalizująco  $950^\circ\text{C}/1\text{ h}$  i starzonej  $690^\circ\text{C}/0,5\text{ h}$ . Temperatura  $T = 400^\circ\text{C}$ . Grubość blachy – 12 mm

Tabela 20. Granica pełzania  $R_{1/t/T}$  i wytrzymałość na pełzanie  $R_{z/t/T}$  stali mikrostopowej 10MnVNB6 starzonej po walcowaniu  $690^\circ\text{C}/0,5\text{ h}$  w zależności od czasu i temperatury. Grubość blachy – 8 mm

| Lp. | Temperatura<br>$T, ^\circ\text{C}$ | Granica pełzania $R_{1/t/T}$ , MPa |      |       | Wytrzymałość na pełzanie $R_{z/t/T}$ , MPa |      |       |
|-----|------------------------------------|------------------------------------|------|-------|--------------------------------------------|------|-------|
|     |                                    | Czas, h                            |      |       | Czas, h                                    |      |       |
|     |                                    | 100                                | 1000 | 10000 | 100                                        | 1000 | 10000 |
| 1.  | 400                                | 360                                | 310  | 280   | 440                                        | 400  | 295   |
| 2.  | 450                                | 270                                | 230  | 220   | 295                                        | 290  | 260   |
| 3.  | 500                                | 220                                | 185  | 160   | 270                                        | 198  | 180   |
| 4.  | 550                                | 130                                | 80   | 72    | 190                                        | 130  | 98    |
| 5.  | 600                                | 68                                 | 60   | 31    | 88                                         | 69   | 44    |
| 6.  | 650                                | 65                                 | 18   | 10    | 80                                         | 21   | 16    |
| 7.  | 700                                | 33                                 | 15   | 11    | 60                                         | 22   | 16    |

*Tabela 21. Granica pełzania  $R_{1/t/T}$  i wytrzymałość na pełzanie  $R_{z/t/T}$  stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h w zależności od czasu i temperatury. Grubość blachy – 8 mm*

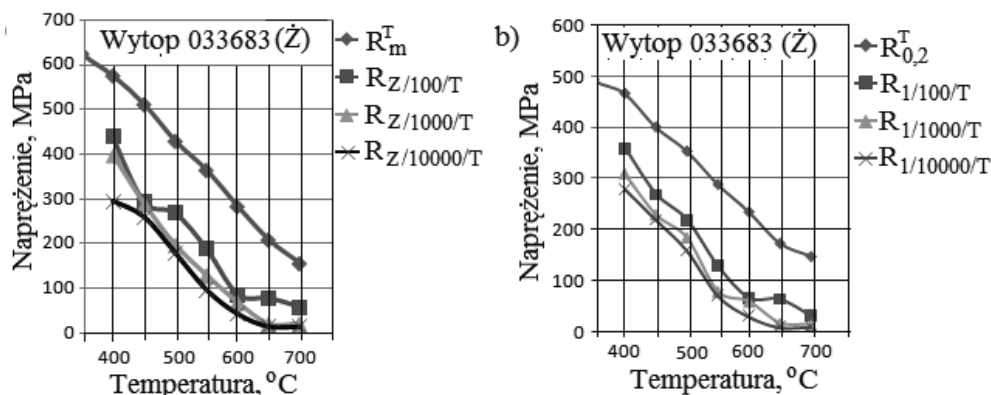
| Lp. | Temperatura<br>T, °C | Granica pełzania<br>$R_{1/t/T}$ , MPa |      |       | Wytrzymałość na pełzanie<br>$R_{z/t/T}$ , MPa |      |       |
|-----|----------------------|---------------------------------------|------|-------|-----------------------------------------------|------|-------|
|     |                      | Czas, h                               |      |       | Czas, h                                       |      |       |
|     |                      | 100                                   | 1000 | 10000 | 100                                           | 1000 | 10000 |
| 1.  | 400                  | 305                                   | 250  | 180   | 415                                           | 390  | 215   |
| 2.  | 450                  | 210                                   | 190  | 160   | 330                                           | 220  | 180   |

*Tabela 22. Granica pełzania  $R_{1/t/T}$  i wytrzymałość na pełzanie  $R_{z/t/T}$  stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h w zależności od czasu i temperatury. Grubość blachy – 12 mm (wytop 800204)*

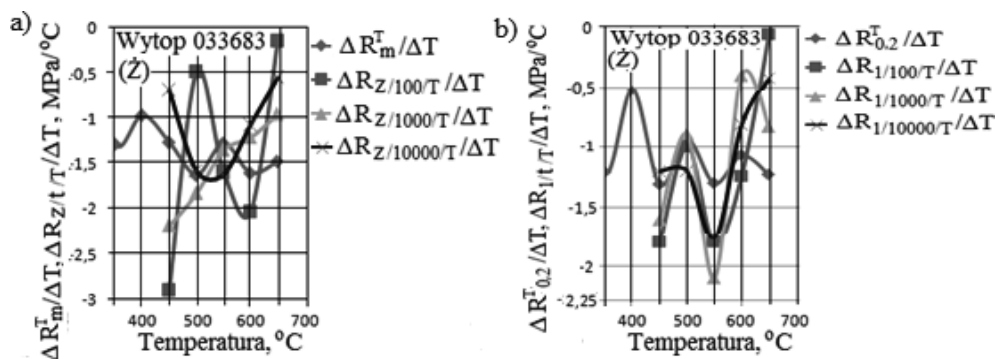
| Lp. | Temperatura<br>T, °C | Granica pełzania<br>$R_{1/t/T}$ , MPa |      |       | Wytrzymałość na pełzanie<br>$R_{z/t/T}$ , MPa |      |       |
|-----|----------------------|---------------------------------------|------|-------|-----------------------------------------------|------|-------|
|     |                      | Czas, h                               |      |       | Czas, h                                       |      |       |
|     |                      | 100                                   | 1000 | 10000 | 100                                           | 1000 | 10000 |
| 1.  | 400                  | 310                                   | 240  | 210   | 340                                           | 350  | 260   |
| 2.  | 450                  | 205                                   | 180  | 150   | 260                                           | 220  | 190   |
| 3.  | 500                  | 175                                   | 130  | 80    | 235                                           | 190  | 120   |
| 4.  | 550                  | 95                                    | 65   | 50    | 160                                           | 90   | 75    |
| 5.  | 600                  | 56                                    | 40   | 30    | 98                                            | 60   | 40    |

*Tabela 23. Granica pełzania  $R_{1/t/T}$  i wytrzymałości na pełzanie  $R_{z/t/T}$  stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 940°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h w zależności od czasu i temperatury. Grubość blachy – 12 mm (wytop 800220)*

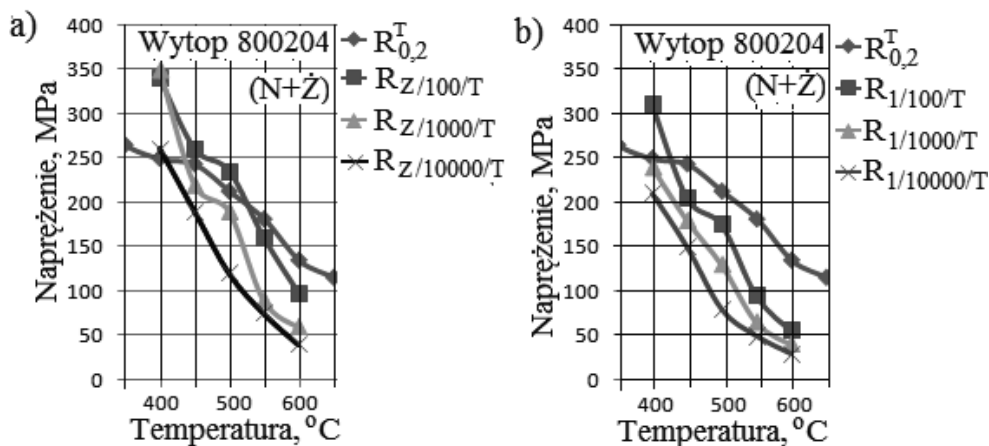
| Lp. | Temperatura<br>T, °C | Granica pełzania<br>$R_{1/t/T}$ , MPa |      |       | Wytrzymałość na pełzanie<br>$R_{z/t/T}$ , MPa |      |       |
|-----|----------------------|---------------------------------------|------|-------|-----------------------------------------------|------|-------|
|     |                      | Czas, h                               |      |       | Czas, h                                       |      |       |
|     |                      | 100                                   | 1000 | 10000 | 100                                           | 1000 | 10000 |
| 1.  | 400                  | 295                                   | 270  | 190   | 320                                           | 290  | 230   |
| 2.  | 450                  | 190                                   | 170  | 140   | 250                                           | 200  | 190   |
| 3.  | 500                  | 170                                   | 130  | 90    | 240                                           | 180  | 130   |
| 4.  | 550                  | 100                                   | 70   | 58    | 160                                           | 105  | 80    |
| 5.  | 600                  | 50                                    | 38   | 25    | 95                                            | 65   | 40    |
| 6.  | 650                  | 46                                    | 28   | 15    | 65                                            | 35   | 18    |



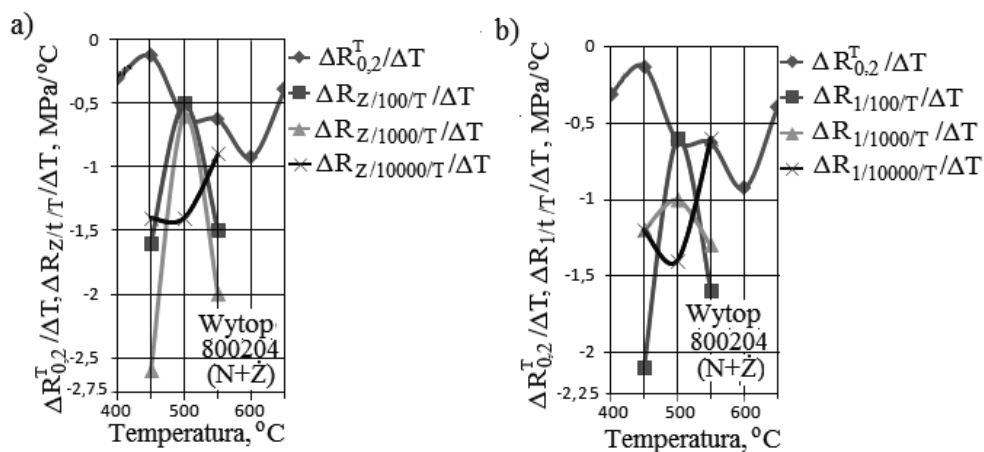
Rys. 80. Wpływ temperatury pełzania i próby rozciągania stali mikrostopowej 10MnVNB6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h na: a) wytrzymałość na pełzanie i wytrzymałość na rozciąganie, b) granicę pełzania i granicę plastyczności. Grubość blachy – 8 mm



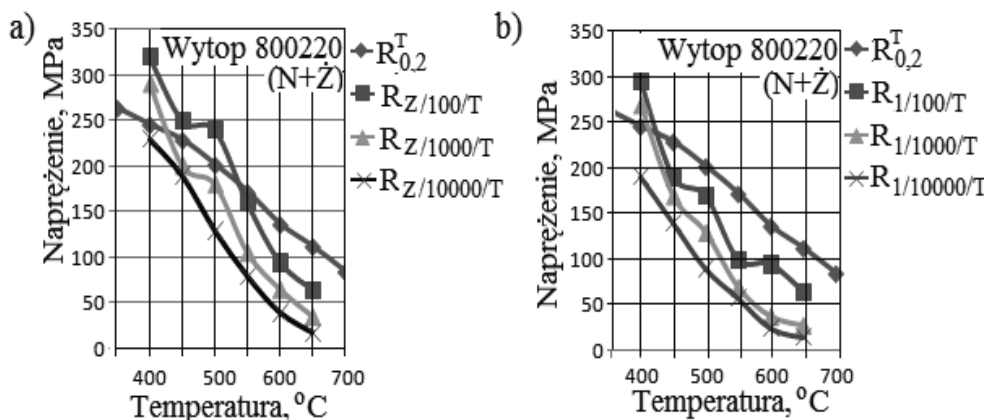
Rys. 81. Wpływ temperatury na przyrost właściwości wytrzymałościowych stali mikrostopowej 10MnVNB6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h: a) przyrost wytrzymałości na pełzanie i wytrzymałości na rozciąganie, b) przyrost granicy pełzania i granicy plastyczności. Grubość blachy – 8 mm



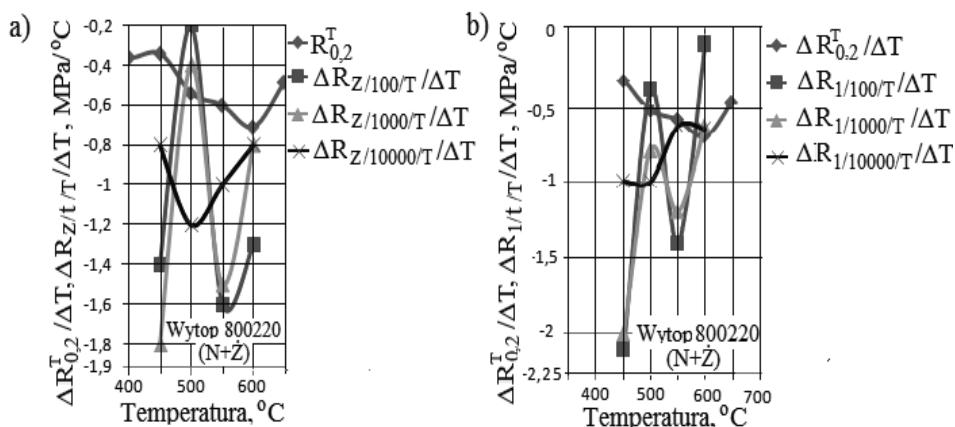
Rys. 82. Wpływ temperatury pełzania i próby rozciągania stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h na: a) wytrzymałość na pełzanie i granicę plastyczności, b) granicę pełzania i granicę plastyczności. Grubość blachy – 12 mm



Rys. 83. Wpływ temperatury na przyrost właściwości wytrzymałościowych stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h: a) przyrost wytrzymałości na pełzanie i granicy plastyczności, b) przyrost granicy pełzania i granicy plastyczności. Grubość blachy – 12 mm



Rys. 84. Wpływ temperatury pełzania i próby rozciągania stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h na: a) wytrzymałość na pełzanie i granicę plastyczności, b) granicę pełzania i granicę plastyczności. Grubość blachy – 12 mm



Rys. 85. Wpływ temperatury na przyrost właściwości wytrzymałościowych stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h: a) przyrost wytrzymałości na pełzanie i granicy plastyczności, b) przyrost granicy pełzania i granicy plastyczności. Grubość blachy – 12 mm

Analiza wartości granicy pełzania i wytrzymałości na pełzanie stali mikrostopowej 10MnVNB6 (tab. 20–23, rys. 80–85) pozwala stwierdzić, że zależą one od czasu dla którego były wyznaczone oraz temperatury i morfologii mikrostruktury tej stali. Są duże podobieństwa między granicą plastyczności  $R_{0,2}^T(T)$  i granicą pełzania  $R_{1/t}^T$  (rys. 80b, 84b), wytrzymałością na rozciąganie  $R_m^T(T)$  i wytrzymałością na pełzanie  $R_{z/t}^T$  (rys. 80a) oraz granicą plastyczności  $R_{0,2}^T(T)$  i wytrzymałością na pełzanie  $R_{z/t}^T$  (rys. 82a i 84a). Analiza krzywych ilorazu różnicowego zmiany wartości  $\Delta R_{0,2}^T$ ,  $\Delta R_m^T$ ,  $\Delta R_{1/t}^T$  oraz  $\Delta R_{z/t}^T$  przy zmianie temperatury o war-

tość  $\Delta T$  pozwala stwierdzić, że właściwości wytrzymałościowe stali w temperaturze do 700°C zmieniają się nierównomiernie. Na krzywych są silnie zaznaczone maksima i minima (rys. 81, 83 i 85).

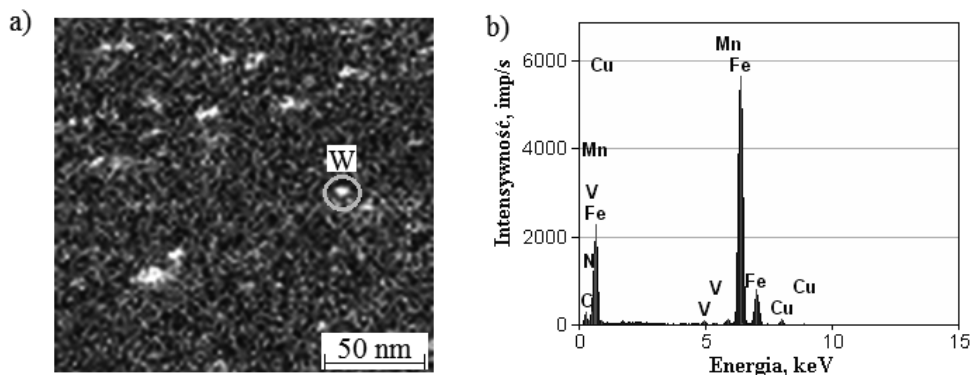
#### 4.5.6. Identyfikacja wydzielen po próbie pełzania

Identyfikację wydzielen występujących w osnowie stali mikrostopowej 10MnVNb6 po pełzaniu prowadzono głównie metodą punktową mikroanalizy składu chemicznego. Oprócz linii widma pochodzącego od atomów pierwiastków tworzących wydzielenia stwierdzono również obecność linii widma charakterystycznego pochodzącego od atomów pierwiastków osnowy.

Przyjęto, że jeżeli w widmie wzbudzenia oprócz linii żelaza i manganu występują również linie charakterystyczne wanadu lub niobu, to wtedy badane wydzielenie jest fazą typu VX lub NbX. Natomiast gdy w widmie pochodzącym od wydzielenia i od osnowy znajdują się linie charakterystyczne obu tych pierwiastków – wydzielenie jest fazą typu (Nb, V)X (węglikoazotek niobowo-wanadowy).

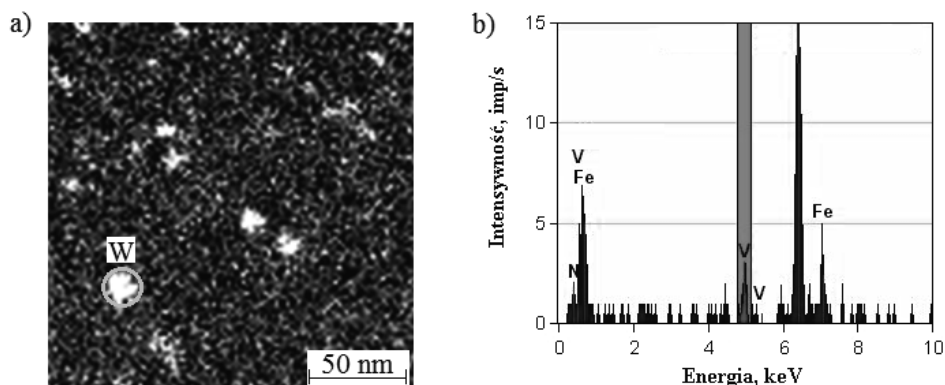
W mikrostrukturze stali 10MnVNb6 po pełzaniu w temperaturze 300 i 350°C nie stwierdzono istotnych zmian w wielkości i rozmieszczeniu wydzielen węglikoazotków Nb i V. Ich morfologia i skład chemiczny nie zmieniły się w porównaniu do stanu po obróbce cieplnej poprzedzającej próbę pełzania.

Analiza wyników badań stali 10MnVNb6 po próbie pełzania w temperaturze  $T = 400^\circ\text{C}$  pozwoliła stwierdzić, że wydzielenia o dużej dyspersji, o średnicy ok. 5 nm lub mniejszych, cechuje zawartość wanadu i brak niobu (rys. 86a i b). Natomiast w tej stali po obróbce cieplnej poprzedzającej próbę pełzania węglikoazotki zawierały zwykle wanad i niob.



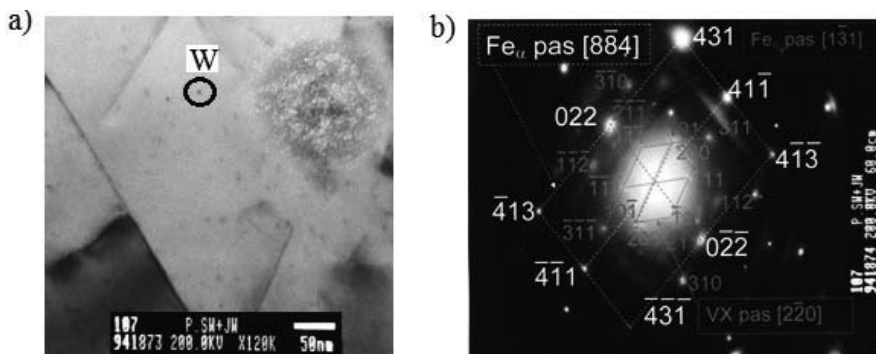
Rys. 86. Rozmieszczenie węglikoazotków wanadu w mikrostrukturze stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h po pełzaniu (a); widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego wydzielenia „W” (węglikoazotek wanadu) – metoda punktowej analizy rentgenowskiej EDS (b). Temperatura  $T = 400^\circ\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 300 \text{ MPa}$ , czas  $t = 10000 \text{ h}$ . Grubość blachy – 12 mm

Mikrostrukturę stali 10MnVNB6 po próbie pełzania w temperaturze  $T = 450^{\circ}\text{C}$  cechuje zbliżona morfologia. Stwierdzono jednak, że wydzielenia bogate w wanad są liczniejsze niż po pełzaniu w temperaturze  $T = 400^{\circ}\text{C}$ . Wartości średnicy tych wydzieli znajdują się w zakresie od 5 do 10 nm (rys. 87a). Mikroanaliza składu chemicznego wykazała, że cząstki fazy wydzielonej zawierają wanad, natomiast niob w nich nie występuje (rys. 87b).

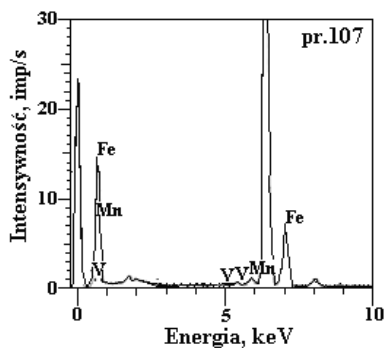


Rys. 87. Rozmieszczenie węglikoazotków wanadu w osnowie stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco  $950^{\circ}\text{C}/1\text{ h}$  i starzonej  $690^{\circ}\text{C}/0,5\text{ h}$  po pełzaniu (a); widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego EDS wydzielenia „W” (węglikoazotek wanadu) – metoda punktowej analizy rentgenowskiej EDS (b). Temperatura  $T = 450^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 300\text{ MPa}$ , czas  $t = 10000\text{ h}$ . Grubość blachy – 12 mm

Do identyfikacji tych wydzieli stosowano również metodę dyfrakcji. Stwierdzono, że w osnowie ferrytycznej stali mikrostopowej 10MnVNB6 występują węgliki/węglikoazotki wanadu (rys. 88a, b). Mikroanaliza składu chemicznego wydzielenia (rys. 88a – W) potwierdziła obecność wanadu. Natomiast nie stwierdzono obecności niobu w badanym obszarze (rys. 89).

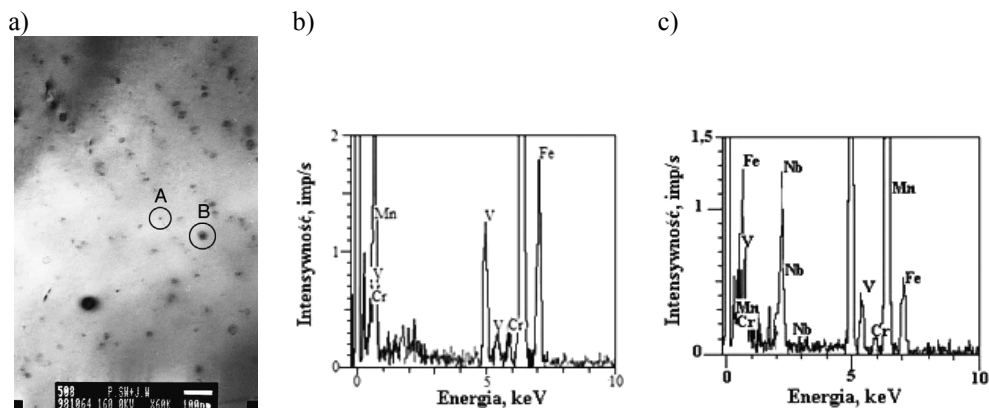


Rys. 88. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNB6 starzonej po walcowaniu  $690^{\circ}\text{C}/0,5\text{ h}$  po pełzaniu (a); obraz i rozwiązanie dyfrakcji wydzielenia W w osnowie ferrytu (b). Temperatura  $T = 450^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 250\text{ MPa}$ . Grubość blachy – 8



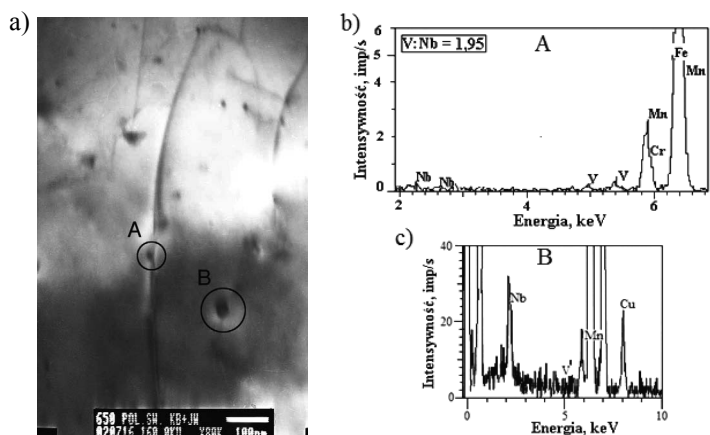
Rys. 89. Widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego wydzielenia (rys. 88a)

Na podstawie analizy wyników przeprowadzonych badań stwierdzono, że wydzielenia o średnicy  $\leq 5$  nm występujące w osnowie stali 10MnVNb6 po pełzaniu w temperaturze  $400 \leq T \leq 600^\circ\text{C}$  są węglikoazotkami wanadu. Natomiast duże wydzielenia o średnicy  $\geq 10$  nm są bogate w niob lub w niob i tytan (w stali z wytopu 033683) i cechują się małą zawartością wanadu (rys. 90).



Rys. 90. Mikrostruktura stali 10MnVNb6 wyżarzonej normalizująco  $950^\circ\text{C}/1$  h i starzonej  $690^\circ\text{C}/0,5$  h po pełzaniu (a); widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego węglikoazotka (rys. 90a – A) (b); widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego węglikoazotka (rys. 90a – B) (c). Temperatura  $T = 600^\circ\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 50$  MPa, czas  $t = 2843$  h. Grubość blachy – 12 mm

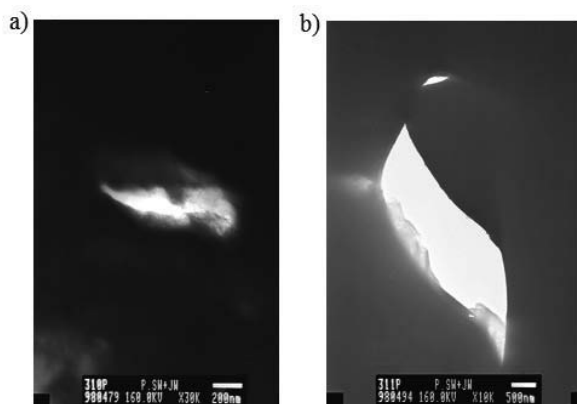
W ziarnach osnowy stali 10MnVNb6 po próbie pełzania w temperaturze  $650^\circ\text{C}$  występuje duża liczba wydzieli węglikoazotków o małej średnicy bogatych w wanad. Stwierdzono w nich małą zawartość niobu (rys. 91). W wydzieleniach występujących w osnowie stali po pełzaniu w temperaturze  $700^\circ\text{C}$  również stwierdzono małą zawartość niobu. Węglikoazotki o dużej średnicy występujące w osnowie stali po pełzaniu w temperaturze  $\geq 650^\circ\text{C}$  cechują się dużą zawartością niobu i małą – wanadu.



Rys. 91. Mikrostruktura stali 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h po pełzaniu (a); widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego węglikoazotka (rys. 91a – A) (b); widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego węglikoazotka (rys. 91a – B) (c). Temperatura  $T = 650^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 50 \text{ MPa}$ , czas  $t = 6664 \text{ h}$ . Grubość blachy – 8 mm

#### 4.5.7. Pękanie stali w próbie pełzania

Analiza krzywych prędkości i przyspieszenia odkształcania w próbie pełzania wykazała występowanie charakterystycznych pików. Świadczą one o chwilowym zwiększeniu prędkości pełzania oraz o jego przyspieszeniu i następnie wyraźnym zmniejszeniu. Pojawiające się piki na krzywej prędkości pełzania zwykle poprzedzały zwiększenie prędkości pełzania w stadium pełzania ustalonego lub zapoczątkowały przejście od stadium pełzania ustalonego do przyspieszonego.



Rys. 92. Mikrostruktura stali mikrostopowej 10MnVNb6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h po pełzaniu. Temperatura  $T = 400^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 300 \text{ MPa}$ , czas  $t = 3800 \text{ h}$  (a); temperatura próby  $T = 400^{\circ}\text{C}$ , naprężenie  $\sigma = 250 \text{ MPa}$ , czas  $t = 6880 \text{ h}$  (b). Grubość blachy – 8 mm

W mikrostrukturze stali mikrostopowej 10MnVNb6 po pełzaniu obserwowano jednocześnie występowanie pęknięć długości od kilkuset nm do kilku  $\mu\text{m}$ .

W mikrostrukturze stali po pełzaniu w niskiej temperaturze 350 i 400°C i dużej wartości naprężenia stwierdzono obecność pęknięć o kształcie litery S na granicach ziarn osnowy (rys. 92a i b).

# 5 Analiza wyników badań

Mikrostruktura stali 10MnVNb6 jest ferrytyczno-perlityczna. W badaniach mikroskopowych określono objętość względną ferrytu i perlitu, która wynosi odpowiednio 95 i 5% (rys. 38). Określono także wielkość ziarna ferrytu. W blachach o grubości 8 mm starzonych po walcowaniu 690°C/0,5 h średnica ziarna wynosi od 5 do 20  $\mu\text{m}$ . Po wyżarzeniu normalizującym 950°C/1 h i starzeniu 690°C/0,5 h średnica ziarna zmniejszyła się do zakresu od 3 do 10  $\mu\text{m}$ . W blachach o grubości 12 mm wyżarzonych normalizująco 950°C/1h i starzonych 690°C/0,5h wielkość ziarna wynosi od 5 do 12  $\mu\text{m}$ . Osnowę ferrytyczną umacniają węglikoazotki wanadu o średnicy <10 nm i węglikoazotki wanadowo-niobowe o średnicy >10 nm. Wielkość i rozmieszczenie węglikoazotków zależy od rodzaju zastosowanej obróbki cieplnej. Po wyżarzaniu normalizującym i starzeniu ich średnia wielkość w ziarnie ferrytu zwiększyła się (rys. 39–42). Dodatkowo na granicach ziarn ferrytu występują również węglikoazotki niobu o różnej morfologii i rozmiarach do 500 nm (rys. 43).

Stal mikrostopowa 10MnVNb6 charakteryzuje się dobrymi właściwościami mechanicznymi zarówno w temperaturze pokojowej (rys. 31) jak i w temperaturze podwyższonej (rys. 33–37). Zależą one od rodzaju zastosowanej obróbki cieplnej (rys. 32). Granica plastyczności stali mikrostopowej 10MnVNb6 zmniejsza się ze zwiększaniem grubości (średnicy) wyrobów (rys. 31).

Analiza wyników badań wskazuje, że wytrzymałość na rozciąganie i granica plastyczności stali mikrostopowej 10MnVNb6 zmniejsza się w różnym stopniu z podwyższeniem temperatury. Zależność wytrzymałości na rozciąganie  $R_m^T(T)$  i granicy plastyczności  $R_{0,2}^T(T)$  ma charakter nieliniowy. W określonych zakresach wartości temperatury: 350–450°C i 550–620°C następuje wyraźna stabilizacja wytrzymałości na rozciąganie  $R_m^T$  (rys. 33a) i granicy plastyczności  $R_{0,2}^T$  (rys. 33b, rys. 34–37). Ustalono zależność granicy plastyczności i jej pochodnych (ilorazów różnicowych) względem temperatury. Stwierdzono obecność maksymalnych jej wartości w temperaturze ok. 400 i 600°C (rys. 34, 35b, 36b i 37b).

Analiza charakteru krzywych pełzania stali 10MnVNb6 starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h oraz wyżarzonej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h w temperaturze pełzania 300 i 350°C pozwala stwierdzić, że mają one charakter schodkowy w całym zakresie czasu pełzania (rys. 48a, c, 50a; 51a, 52). Średnia wartość prędkości pełzania  $\dot{\epsilon}$  jest mała i wynosi od  $3 \cdot 10^{-6}$  do  $8 \cdot 10^{-6}\%$ /h, natomiast odkształcenie  $\epsilon < 1\%$ . Największa wartość przyspieszenia odkształcania stali charakteryzuje jego I stadium (rys. 50c, 51c). Przyspieszenie odkształcania w II stadium pełzania ustalonego wynosi od  $10^{-5}$  do  $10^{-7}\%$ /h<sup>2</sup> (rys. 50c).

Krzywe pełzania stali mikrostopowej 10MnVNb6, niezależnie od warunków obróbki cieplnej, w temperaturze 400°C dla małej wartości naprężenia mają także charakter schodkowy (rys. 54a, b). Stal starzona po walcowaniu 690°C/0,5 h cechuje się wówczas średnią wartością prędkości pełzania  $\dot{\epsilon} \leq 10^{-4}\%$ /h. Stal wyża-

rzoną normalizująco 950°C/1 h i starzoną 690°C/0,5 h charakteryzuje średnia wartość prędkości pełzania  $\dot{\epsilon} \leq 2 \cdot 10^{-4} \%/\text{h}$ , (tab. 3, pr. 111, 432). Odkształcenie  $\epsilon$  w zależności od wartości naprężenia osiąga wartość  $>1\%$  (rys. 55). Przyspieszenie odkształcania w stadium ustalonym pełzania wynosi wówczas  $\pm 5 \cdot 10^{-5} \%/\text{h}^2$ . Zwiększenie naprężenia pełzania  $>250$  MPa dla stali starzonej po walcowaniu 690°C/0,5 h oraz naprężenie  $>200$  MPa dla stali wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h prowadzi do zaniku schodkowego charakteru krzywych pełzania (rys. 55a i c).

Krzywe pełzania stali mikrostopowej 10MnVNB6 w temperaturze 450°C dla małej wartości naprężenia nadal zachowują charakter schodkowy w początkowym okresie pierwszego stadium pełzania. Z upływem czasu charakter ten zanika całkowicie (rys. 57a, b i c).

Duża wartość naprężenia pełzania stali 10MnVNB6 w temperaturze 500°C prowadzi do całkowitego zaniku charakteru schodkowego krzywej pełzania (rys. 60a–c) i wzrostu prędkości odkształcania. Średnia wartość prędkości pełzania stali 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h w tej temperaturze przy naprężeniu  $\sigma \geq 300$  MPa może osiągnąć wartość  $\dot{\epsilon} \geq 0,9\%/\text{h}$  (tab. 3, pr. 416). Na tej podstawie można przyjąć, że odkształcenie stali 10MnVNB6 przy małej wartości naprężenia odbywa się głównie przez poślizg wzdłuż granic ziarn, dyfuzję wzdłuż granic ziarn oraz wskutek powstawania pustek a następnie mikropęknięć. Dla dużej wartości naprężenia największy udział w odkształcaniu podczas pełzania ma poślizg wewnątrz ziarn ferrytu.

Analiza wyników badań pozwala stwierdzić, że prędkość pełzania stali mikrostopowej 10MnVNB6 wyżarzanej normalizująco 950°C/1 h i starzonej 690°C/0,5 h w temperaturze 450°C zmniejsza się po przekroczeniu określonej wartości naprężenia. Ustalono, że zwiększenie naprężenia w tej temperaturze od 250 do 300 MPa prowadzi do zmniejszenia wartości prędkości pełzania od 0,1 do ok. 0,01%/h (rys. 75b).

Podwyższenie temperatury pełzania zwiększa najczęściej prędkość pełzania stali mikrostopowej 10MnVNB6 (rys. 76a, b i 77a, b). Na przykład przy naprężeniu 350 MPa podwyższenie temperatury pełzania stali 10MnVNB6 zwiększa prędkość pełzania o ok. trzy rzędy. Najmniejszy wzrost prędkości pełzania tej stali cechuje zakres wartości temperatury od 400 do 450°C i od 600 do 650°C (rys. 74b, 75a i b, 76a, 77b).

Morfologia mikrostruktury stali mikrostopowej 10MnVNB6 po pełzaniu w temperaturze 300 i 350°C zmienia się w małym stopniu w porównaniu do morfologii mikrostruktury przed pełzaniem. Pod wpływem pełzania następuje niewielki wzrost gęstości dyslokacji, natomiast cementyt perlityczny ulega częściowej koagulacji (rys. 49a, b, rys. 53a, b). Morfologię mikrostruktury stali 10MnVNB6 po pełzaniu w temperaturze  $\geq 400^\circ\text{C}$ , której krzywe pełzania mają charakter schodkowy również cechuje mała różnica w porównaniu do morfologii tej stali przed próbą pełzania (rys. 56b, c, rys. 59b). Struktura dyslokacyjna stali 10MnVNB6, której krzywe pełzania nie mają charakteru schodkowego lub charakter ten ulega z upływem czasu pełzania zanikowi, cechuje znaczna gęstość dyslokacji (rys. 59c). W większości na dyslokacjach stwierdzono występowanie dużej liczby węgliko-

azotków wanadu o małych rozmiarach (rys. 59b, c i rys. 62b). Kolonie perlitu w okresie pełzania w temperaturze  $\geq 400^{\circ}\text{C}$  utraciły swój charakter. Płytki cementytu perlitycznego uległy częściowej lub całkowitej koagulacji (rys. 56a, 59a). Wielkość i rozmieszczenie węglikoazotków w ziarnach ferrytu do temperatury  $500^{\circ}\text{C}$  nie ulega zasadniczej zmianie.

Granica pełzania  $R_{1/T}(T)$  i wytrzymałość na pełzanie  $R_{z/T}(T)$  stali mikrostopowej 10MnVNB6 zmniejsza się w różnym stopniu wraz z podwyższeniem temperatury. W zakresie temperatury od  $450$  do  $550^{\circ}\text{C}$  i od temperatury  $600$  do  $670^{\circ}\text{C}$  następuje wyraźna stabilizacja wartości granicy pełzania  $R_{1/T}$  i wytrzymałości na pełzanie  $R_{z/T}$ . Ustabilizowanie się granicy pełzania i wytrzymałości na pełzanie potwierdzają występujące na krzywych ich pochodnych (ilorazów różnicowych) względem temperatury wyraźne maksima. Zwiększanie temperatury pełzania od  $450$  do  $550^{\circ}\text{C}$  i od  $600$  do  $670^{\circ}\text{C}$  powoduje małe zmiany tych właściwości stali. W zakresie temperatury od  $450$  do  $550^{\circ}\text{C}$  przyrost  $R_{z/T}(T)$  i  $R_{1/T}(T)$  wynosi od  $-2,5$  do  $-0,5$   $\text{MPa}/^{\circ}\text{C}$ , natomiast w temperaturze  $>600^{\circ}\text{C}$  wynosi od  $-1$  do  $-0,5$   $\text{MPa}/^{\circ}\text{C}$  (rys. 81, 83 i 85). Stwierdzono duże podobieństwo krzywych zależności  $R_{1/T}(T)$ ,  $R_{z/T}(T)$  i  $R_{0,2}^T(T)$  oraz ich pochodnych względem temperatury.

Podczas pełzania stali mikrostopowej 10MnVNB6 w temperaturze  $>400^{\circ}\text{C}$  przy dużej wartości naprężenia stwierdzono zmianę mechanizmu odkształcenia. Jednocześnie wystąpiła zmiana morfologii mikrostruktury, przede wszystkim ilości wydzieleń i struktury dyslokacyjnej. Gęstość dyslokacji w ziarnie ferrytu tej stali zwiększyła się w zakresie temperatury od  $400$  do  $500^{\circ}\text{C}$ . Największą gęstość dyslokacji stwierdzono po pełzaniu tej stali w temperaturze  $450^{\circ}\text{C}$  (rys. 59c). Można przyjąć, że w zakresie temperatury od  $400$  do ok  $550^{\circ}\text{C}$  przy dużej wartości naprężenia, zmienia się mechanizm odkształcania podczas pełzania. Dominującym mechanizmem odkształcania stali podczas pełzania jest poślizg wewnątrz ziarna.

Gęstość dyslokacji w osnowie ferrytycznej stali 10MnVNB6 po pełzaniu w temperaturze  $>500^{\circ}\text{C}$  maleje (rys. 65c, rys. 68b, 71a, b, 73a). Podwyższenie temperatury pełzania  $>500^{\circ}\text{C}$  prowadzi do zwiększenia liczby wydzieleń o dużej dyspersji  $d \leq 5$  nm oraz do zmniejszenia liczby wydzieleń o średnicy  $d > 5$  nm (rys. 65c).

Ustalono, że podwyższenie temperatury pełzania  $>550^{\circ}\text{C}$  do  $700^{\circ}\text{C}$  powoduje zmianę mechanizmu odkształcania. Stwierdzono mniejszą gęstość dyslokacji (rys. 68b, c, rys. 71a, b) oraz fakt że zmniejsza się liczba wydzieleń o dużych rozmiarach  $d \approx 20$  nm (rys. 68c, rys. 71c), a zwiększa się liczba małych wydzieleń o średnicy  $d \leq 5$  nm, cechujących się uporządkowanym rozmieszczeniem w osnowie – tworzą rzędy wzajemnie równoległe. Ponadto rzędy wydzieleń utworzone w temperaturze pełzania  $650$  i  $700^{\circ}\text{C}$  są zorientowane względem siebie pod małym kątem (rys. 71b, c, 73a). Jednocześnie duże wydzielienia występują w osnowie stali rzadko i mają kształt eliptyczny. Oś duża tych wydzieleń tworzy z liniami rzędów kąt prosty (rys. 45c). Można zatem przyjąć, że w temperaturze pełzania ok.  $550^{\circ}\text{C}$  zmniejsza się rola pełzania dyslokacyjnego, które przechodzi w pełzanie dyfuzyjne Nabarro-Herringa. Zmiana mechanizmu odkształcania podczas pełzania w temperaturze  $>550^{\circ}\text{C}$  powoduje stabilizację prędkości pełzania, granicy pełzania i wytrzymałości na pełzanie (rys. 74a, 76a, 77b).

Stwierdzono liniową zależność między logarytmem prędkości pełzania i logarytmem czasu do zniszczenia stali mikrostopowej 10MnVNb6 w próbie pełzania. Czas do zniszczenia tej stali w dużym stopniu zależy od wielkości ziarna (rys. 78a–d).

Analiza wyników badań wykazuje, że stal mikrostopowa 15MnNbZR6 oraz stal niestopowa gatunek C15 mają małą odporność na pełzanie w porównaniu do stali 10MnVNb6 w temperaturze  $>500^{\circ}\text{C}$  (rys. 64a–c, 66c, rys. 69a).

Należy przyjąć, że główną przyczyną małej odporności na pełzanie stali mikrostopowej 15MnNbZR6 w temperaturze  $>500^{\circ}\text{C}$  jest mała objętość względna cząstek fazy umacniającej o dużej dyspersji oraz nierównomierne ich rozmieszczenie w osnowie stali.

## 6 Wnioski

1. Stal mikrostopowa 10MnVNb6 cechuje się wysoką wytrzymałością na rozciąganie i granicą plastyczności w temperaturze pokojowej.
2. Właściwości wytrzymałościowe stali mikrostopowej 10MnVNb6, takie jak wytrzymałość na rozciąganie  $R_m^T$  i granica plastyczności  $R_{0,2}^T$  w temperaturze  $\leq 300^\circ\text{C}$  zmniejszają się w małym stopniu w porównaniu z właściwościami określonymi w temperaturze pokojowej
3. Właściwości wytrzymałościowe  $R_m^T$  i  $R_{0,2}^T$  tej stali w temperaturze  $> 300^\circ\text{C}$  ulegają dużemu zmniejszeniu, szczególnie w zakresie temperatury od 300 do ok.  $400^\circ\text{C}$  i od 500 do ok.  $600^\circ\text{C}$ .
4. Stal mikrostopowa 10MnVNb6 w zakresie temperatury od 400 do  $500^\circ\text{C}$  i od 600 do  $700^\circ\text{C}$  wykazuje dużą stabilizację wytrzymałości na rozciąganie  $R_m^T$  i granicy plastyczności  $R_{0,2}^T$ .
5. Stal mikrostopowa 10MnVNb6 cechuje się dużą odpornością na pełzanie w porównaniu do stali niestopowej i niektórych gatunków stali niskostopowej, stosowanych do budowy urządzeń do pracy w podwyższonej temperaturze.
6. Stal mikrostopowa 10MnVNb6 cechuje się dużą wytrzymałością na pełzanie  $R_{z/t/T}$  i granicą pełzania  $R_{1/t/T}$ , przynajmniej w temperaturze  $\leq 550$  i w czasie  $\leq 10000$  h.
7. W zakresie temperatury od ok.  $450$  do ok.  $500^\circ\text{C}$  i od 600 do ok.  $670^\circ\text{C}$  następuje duże ustabilizowanie wytrzymałości na pełzanie  $R_{z/t/T}$  i granicy pełzania  $R_{1/t/T}$ , przy czym dolne granice tych zakresów temperatury przy długim czasie pełzania przesuwają się w kierunku mniejszych wartości temperatury.
8. Morfologia mikrostruktury stali 10MnVNb6 pod wpływem pełzania w temperaturze  $< 400^\circ\text{C}$  i w czasie  $\leq 20000$  h ulega zmianie w małym stopniu. Zmienia się morfologia perlitu, natomiast dyspersja węglikoazotków Nb i V nie ulega zmianie w porównaniu do dyspersji ukształtowanej obróbką cieplną poprzedzającą próbę pełzania.
9. Morfologia mikrostruktury stali 10MnVNb6 pod wpływem pełzania w temperaturze  $\geq 400^\circ\text{C}$  do ok.  $500^\circ\text{C}$ , niezależnie od czasu pełzania ulega zmianie w znacznym stopniu. Kolonie perlitu ulegają rozpadowi – następuje koagulacja cementytu perlitycznego. Wzrasta ilość wydzieleni o małych rozmiarach i zwiększa się gęstość dyslokacji. Występująca w osnowie sieć dyslokacji jest gęsto dekorowana wydzieleniami węglikoazotków wanadu o średnicy  $\leq 5$  nm.
10. Pod wpływem pełzania w temperaturze od  $> 500^\circ\text{C}$  do ok.  $550^\circ\text{C}$  morfologia mikrostruktury stali 10MnVNb6 ulega dużej zmianie. Perlit całkowicie zanika, zmniejsza się gęstość dyslokacji, a występujące w osnowie ferrytycznej dyslokacje są gęsto dekorowane wydzieleniami węglikoazotków wanadu o małych rozmiarach. Zmniejsza się ilość wydzieleni o średnicy w zakresie od 10 nm do ok. 20 nm.

11. W temperaturze pełzania  $\geq 550^{\circ}\text{C}$  morfologia mikrostruktury stali zmienia się w dużym zakresie. Zmiany polegają na: zaniku perlitu – nawet po małym czasie pełzania, drastycznym zmniejszeniu gęstości dyslokacji, zaniku wydzielen o średnicy w zakresie od 5 do ok. 20 nm oraz pojawieniu się dużej ilości równoległych szeregów małych wydzielen (o średnicy  $\leq 5$  nm), które wskazują, że w temperaturze  $>550^{\circ}\text{C}$  decydującą rolę w odkształcaniu stali odgrywają takie procesy, jak: rozpuszczanie węglikoazotków V i Nb, przemieszczanie atomów tych pierwiastków drogą dyfuzji oraz ich wydzielanie z osnowy w postaci węglikoazotków.
12. W osnowie stali 10MnVNb6 pod wpływem pełzania w temperaturze przewyższającej  $600^{\circ}\text{C}$ , wskutek procesu wydzielania, tworzą się szeregi wydzielen (o średnicy  $d \leq 5$  nm) zorientowanych względem siebie pod małym kątem. Wskazuje to, że odkształcenie przez wzajemny obrót i poślizg ziarn (wzdłuż ich granic) odgrywa w tych warunkach pełzania znaczącą rolę.
13. Dominującym mechanizmem odkształcania stali 10MnVNb6 w warunkach pełzania w temperaturze  $<400^{\circ}\text{C}$  jest poślizg ziarn wzdłuż ich granic (pełzanie Coble'a), w temperaturze  $>400$  do ok.  $550^{\circ}\text{C}$  pełzanie dyslokacyjne a w temperaturze  $>550^{\circ}\text{C}$  pełzanie Nabarro – Herringa.
14. Stabilizacja właściwości wytrzymałościowych stali 10MnVNb6 w temperaturze  $>450^{\circ}\text{C}$  jest wynikiem zachodzących procesów wydzielania (węglikoazotków V i Nb o średnicy  $\leq 5$  nm), które są ściśle powiązane z procesami rozpuszczania (węglikoazotków V i Nb) i mechanizmami odkształcania, które ujawniają się w procesie pełzania.

## Literatura

- [1] Abrahamson E.P., Lopata S.L.: Trans. 1966, AIME 236, p. 76.
- [2] Adamczyk J.: *Kształtowanie struktury i własności użytkowych wyrobów hutniczych w procesach wytwarzania*. Materiały pomocnicze konferencji „Termoobrobka '98”, 1, Ustroń 1998.
- [3] Adamczyk J.: *Inżynieria wyrobów stalowych*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2000.
- [4] Akiyama N., Takashima S., Kaji H., Takahashi I., Otomo A.: *Development of KLC Process for manufacturing steel plates by on-line accelerated cooling*. Proceedings of the International Conference on Accelerated Cooling of Steel, TMS-AIME, 367, Warrendale, PA, 1986.
- [5] Anderson P., Bellgardt T., Jones F.L.: *Creep deformation in a modified 9Cr-1Mo steel*. Mater. Sc. Technol. 2003, t. 19, No. 2, pp. 207–213.
- [6] Andrade E.N.: *On the viscous flow in metals and allied phenomena*. Proc. Roy. Soc., A84, London, pp. 1–12.
- [7] Ashby M.F.: *Micromechanisms of fracture in static and cyclic failure*. Cambridge 1979.
- [8] Ashby M.F.: *The deformation of plastically non-homogeneous materials*. "Philosophical Magazine" 1970, 21, p. 399.
- [9] Ashby M.F.: *Acta Met.* 1972, 20, p. 887.
- [10] Averbach B.L. et al.: *Fracture*. Swamscott Conference, New York–London 1959.
- [11] Bailey J.E., Hirsch P.B.: *The dislocation distribution, flow stress, and stored energy in cold-worked polycrystalline silver*. "Philosophical Magazine" 1960, 5, p. 485.
- [12] Bakalarski J., Lubuska A., Wieczorek E., Bala S., Madej W., Zubik T.: *Sposób wytwarzania półwyrobów stalowych przeznaczonych do głębokiego tłoczenia*. Patent nr 122290, 1984.
- [13] Bakalarski J., Lubuska A., Wieczorek E., Bala S., Madej W., Zubik T.: *Sposób wytwarzania półwyrobów stalowych przeznaczonych do głębokiego tłoczenia*. Patent tymczasowy nr 122290, 1983.
- [14] Baker R.G., Nutting J.: *Precipitation process in steels*. Iron and Steel Institute Special Report, 64, London 1959.
- [15] Baker T.N.: *Subgrain and dislocation strengthening in controlled – rolled microalloyed steels*. *Hot Working and Forming Processes*, ed. C.M. Sellars, G.J. Davies, London 1979, p. 32.
- [16] Batsoulas N.D.: *Mathematical description of the mechanical behavior of metallic materials under creep conditions*. Review. J. Mater. Sc. 1997, t. 32, No. 10, pp. 2511–2527.
- [17] Batsoulas N.D.: *New model describing creep of metallic materials under variable temperatures*. Steel Res. 1994, t. 65, No. 3, pp. 114–119.
- [18] Batsoulas N.D.: *Prediction of metallic materials relaxation at elevated temperature*. Steel Res. 2003, t. 74, No. 3, pp. 176–180.
- [19] Beaver H.O.: "Metal Progress" 1954, Vol. 66, No. 4, pp. 115–119.
- [20] Bhadeshia H.K.D.H.: *Phase transformations contributing to the properties of modern steels*. Bulletin of the Polish Academy of Sciences. "Technical Sciences" 2010, Vol. 55, No. 2, pp. 255–263.

- [21] *BHP Research & new Technology*. Melbourne Research Laboratories, November 1988.
- [22] Bleck W.: *Using the TRIP effect – the dawn of a promising group of cold formable steels*. GRIP's Sparkling Worlds of Steel, Vol. 1, Proceedings of the International Conference on TRIP – aided high strength ferrous alloys, ed. B.C. De Cooman, Ghent, Belgium 06. 2002, 13, pp. 19–21.
- [23] Blicharski M.: *Inżynieria Materiałowa. Stal*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 2004.
- [24] Blicharski M.: *Odształcanie i pękanie*. Uczelniane Wydawnictwo Naukowo-Dydaktyczne AGH, Kraków 2002.
- [25] Blum W., Gotz G.: *Evolution of dislocation structure in martensitic steels: the subgrain size as a sensor for creep strain and residual creep life*. Steel Res. 1999, t. 70, No. 7, pp. 274–278.
- [26] Blum W., Eisenlohr P., Breutinger F.: *Understanding creep-a review*. Metall. and Mat. Trans. 2002, t. 33A, No. 2, pp. 291–303.
- [27] Bolanowski K.: *Zachowanie się stali konstrukcyjnych mikrostopowych na przykładzie stali 10G2VNb w warunkach podwyższonych temperatur*. Praca doktorska, Kraków 1995.
- [28] Bolanowski K.: *Wpływ technologii wytwarzania i próbnej eksploatacji kotłów na własności i strukturę stali mikrostopowej z dodatkami Nb-V-N zastosowanej na rury i płaszcz walczaka*. Sprawozdanie końcowe z wykonania prac badawczo-rozwojowych. Projekt celowy KBN nr 7 T08B 043 96 C/3028, Kielce 2000.
- [29] Bolanowski K.: *Properties of low-alloy steel 10G2VNb with niobium, vanadium and nitrogen*. „Inżynieria Materiałowa” 2001, nr 4, s. 234–236.
- [30] Bolanowski K.: *Structure and properties of MA steel with rare earth elements additions*. Archives of Metallurgy and Materials 2005, Vol. 50, Issue 2, pp. 327–332.
- [31] Bolanowski K.: *Dispersion strengthened low-alloy steel*. "Archives of Metallurgy and Materials" 2008, Vol. 53, Issue 1, pp. 113–116.
- [32] Bolanowski K.: *Próbka do prób pełzania w jednoosiowym gradientowym stanie naprężenia i urządzenie do prowadzenia prób pełzania*. Zgłoszenie patentowe, 2013.
- [33] Bolanowski K.: *Próbka do prób pełzania w jednoosiowym stanie naprężenia do prowadzenia prób na blachach cienkich i foliach*. Zgłoszenie patentowe, 2013.
- [34] Brehm H., Daehn G.S.: *A framework for modeling creep in pure metals*. Metall. and Mat. Trans. 2002, t. 33A, No. 2, pp. 363–371.
- [35] Brózda J., Pilarczyk J., Zeman M.: *Spawalnicze wykresy przemian austenitu CTPc-S*. Wydawnictwo Śląsk, Katowice 1983.
- [36] Brzyska W.: *Co warto wiedzieć o pierwiastkach ziem rzadkich*. Laboratoria Aaratura Badania LAB 5/2000, s. 31–32, 38.
- [37] Bunghardt K., Kind K., Oelsen W.: „Archiv Eisen hüttenwesen” 1955, Vol. 26, s. 61–66.
- [38] Burton B.: *Theoretical assessment of influence of deformation induced heating on mechanical behavior et elevated temperatures*. Mater. Sc. Technol. 2000, t. 16, No. 2, pp. 175–186.
- [39] Burton B.: *Theory of bubble growth in crystals under stress*. Mater. Sc. Technol. 2001, t. 17, No. 4, pp. 399–402.

- [40] Butnicki S.: *Spawalność i kruchość stali*. PWN, Warszawa 1979, pp. 256–265.
- [41] Butnicki S.: *Spawalność i kruchość stali*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 1979.
- [42] Carlson O.N., Ghaneya A.H., Smith J.F.: *Bull. Alloy Phase Diagrams* 1985, 6, p. 115.
- [43] *Charakterystyki stali. Stale do pracy w temperaturach podwyższonych i obniżonych*. Instytut Metalurgii Żelaza im. S. Staszica w Gliwicach, Wydawnictwo Śląsk, Katowice 1984.
- [44] Charewicz W.: *Metale ziem rzadkich*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 1990.
- [45] Chen C.Y., Yen H.W., Kao F.H., Li W.C., Huang C.Y., Yang J.R., Wang S.H.: *Precipitation hardening of high-strength low-alloy steels by nanometersized carbides*. "Material Science and Engineering" 2009, A499, pp. 162–166.
- [46] Chmiel H., Drozda W.: *Wytwarzanie rur ze stali mikrostopowej w gatunku 10G2VNb w warunkach huty Andrzej S.A.* Materiały konferencyjne z Konferencji Naukowo-Technicznej „Nowoczesne Stale dla Energetyki”, „Mechanika” 1999, nr 69, Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej, Kielce, s. 53–59.
- [47] Cho K., Garcia C.I., Shu H., Chen T.R., DeArdo A.J.: *Development of the 590-780-980 Nb-bearing dual-phase steels for production on continuous galvanizing lines*. International Conference on microalloyed steels: Processing, Properties and Performance, Pittsburgh-Pennsylvania (USA), 16–19.07.2007, p. 313.
- [48] Cooman De B.H., Speer J.G., Pyshmintsev I.Y., Yoshinaga N.: *Materials design. The key to moder steel products*. GRIPS Media GmbH, Bad Harzburg 2007.
- [49] Christ B.W., Swanson S.R.: *Alignment problems in the tensile test*. J. Test. Eval. 1976, 4, p. 405.
- [50] Coble R.L.: J. Appl. Phys. 1963, p. 1679.
- [51] Copreaux J., Lanteri S., Schmitt J.H.: *Effect of precipitation on the development of dislocation substructure in low carbon steels during cold deformation*. "Materials Science and Engineering" 1993, A164, p. 201.
- [52] Cuddy L.J., Raley J.C.: *Austenite grain coarsening in microalloyed steels*. Metallurgical Transactions 14A, 1983, 1989.
- [53] Czyrska-Filemonowicz A., Dubiel B., Wasilkowski A.: *Żaroodporne i żarowytrzymałe stopy ODS umocnione nanocząsteczkami tlenków*. Fotobit, Kraków 2004.
- [54] Ducki K.J.: *Mikrostrukturalne aspekty procesów odkształcenia, wydzielania i umacniania w austenitycznym nadstopie Fe-Ni*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2010.
- [55] Duckworth W.E.: *Structural steel development in Japan and elsewhere*. BISRA Restr. Rep. MG/186/66, 1967.
- [56] Dunkan J.L.: *Zagadnienia pełzania i plastyczności*. Materiały Konferencji Szkoleniowej, Jabłonna 1973.
- [57] Eberle M., Jones F.L.: *Creep deformation in a modified 9Cr-1Mo steel-theta projection approach to prediction of creep properties*. Mater. Sc. Technol. 2003, t. 19, No. 2, pp. 214–218.
- [58] Ermakov V.S.: *Cyclic Aging of high temperature alloys of the (nickel – base) EI437 type*. Metallovedenie I Term. Obrabotka Metallov, April 1969, 4, pp. 14–19.

- [59] Ellyin F., Xia. Z.: *A rate-dependent inelastic constitutive model*. Part 1, *Elastic-plastic flow*. J. Eng. Mat. and Technol. 1991, t. 113, No. 3, pp. 314–323.
- [60] Finnie I., Heller W.R.: *Pełzanie materiałów konstrukcyjnych*. WNT, Warszawa 1962.
- [61] Friedel J.: *Dislocations*. Pergamon Press, New York 1967.
- [62] Funakawa Y., Shiozaki T., Tomita K., Yamamoto Y., Maeda E.: *Development of high strength hot-rolled sheetsteel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides*. ISIJ International 44, 2004, pp. 1945–1951.
- [63] Garofalo F.: *Fundamentals of creep and creep rupture in metals*. MacMillan Company, New York–London 1970.
- [64] Geck P., Sohmshetty R., Zaluzec M., Johnson C.: *CAE analysis for IMPACT Project (Improved Materials and Powertrain Architecture for 21st Century Trucks)*. International Conference on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications Proceedings, 6–9.06.2004, Winter Park-Colorado (USA), p. 19.
- [65] Geisler A.H.: *Trans. AIME*, 180, 230, 1949, Philadelphia Meeting, October 1948.
- [66] Gibson R.C., Brophy J.H.: *Ultra-fine grain metals*. Syracuse University Press, New York 1970, p. 377.
- [67] Gladman T., Dulieu D. and McIvor I.D.: *Structure-property relationship in High Strength Microalloyed Steels*. Microalloying'75, ed. Korchynsky M., Union Carbide Corp., New York 1976, p. 32.
- [68] Gladman T.: *The Physical Metallurgy of Microalloyed Steels*. The Institut of Materials, London 1997.
- [69] Glazur A.: *Prace przemysłu okrętowego, prowadzone w problemie 02.1.1, ujmujące stan osiągnięć oraz potrzeby badawcze na rok 1973*. II Ogólnopolska Konferencja „Stale spawalne o podwyższonej wytrzymałości”, Gliwice–Częstochowa 22–24.06.1972, s. 257–260.
- [70] Gray J.M., Jones B.L.: *Application of high strength Low alloy steels: Microalloying on Macro Scale, Perspectives in Metallurgical Development*. The Metals Society, London 1984, p. 188.
- [71] Greenwood J.N., Miller D.R., Snitzer J.W.: "Acta Metallurgica" 1954, 2, p. 250.
- [72] Greenfield P.: *Creep of metals at high temperatures*. ME/9 Mills&Boon Ltd., London 1972.
- [73] Griffith A.A.: *Phil. Trans Royal Soc.* 1920, A221, p. 163.
- [74] Grzechowski S.: *Sprawozdanie z badań nr 1293/1966*. Instytut Metalurgii Żelaza, Gliwice 1966.
- [75] Hald J., Korcakova L.: *Precipitate stability in creep resistant ferritic steels – experimental investigations and modelling*. ISIJ Int. 2003, t. 43, No. 3, pp. 420–427.
- [76] Hale K.F., McLean: *J.I.S.I.*, 1963, p. 337.
- [77] Hall E.O.: *Deformation and aging of mild steel: III of Results*. Proceedings of the Physical Society B64, 1951, p. 747.
- [78] Hannerz N.E., Valland G., Easterling K.: *Influence of niobium on the microstructure and mechanical properties of submerged arc weld metals for C-Mn steels*. IIW DOC. II-2, 72, 1972.
- [79] Hayhurst D.R.: *The effects of test variables on scatter in high-temperature tensile creep rupture data*. Int. J. Mech. Sci. 1974, 16, p. 829.

- [80] Hernas A.: *Żarowytrzymałość stali i stopów*. Cz. I, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 1999.
- [81] Hirsch P.B., Howie A. et al.: *Electron Microscopy of Thin Crystals*. London 1965, p. 422.
- [82] Hodgson P.D., Gibbs R.K.: *Mathematical model to predict the final properties of hot rolled C-Mn and Microalloyed Steels*. Mathematical Modeling of Hot Rolling of Steel, ed. Yue S., CIMM, Hamilton 1990, p. 76.
- [83] Ho K., Krempl E.: *The modelling of unusual rate sensitivities inside and outside the dynamic strain aging regime*. J. Eng. and Technol. 2001, t. 123, No. 1, pp. 28–35.
- [84] Hodgson P.D., Gibbs R.K.: *Mathematical model to predict the final properties of hot rolled C-Mn and Microalloyed Steels*. ISIJ International 1992, 32, p. 1329.
- [85] Hrivnak I.: *Wpływ mikrododatków w stali na jej spawalność i technologię spawania*. Materiały z pierwszej polsko-czechosłowackiej konferencji roboczej „Stan obecny i perspektywy rozwoju spawalnych stali mikrostopowych w PRL i CSRS”, Ustroń–Dobra 1973.
- [86] Hrivnak I.: *Metallurgical aspects of hot crack formation in welded joints of micro-alloy steels*. II W DOC.IX-724-7, Bratislava 1971.
- [87] Hrivnak I.: *Zwaritelnost Oceli*. Wydawnictwo Alfa, Bratysława 1979.
- [88] Huespe A.E., Cardona A., Nigro N.: *Visco-plastic constitutive models of steel at high temperature*. J. Mater. Processing Technol. 2000, t. 102, No. 1–3, pp. 143–152.
- [89] Hughes D.A., Hansen N.: *High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms*. Acta Materialia 1997, 45, p. 3871.
- [90] Hull E.O.: Proc. Phys. Soc. 1951, 64B, p. 747.
- [91] Hulka K.: *Microalloyed Constructional and Engineering Steel*. Niobium Product Comp. GmbH, 1990.
- [92] Irani J.S., Burton D., Keyworth F.: *Quenched and tempered low – carbon steels containing niobium or vanadium*. "Journal of Iron and Steel Institute" 1966, 204, p. 702.
- [93] Irvin G.R.: 9th Intern. Congr. Appl. Mech., VIII, paper 101 (II), University of Brussels, 1957, p. 245.
- [94] Irvine K.J., Burton D., Jones D.J., Rothwell A.B.: *Iron and Steel Institute Special Report.*, 104, 1960, p. 110.
- [95] Irvine K.J., Pickering F.B., Goldman T.: *Grain-refined C-Mn steels*. "Journal of Iron and Steel Institute" 1967, 205, p. 161.
- [96] Jakowluk J.: *Procesy pełzania i zmęczenia w materiałach*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 1993.
- [97] Jones F.L.: *A new phenomenological description of constant stress tensile creep deformation*. Mater. Sc. Technol. 2003, t. 19, No. 2, pp. 202–206.
- [98] Kamińska W., Lubuska A.: *Opracowanie charakterystyk wydzielania dyspersoidów w stalach mikrostopowych*. Instytut Metalurgii Żelaza, sprawozdanie nr 957/74 z zadania 02.1.1-05d-012, Gliwice 1974.
- [99] Karelowa A., Krempaszyk C., Werner E., Hebesberger T., Pichler A.: *Influence of the edge conditions on the hole expansion property of the dual-phase and complex – phase steels*. "Materials Science and Technology" 2007, Detroit-Michigan (USA) 16–20.09.2007.

- [100] Katalog produktów Böhler Thyssen Schwaisstechnik – [www.t-put.com](http://www.t-put.com).
- [101] Kaup K., Krisch A.: *Untersuchung über den Einfluss erhöhter temperaturen auf die Eigenschaften von TM-gewalzten, kohlenstoffarmen, mikrolegierten Stählen*; Hoesch Ber., T11, No. 4/1976, s. 145–150.
- [102] Keh A.S.: *Dislocation arrangement in alpha iron during deformation and recovery*. Direct Observation of Imperfections in Crystals, ed. J.B. Newkirk, J.H. Wernick, Transactions of the Metallurgical Society AIME, St. Louis-Missouri 1961.
- [103] Kejian H., Baker T.N.: *The effect of small Titanium additions on the mechanical properties and the microstructures of controlled rolled niobium-bearing HSLA plate steels*. "Materials Science and Engineering" 1993, A169, p. 53.
- [104] Kocks U.F. *Kinetyka umocnienia roztworowego*. Tłumaczenie ramowe IMŻ T-52/87. Tłumaczenie z j. angielskiego Kinetics of Solution Hardening, wyd. Metall. Trans. AIME T-16A, 1985, nr 12, s. 2109–2129.
- [105] Kocks U.F.: *Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case*. "Progress in Materials Science" 2003, 48, p. 171.
- [106] Kocks U.F.: *Statistical theory of flow stress and work-hardening*. "Philosophical Magazine" 1966, 13, p. 541.
- [107] Korchynsky M.: 8th PDT Conf. Proc., 1988.
- [108] Korchynsky M., De Ardo, Repas P., Tither G.: Microalloying '95. Proc. Int. Conf. Iron and steel Soc., Pittsburgh 1995.
- [109] Korchynsky M.: *The role of microalloyed steels in the Age of Explosive Growth of Steel Usage*. Proceedings of HSLA Steels 2005 and ISUGS 2005, Iron and Steel Supplement, The Chinese Society of Metals (CMS) 40, 2005, 3.
- [110] Kowalewski Z.L.: *Badania procesu pełzania materiałów konstrukcyjnych na poziomie mikroskopowym*. „Przegląd Mechaniczny” 2001, t. 60, nr 2, s. 11–16, s. 25–26.
- [111] Kowalewski Z.L.: *Pełzanie metali. Techniki badań, mechanizmy i przykładowe wyniki*. Wydawnictwo Biuro Gamma, Warszawa 2005.
- [112] Kozasu I.: *Overview of accelerated cooling of plate*. Proceedings of the International Conference on Accelerated Cooling of Steel, TMS-AIME, Warrendale, PA, 1986, p. 15.
- [113] Kozłowski R.H.: *Steam power plant metallic materials*. Central European & World Connection Electric Power Industry Forum'95, Kraków (Poland) 12–14.10.1995, pp. 38–61.
- [114] Kozłowski R.H.: *Zmiany strukturalne i zjawiska dekohezji w procesie pełzania austenitycznych stali żarowytrzymałych*. Prace IMŻ, Gliwice 1983.
- [115] Kriształ I.A.: *Mechanizm dyfuzji w żelaznych spławach*. Izdatelstwo „Metałurgia”, Moskwa 1972.
- [116] Kurdumow G., Sachs G.: *Roll and recrystallization texture of iron sheet metal*. Z Phys. 1930, 64, p. 325.
- [117] Kusiński K.: *Wpływ dodatku metali ziem rzadkich na morfologię siarczków i własności stali spawalnych konstrukcyjnych o podwyższonej wytrzymałości*. Zeszyty naukowe AGH, Kraków 1979.
- [118] Kuziak R., Bołd T.: *Ferrytyczno-perlityczne stale mikrostopowe z wysoką zawartością azotu*. Materiały Konferencji „Stale z azotem”, Gliwice–Wisła 1996, s. 221–240.

- [119] Lagneborg R.: *Creep and fatigue in high temperature alloys*. Ed. Bressersj., Appl. Sci. Publ., London–Wellington 1981.
- [120] Lagneborg R., Bergman B.: *Met. Sci. J.* 1976, 10, p. 20.
- [121] Langford J., Cohen M.: *Strain hardening of iron by severe plastic deformation*. Transactions of the ASME 1969, 62, p. 623.
- [122] Li J.C.M.: *Petch relation and grain boundary sources*. Transactions of the AIME 1963, p. 227.
- [123] Lin G., Skrzypek S., Li D., Eadie R.L.: *Monitoring Crack advance using acoustic emission and combined acoustic emission and potential drop in Zr-2,5%Nb*. Authorized Reprint from Journal of Testing and Evaluation Jan, JTEVA, Vol. 26, No. 1, January 1998, pp. 15–25.
- [124] Little J.H., Chapman J.A., Morrison J.B., Mintz B.: *The production of high strength plate steels by controlled rolling*. 3th International Conference on the Strength of Metals and Alloys, London 1973, p. 80.
- [125] Low J.R.: *Relation from properties to microstructure*. A.S.M., Novelty-Ohio 1954, p. 163.
- [126] Lubuska A.: *Podstawy planu rozwoju zastosowań stali SSPW w Polsce*. Materiały z narady „Stale spawalne o podwyższonej wytrzymałości”, Czarlina 1–3.06.1971, Gliwice–Gdańsk, s. 15–32.
- [127] Lubuska A., Wieczorek-Lubuska E.: *Zarys rozwoju zastosowań stali spawalnych, m.in. w energetyce*. Materiały konferencyjne z konferencji naukowo-technicznej „Nowoczesne stale dla energetyki”, 3–5.10.1999, Kielce–Ameliówka 1999.
- [128] Lubuska A. i in.: *Problemy materiałowo-spawalnictwa w budowie nowoczesnych statków*. Kursokonferencja „Rozwój stali spawalnych o podwyższonej wytrzymałości dla potrzeb przemysłu okrętowego”, 1–3.06.1977, Gdańsk–Wdzydze, s. 2–3.
- [129] Lubuska A.: *Stal spawalna*. Patent nr 189693/79.
- [130] Lubuska A.: *Opracowanie technologii wytwarzania blach i wysięgników teleskopowych ze stali mikrostopowych o własnościach równoważnych stali ulepszonej cieplnie*. Zlecenie FMB „Bumar Famaba”, Głogów nr 1403/15, Kielce 1986.
- [131] Lubuska A., Bolanowski K.: *Wpływ wydzielen na pękanie stali mikrostopowej*. I Międzynarodowe Forum Materiałoznawstwa Energetycznego, „Forum '93”, R. 10, Kraków 1993.
- [132] Lubuska A., Bolanowski K.: *Charakterystyka stali mikrostopowej z dodatkami Nb-V-N*. II Forum Materiałoznawstwa Energetycznego, „Forum '95”, R. 10, Kraków 1995.
- [133] Lubuska A., Bolanowski K.: *Porównanie własności stali mikrostopowej typu Nb-V-N dla energetyki z innymi stalami*. II Forum Materiałoznawstwa Energetycznego „Forum '95”, R. 11, Kraków 1995.
- [134] Lubuska A.: *Warunki techniczne WT-1/86 dla blach uniwersalnych ze stali 10G2VNb na wysięgniki teleskopowe*. Załącznik do [28].
- [135] Lubuska A., Łaguna J., Robakowski T., Wieczorek E.: *Projektowanie i wykonywanie konstrukcji ze stali spawalnych o podwyższonej wytrzymałości*. Wytyczne gospodarki tworzywami konstrukcyjnymi Urzędu Gospodarki Materiałowej, IMŻ Gliwice, 1976, s. 6.
- [136] Lubuska A.: *Wpływ temperatury wygrzania na strukturę i własności stali niskostopowych*. VI Konferencja „Termoobrobka '92”, 1992.

- [137] Lubuńska A.: *Zastosowanie stali mikrostopowych w budownictwie statków*. „Przegląd Nowości Hutnictwa Żelaza” 1976, nr 1, s. 7–15.
- [138] Lubuńska A., Bolanowski K.: WT-1/96. Sprawozdanie z prac BR projektu celowego „Kotły ze stali mikrostopowej z dodatkami Nb-V-N”, Kielce 1999.
- [139] Lubuńska A.: *Influence of RHT of the Structure of MA-Steel*. Recrystallization '90, International Conference on Recrystallization in Metallic Materials, Conference Proceedings, A Publication of TMS, Minerals, Metals, Materials, 1990.
- [140] Lubuńska A.Z.: *Use of Microalloyed Steels in Shipbuilding*. Micro-Alloying 75, Session 4, Thursday, 2.10.1975; 2 to 5 P.M. APPLICATIONS; an International Symposium on High – Strength, low alloy Steels, 1–3 October 1975, Washington D.C., USA, Proceedings 1976.
- [141] Lubuńska A., Bolanowski K.: WT-1/96 – *Warunki techniczne dostawy stali mikrostopowej z dodatkami Nb, V i N*. Kielce 1996, załącznik do [28].
- [142] Lubuńska A., Bolanowski K.: WT-2/96 – *Warunki techniczne dostawy blach grubych ze stali 10G2VNb*. Kielce 1996, załącznik do [28].
- [143] Majta J.: *Odształcanie i własności. Stale mikrostopowe. Wybrane zagadnienia*. Uczelniane Wydawnictwa Naukowo-Dydaktyczne AGH, Kraków 2008.
- [144] Majta J., Lenard J.G., Pietrzyk M.: *A Study of the Effect of Thermomechanical History on the Mechanical Properties of a High Niobium Steel*. "Materials Science and Engineering" 1996, p. 208, p. 249.
- [145] Majta J., Pietrzyk M., Lenard J.G., Jansen J.: *Prediction of mechanical properties of steel strips after hot rolling*. 37th Mechanical Working and Steel Processing Conference, ISS, Hamilton, Ontario 1995, p. 89.
- [146] Majta J., Zurek A.K.: *The problem of valuation of the ferrite structure after deformation in the two-phase region*. Plastic and Viscoplastic Responses of Materials and Metal Forming, Proceedings of Plasticity '00, The Eight International Symposium on Plasticity and Its Current Applications, eds. A.S. Kahn, H. Zhang, Y. Yuan, 2000, p. 537.
- [147] Malkiewicz T.: *Metaloznawstwo stopów żelaza*. PWN, Warszawa–Kraków 1976.
- [148] Markiewicz K.: *Organizacja działalności badawczej i zasady współpracy w ramach problemu węzłowego 02.1.1*. Materiały z narady „Stale spawalne o podwyższonej wytrzymałości”, Czarlina 1–3.06.1971, Gliwice–Gdańsk 1971, s. 33–41.
- [149] Matsuo T., Shinoda T., Tanaka R.: *Iron and steel Inst. of Japan*, 1997, 6, p. 82.
- [150] Mayers M.A., Ashworth E.: *Model for the effect of grain size on the yield stress of metals*. Philosophical Magazine 1982, A46, p. 737.
- [151] Mayers M.A., Benson D.J., Vöhringer O., Kad B.K., Xue Q., Fu H.H.: *Constitutive description of dynamic deformation physically-based mechanisms*. Materials Science and Engineering 2002, A322, p. 194.
- [152] Mazanek T., Mamro K.: *Metalurgia żelaza*. Wydawnictwo Śląsk, Katowice 1969.
- [153] McLean M., Dyson B.F.: *Modeling the effects of damage and microstructural evolution on the creep behavior engineering alloys*. J. Eng. Mat. and Technol. 2000, t. 122, No. 3, pp. 273–278.
- [154] Mecking H.: *Description of hardening curves of FCC single and polycrystals. Work hardening in tension and fatigue*. Ed. A.W. Thompson, The Metallurgical Society of AIME 1977, 67.

- [155] McQueen H.J.: *Elevated – temperature deformation at forming rates of 10(–2) to 10(2) s(–1)*. Metall. and Mat. Trans. 2002, t. 33A, No. 2, pp. 345–362.
- [156] Melloy G.F.: *How changes in composition and processing effect HSLA steels*. Metal Progr 89, p. 129.
- [157] Mohamed F.A., Langdon T.G.: Metall. Trans. 1974, 5, 2339.
- [158] Mohan R., Brust F.W.: *On void growth in elastic-nonlinear viscous solids under creep and cyclic creep conditions*. J. Eng. Mat. and Technol. 2000, t. 22, No. 3, pp. 283–293.
- [159] Morawiecki M., Sadok L., Wosiek E.: *Przeróbka plastyczna. Podstawy teoretyczne*. Wydawnictwo Śląsk, Katowice 1986.
- [160] Morrison W.B.: *Microalloy steels-the beginning*. "Materials Science and Technology" 2009, 25, pp. 1066–1073.
- [161] Morrison W.B.: *The influence of small niobium additions on the properties of carbon – manganese steels*. "Journal of Iron and Steel Institute" 1963, 201, p. 317.
- [162] Morrison W.B.: *The effect of grain size on the stress-strain relationship in low-carbon steel*. Transactions of the ASME 1966, 59, p. 824.
- [163] Morrison W.B., Chapman J.A.: *Controlled rolling*. Philosophical Transactions of the Royal Society of London 1976, p. 282, p. 289.
- [164] Moosbrugger J.C.: *Nonisothermal constitutive model for the small strain behavior of 9Cr-1Mo-V-Nb pressure vessel steel*. J. Eng. Mat. and Technol. 1992, t. 114, No. 4, pp. 354–361.
- [165] Mott N.F., Nabarro F.R.N.: *Stregth of solids*. Physical Society, London 1948.
- [166] Muszka K., Majta J., Hodgson P.D.: *Modeling of the mechanical behavior of nanostructured HSLA steels*. ISIJ International 2007, 47, 1221.
- [167] Mukherjee A.K., Bird J.E., Dorn J.E.: Trans. ASM 1969, 62, p. 155.
- [168] Myshlyaev M.M., Khodos I.I., Senkov O.H., Romanov V.A.: Fiz. Met. and Metalloved. 1976, 48(1), p. 148.
- [169] Myśliwiec M., Węgrzyn J.: *Wpływ zawartości mikrododatków w stali na jej spawalność i technologię spawania. Stan obecny i perspektywy rozwoju spawalnych stali mikrostopowych w PRL i CSRS*. Konferencja IMŻ i VUHŽ, Ustroń–Dobra 1973.
- [170] Swedish Steel – High terength Steel from SSAB, [www.ssab.com](http://www.ssab.com), 2012.
- [171] Ohtani H., Hillert M.: CALPHAD 15, 1991, 11.
- [172] Okamoto K., Yoshie A., Nakao H.: *Physical metallurgy of direct quenched steel plates and its application for commercial processes and products*. Proceedings of the International Conference on Physical Metallurgy of Direct Quenching Steels, TMS, Warrendale, PA, 1992, p. 339.
- [173] Orlova A., Cadek J.: *On Rosler and Arzt's new model of creep in dispersion strengthened alloys*. A. Metall. Mater. 1992, t. 40, No. 8, pp. 1865–1871.
- [174] Orovan E.: Trans Inst. Eng-rs Shipbuilders. Scotland 1945, 89, p. 165.
- [175] Orovan E.: Discussion [in] Symposium on Internal Stresses, Institute of Metals, London 1947, p. 451.
- [176] Ouchi C.: *Accelerated cooling after controlled rolling in HSLA steels*. Proceedings of High Strength Low Alloy Steels, Wollongong, N.S.W. 1984, p. 17.

- [177] Ouchi C.: *Development of steel plattes by intensive use of TMCP and direct quenching processes*. ISIJ International 2001, 41, p. 542.
- [178] Pyatiletov Y.S., Ibragimova D.S.: *Model polzuchesti metalichskikh materialov uprochnennykh chastitsami vtoroy fazy*. Fiz. Met. Metalloved. 1992, No. 1, s. 17–23.
- [179] Petch N.J.: *The Cleavage Strength of Polycrystals*. J.I.S.I., 173, 1953, 25.
- [180] Pickering F.B.: *Hardenability Concepts with Applications to Steel*. Ed. D.V. Doane, J.S. Kirkadly, The Metallurgical Society of AIME, Warrendale, 1978, p. 179.
- [181] Pickering F.B.: *Structure-Property Relationships in Steels*. Materials Science and Technology – A Comprehensive Treatment, ed. R.W. Cahn, P. Hansen, E.J. Kramer, VCH, New York 1992, p. 41.
- [182] Pickering F.B., Gladman T.: *Metallurgical development in carbon steels*. Iron and Steel Institute Special Report 81, 1963, p. 10.
- [183] Pridancew M.W.: *Wpływ domieszek i dodatków ziem rzadkich na własności stopów*. Wydawnictwo Śląsk, Katowice 1966.
- [184] Przeglasiński S.: *Stale spawalne o podwyższonej wytrzymałości*. Materiały z narady odbytej 1–3.06.1971 r. w Czarlinie (Materiały Komisji Głównej Hutnictwa KNiT, IMŻ, Instytut Technologii Materiałów Maszynowych i Spawalnictwa Politechniki Gdańskiej), Gliwice–Gdańsk, 1971, s. 7–14.
- [185] Przybyłowicz K.: *Inżynieria stopów żelaza*. Wydawnictwo Politechniki Świętokrzyskiej, Kielce 2008.
- [186] Przybyłowicz K.: *Metaloznawstwo*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 2007.
- [187] Przybyłowicz K.: *Podstawy teoretyczne metaloznawstwa*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 1999.
- [188] Przybyłowicz K.: *Strukturalne aspekty odkształcenia metali*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 2002.
- [189] Przybyłowicz K., Bolanowski K., Przybyłowicz J.: *Sposób podwyższania wytrzymałości, w tym wytrzymałości na gorąco i żarowytrzymałości stali i stopów*. Patent Nr PL 201538, patent udzielony na rzecz Politechniki Świętokrzyskiej w Kielcach, Warszawa 28.07.2008.
- [190] Regis M.N. Pelloux: *The analysis of fracture surfaces by electron microscopy*. Boeing Scientific Research Laboratories, Washington 1963.
- [191] Reichert B.: *Extension of a constitutive model describing the inelastic behaviour of a precipitation hardened alloy*. Steel Res. 1999, t. 70, No. 3, pp. 115–120.
- [192] Roberts W. et al.: *HSLA steels-technology and applications*. Ed. M. Korchynsky, Metals Park, OH, 1983, p. 67.
- [193] Rudy E., Harmon D.P., Brukl C.E.: *U.S. Air Force Doc. Rept., AFMLTR-65-2, Part. I, Vol. II*, 1965.
- [194] Sage A.M., Ewans D.W.: *Stale konstrukcyjne z wanadem*. Tłumaczenie ramowe T-422/74 IMŻ, Gliwice 1974.
- [195] Saito Y., Tanaka M., Sekine T., Nishizaki H.: *Mechanical properties control in controlled rolling and accelerated cooling of HSLA steels*. Proceedings of High Strength Low Alloy Steels, ed. D.P. Dunne, T. Chandra, Wollongong 1984, p. 28.
- [196] Sasikala G., Ray S.K., Rodriguez P.: *Heat correction for simultaneously correlating multiple heat stress rupture data*. Scripta Mater. 1998, t. 39, No. 10, pp. 1353–1357.

- [197] Shi L., Northwood D.O.: *A dislocation network model for creep*. Scripta Metall. Mater. 1992, t. 26, No. 5, pp. 777–780.
- [198] Sieniawski J., Cyunczyk A.: *Właściwości ciał stałych*. Nauka o materiałach – inżynieria materiałowa. Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów 2009.
- [199] Simpson L.A., Puls M.F.: *The effects of stress, temperature and hydrogen content on hydride – induced crack growth in Zr-2,5 Pct Nb*. Metallurgical Transactions A 1979, Vol. 10A, pp. 1093–1105.
- [200] Siwecki T., Hutchinson B., Zając S.: Microalloying '95, Conf. Proc., Pittsburgh-PA (USA) 11–14.06.1995, p. 197.
- [201] Skowronski W.: *O właściwościach stali w podwyższonej temperaturze*. „Konstrukcje Stalowe” 2000, nr 4, s. 50–52.
- [202] Smirnova E.S., Chuvil'deev V.N.: *Uskorennaya diffuzionnaya polzuchest polikrystallicheskich materialov. I. Model uskoreniya diffuzionnoy polzuchesti*. Fiz. Mat. Metalloved. 1998, t. 85, No. 4, s. 40–47.
- [203] Smith J.F., Carlson O.N., de Avillez R.R.: J. Nucl. Mater. 1987, 148, 1.
- [204] Smith J.F.: *Phase Diagrams of Binary Iron Alloys*. Ed. H. Okamoto Materials Information Soc., Materials Park, Ohio 1993.
- [205] Spigarelli S., Cerri E., Bianchi P.: *Interpretation of creep behavior of a 9Cr-Mo-Nb-V-N (T91) steel using threshold stress concept*. Mater. Sc. Technol. 1999, t. 15, No. 12, pp. 1433–1440.
- [206] Strudel J.L.: Mechanical properties of multiphasealloys. Physical Metallurgy, ed. R.W. Cahn, P. Haasen, Elsevier Science, 1996.
- [207] Tachibana Y., Krempl E.: *Modelling of high homologous temperature deformation behavior using the viscoplasticity theory based on overstress (VBO)*. Part III – A simplified model, J. Eng. Mat. and Technol. 1998, t. 120, No. 3, pp. 193–196.
- [208] Tamura I.: *Some fundamental steps in thermomechanical processing of steels*. Trans ISIJ International 1987, 10, p. 763.
- [209] Tamura M., Esaka H., Shinozuka K.: *Physical meaning of the new creep rupture equation for heat resisting steels*. Mater. Trans. JIM 2000, t. 41, No. 2, pp. 272–278.
- [210] Tamura M., Esaka H., Shinozuka K.: *Applicability of an exponential law in creep of metals*. Mater. Trans. 2003, t. 44, No. 1, pp. 118–126.
- [211] Tanaka M.: *A micromechanics model of creep deformation in dispersion-strengthened metals*. J. Mater. Sc. 1995, t. 130, No. 12, pp. 3177–3182.
- [212] Tanaka T., *ibid* [40], 165;
- [213] Taylor G.I.: Japan Institute of Metals 1938, 62, p. 307.
- [214] Tichy J., Hulicova Z.: *Hutnicke listy; 1969*. Vol. 24, No 4, s. 286–294.
- [215] Todd R.I.: *Critical review of mechanism of superplastic deformation in fine grained metallic materials*. Mater. Sc. Technol. 2000, t. 16, No. 11–12, pp. 1287–1294.
- [216] Tomaszczyk W.: *Pełzanie metali*. Katowice 1956.
- [217] Torizuki S., Ohkouchi N., Minote T., Niikura M., Ouchi C.: *An Integrated Model for Microstructural Evolution and Properties Prediction in the Hot Strip Mill. Thermomechanical Processing in Theory*. Modelling & Practice, ed. B. Hutchinson, M. Andersson, G. Engberg, B. Karlsson, T. Siwecki, ASM, Stockholm 1996, p. 227.

- [218] Toshio Fujita: *Current progress in 9–12% Cr ferritic heat resistant steels*. Central European & World Connection Electric Power Industry Forum '95, Kraków (Poland) 12–14.10.1995, pp. 1–24.
- [219] Tsuji N., Ito Y., Saito Y., Minamino Y.: *Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing*. Scripta Materialia 2002, 47, p. 893.
- [220] Uenishi N., Teodosiu C., Nesterova E.V.: *Microstructural evolution at high strain rates in solution – hardened interstitial free steels*. "Materials Science and Engineering", A 400–401, 2005, p. 499.
- [221] Vassilas N.I., Baxevani E.A.: *A model based on the assessment of intrinsic creep resistance concept*. Steel Res. 2003, t. 74, No. 4, pp. 231–238.
- [222] Vaudry P.E.: *Dodatki pierwiastków ziem rzadkich do stali*. Tłumaczenie Ramowe T-321/78, Instytut Metalurgii Żelaza, Gliwice, tłumaczenie Schwedler A.: Rare Earth Addition to Steel, Intern. Metals Rev. T23, 1978, No. 2, pp. 74–99.
- [223] Vergote H.: *Current status of thermo-mechanical processing I hot strip mill*. Proceedings of 2nd International Conference on Thermomechanical Processing of Steels, Stahleisen, CRM, 2004, IX.
- [224] Wakai F.: *Step model of solution-precipitation creep*. A. Metall. Mater. 1994, t. 42, No. 4, pp. 1163–1172.
- [225] Watanabe T.: *An analytical mechanism of the vacancy diffusion process of an atomic chain and its effects on the creep properties*. Mater. Trans. 2003, t. 44, No. 1, pp. 28–33.
- [226] Weber H.: *Festigkeits und bruchverhalten bei höheren temperaturen*. B. 2, Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1980.
- [227] Weertman J., Weertman JR.: *Physical Metallurgy*. Ed. Cahn J.W. North Holland 1965, p. 736.
- [228] Wriedt H.A., Gokcen N.A., Nafziger R.H.: *Phase Diagrams of Binary Iron Alloys*. Ed. H. Okamoto, Materials Information Soc., Materials Park, Ohio 1993.
- [229] Wiester H., Vogels H.A., Ulmer H.: Stahl und Eisen 1959, Vol. 79, No. 16, s. 1120–1129.
- [230] Wriedt H.A., Murray J.L.: *Binary Alloy Phase Diagrams*. Second edition, Vol. 3, T.B. Massalsky (editor in chief), Materials Information Soc., Materials Park, Ohio 1990.
- [231] Wyatt O.H., Dew-Hughes D.: *Wprowadzenie do inżynierii materiałowej*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 1978.
- [232] Wyrzykowski J.W., Pleszakow E., Sieniawski J.: *Odształcanie i pękanie metali*. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa 1999.
- [233] Xia Z., Ellyin F.: *A rate-dependent inelastic constitutive model*. Part 1. Creep deformation including prior plastic strain effects. J. Eng. Mat. and Technol. 1991, t. 113, No. 3, pp. 324–328.
- [234] Yavari P., Longdon T.G.: *A constant stress tensile creep machine for very low stress*. J. Testing and Evaluation, 10, 1982.
- [235] Yokobori T.: *An interdisciplinary approach to fracture and strength of solids*. Wolters-Noordhoff Scientific Publications LTD, Groningen 1969.
- [236] Zając S., Lagneborg R., Siwecki T.: Microalloying '95. Conf. Proc., Pittsburgh PA (USA) 11–14.06.1995, p. 321.
- [237] Zhang M.X., Kelly P.M.: *Crystallographic features of phase transformations in solids*. Progress in Materials Science 2009, 54, pp. 1101–1170.



## STRESZCZENIE

Monografia pt. „Właściwości wytrzymałościowe oraz zmiany morfologii mikrostruktury stali mikrostopowej w warunkach pełzania” została poświęcona stali mikrostopowej 10MnVNb6 zaliczonej do grupy gatunków stali niskostopowej o podwyższonej wytrzymałości. Skład chemiczny tej stali został opracowany i opatentowany w drugiej połowie XX wieku.

Stal mikrostopowa 10MnVNb6 była pierwotnie przeznaczona do budowy konstrukcji przeznaczonych do pracy w temperaturze od ok.  $-30$  do  $+50^{\circ}\text{C}$ . Szybki rozwój stali przeznaczonej do produkcji urządzeń stosowanych w energetyce m.in. T23, T91 i T92, a także duże podobieństwa kompozycji mikrododatków stosowanych do zwiększania właściwości wytrzymałościowych tych gatunków i stali C-Mn z dodatkami V i Nb były podstawą do podjęcia prac badawczych nad zachowaniem się stali mikrostopowej 10MnVNb6 w warunkach pełzania w temperaturze  $\geq 300^{\circ}\text{C}$ . Pierwsze wyniki uzyskane w badaniach właściwości wytrzymałościowych w podwyższonej temperaturze pozwoliły ustalić, że stal ta cechuje się znacznie lepszymi właściwościami wytrzymałościowymi, jak  $R_m^T$ ,  $R_{0,2}^T$ ,  $R_{1/T}^T$  oraz  $R_{z/T}^T$  niż gatunki stali niestopowej i niskostopowej, zalecane przez przedmiotowe normy PN do stosowania w budowie urządzeń energetycznych, takich jak, np. kotły.

Wyniki badań stali 10MnVNb6 oraz opracowane na ich podstawie charakterystyki są podstawową treścią niniejszej monografii. Stanowią one przedmiot rozdziału czwartego. Zamieszczano w nim wiele konkretnych wyników badań dla trzech różnych wytopów stali 10MnVNb6, jednego wytopu stali 15MnNbZR6 z dodatkiem metali ziem rzadkich oraz jednego wytopu stali niestopowej o zawartości węgla ok. 0,2%, a w szczególności:

- wartości prędkości pełzania w stadium pełzania ustalonego
- czas do osiągnięcia w próbie pełzania odkształcenia względnego  $\varepsilon = 1\%$
- czas do zniszczenia materiału w próbie pełzania
- wartości wytrzymałościowe na pełzanie dla 100, 1000 i 10000 godzin w temperaturze próby.

Wyniki prób pełzania zostały pogrupowane i zestawione w kilkunastu tabelach według różnych kryteriów.

Rozdział drugi jest opracowany w formie przeglądu literatury w większości dotyczy:

- stali z małymi dodatkami Nb, V, Ti i innych pierwiastków
- rozwoju obróbki cieplno-plastycznej oraz stosowanych sposobów kształtowania właściwości mechanicznych stali mikrostopowej poprzez wykorzystanie rozmaitych mechanizmów, ze szczególnym uwzględnieniem umocnienia cząstki fazy drugiej
- pełzania i zjawisk towarzyszących procesowi pełzania
- rozpuszczania i koagulacji cząstek fazy drugiej
- sposobów zwiększania odporności na pełzanie
- rozwoju zniszczenia w procesie pełzania.

W rozdziale tym przedstawiono również oryginalną, opracowaną przez autora metodę próby pełzania, która może być prowadzona na próbkach wyciętych z blachy, folii lub materiałów masywnych wykonanych na drodze obróbki skrawaniem lub prasowania i spiekania. W rozdziale trzecim sformułowane zostały cele, zakres i teza pracy, które ustaliły strukturę rozdziału czwartego.

W rozdziale piątym przeprowadzono analizę wyników badań, a na jej podstawie sformułowano wnioski końcowe i przedstawiono je w rozdziale szóstym. Całość pracy zamyka zbiór literatury wykorzystanej podczas planowania badań, selekcji wyników badań, opracowania niezbędnych charakterystyk jak również przy opracowaniu przeglądu literatury w przedmiotowym zakresie.

W pracy wykazano, że duży wpływ na właściwości wytrzymałościowe stali mikropopowej zarówno w temperaturze pokojowej jak i w podwyższonej ma dyspersja fazy umacniającej. Wykazano również, że dyspersja fazy umacniającej stal 10MnVNb w warunkach pełzania w temperaturze  $>400^{\circ}\text{C}$  zmienia się. Dyspersja wydzieleni zwiększa się ze wzrostem temperatury próby pełzania, co ma bezpośredni wpływ na właściwości wytrzymałościowe stali w warunkach pełzania.

## SUMMARY

This monograph on "*The strength properties and changes in the morphology of the microstructure of microalloyed steel under creep conditions*" is concerned with 10MnVNb6 microalloyed steel, a weldable high strength low-alloy steel, the composition of which was developed and patented in the 20th century. Initially, 10MnVNb6 microalloyed steel was intended for use in devices that operate at temperatures ranging from  $-30^{\circ}\text{C}$  to  $+50^{\circ}\text{C}$ .

Inspired by the substantial advances in the development of steels to be applied under thermal energy conditions, e.g. T23, T91 and T92, as well as significant similarities concerning the amounts of microalloying additions used to increase the strength properties of these steels and C-Mn steel containing vanadium and niobium, the author undertook research on the behaviour of 10MnVNb6 microalloyed steel under creep conditions at  $\geq 300^{\circ}\text{C}$  leading to this publication. The results of the strength tests conducted at elevated temperatures suggest that the strength properties  $R_m^T$ ,  $R_{0.2}^T$ ,  $R_{1/t/T}$  and  $R_{z/t/T}$  of 10MnVNb6 microalloyed steel are superior to those of unalloyed steel and low alloy steel recommended by the respective Polish standards for use under thermal energy conditions, for example, in boilers.

This monograph focuses on the discussion of the experimental data and the characteristics obtained for 10MnVNb6 steel. The tests were conducted on three heats of 10MnVNb6 steel, one heat of 15MnNbZr6 steel containing rare earth metals, and one heat of unalloyed steel with a carbon content of approx. 0.2 %. The parameters determined during the experiments include:

- the steady-state creep rate
- time to relative strain ( $\epsilon = 1\%$ ) under creep conditions
- time to failure under creep conditions
- the resistance to creep after 100, 1000 and 10000 hours at the test temperature.

The creep test results were grouped and tabularized using different criteria.

Chapter 2 is a review of the literature, focusing primarily on:

- steels with small amounts of Nb, V, Ti and other alloying additions
- the development of thermomechanical processing and methods to alter the mechanical properties of microalloyed steel by applying various strengthening mechanisms, especially particle strengthening of the second phase
- creep and phenomena accompanying creep
- dissolution and coagulation of the second phase particles
- methods for increasing the resistance to creep
- the development of failure due to creep.

This chapter also describes an original creep test method developed by the author to test specimens cut out of metal sheet, foil or massive materials produced

by machining or pressing and sintering. In Chapter 3, we find the major theses; we can also read about the aims and scope of the research project. The next chapter deals with the test results and the corresponding characteristics.

Chapter 5 provides a detailed analysis of the tests results, while Chapter 6 formulates the conclusions. The work closes with an alphabetical list of references used to develop the research project plan, select the relevant results, prepare the characteristics and thoroughly review the literature on the subject.

The research reveals that the strength properties of microalloyed steel at room and elevated temperatures are largely affected by the dispersion of the strengthening phase. Another finding is that the dispersion of the phase strengthening 10MnVNb6 steel changes under creep conditions at a temperature higher than 400°C. Under creep conditions, the dispersion of precipitates increases with a rise in temperature, with this having a direct impact on the strength properties of steel.