

Andrzej WIECZOREK, Grzegorz FITTA

Stanisław GORCZYCA

Instytut Metalurgii

Akademia Górniczo-Hutnicza - Kraków

#### GRANICA PLASTYCZNOŚCI STALI H17 i H25 O ZMNIJSZONEJ ZAWARTOŚCI PIERWIASTKÓW MIĘDZYWĘZŁOWYCH

**Streszczenie.** W artykule przedstawiono wyniki badań nad eksperymentalnym wyznaczeniem składowych naprężeń płynięcia, niezbędnych do teoretycznego ujęcia zagadnienia granicy plastyczności w stalach ferrytycznych chromowych. Wykazano, że na granicę plastyczności istotnie wpływa wielkość ziarna. Ponadto stwierdzono, że stabilizacja tytanem stali OH17T i OH25T wpływa korzystnie na wzrost własności plastycznych tych stopów, a granica plastyczności stali OOH17Cr i OOH25 o obniżonej zawartości węgla i azotu jest o ok. 40% niższa niż w stalach OH17T i OH25T.

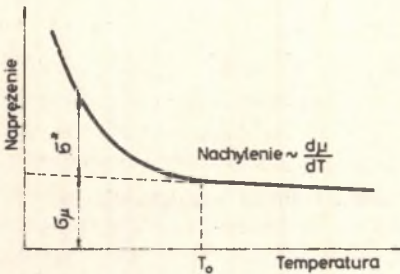
Odporne na korozję ferrytyczne stale chromowe zawierają około 0,1% C i 0,03% N. Liczne badania dowiodły, że zmniejszenie zawartości C i N prowadzi do znacznej poprawy ich własności plastycznych (zwłaszcza gdy suma C+N < 0,03%). Technologia światowa rozwija się więc w kierunku opłacalnego ekonomicznie otrzymywania ferrytycznych stali chromowych o niewielkiej ilości pierwiastków międzywęzłowych [1].

Stale ferrytyczne chromowe o obniżonej zawartości C i N, zwane w literaturze angielskiej "superferrytami", są już na obecnym etapie konkurencyjne ekonomicznie ze stalami austenitycznymi. Posiadają ponadto wystarczająco dobre własności plastyczne, przede wszystkim dobrą tłoczność, mogą w szerokim zakresie zastosowań (np. przemysł chemiczny, okrętowy, artykuły gospodarstwa domowego) zastępować deficytowe stale austenityczne. W przeciwieństwie do stali austenitycznych superferryty nie wykazują skłonności do korozji naprężeniowej. Fakt, że zawartość C i N jest bardzo mała, a więc bardzo mała jest również ilość wydzieleni, sprawia, że w znacznym stopniu są one również odporne na korozję międzykryształiczną..

Ponieważ w naszym kraju planuje się również rozwinąć produkcję superferrytów, zrodziła się więc konieczność określenia ich własności plastycznych.

W przedstawionych tu badaniach zajęliśmy się analizą procesu odkształcania plastycznego tych stali. Podstawą tej analizy jest stwierdzona eksperymentalnie zależność granicy plastyczności od temperatury odkształcania (rys. 1). Z rysunku tego wynika, że poniżej określonej temperatury  $T_0$  ist-

nieje bardzo silna zależność granicy plastyczności od temperatury. Powyżej  $T_0$  granica plastyczności zmienia się z temperaturą nieznacznie, tzn. tak



Rys. 1. Schemat graficznego rozdziału granicy plastyczności na składową termiczną  $\sigma^*$  i atermiczną  $\sigma_\mu$

na składowe  $\sigma^*$  i  $\sigma_\mu$  można znaleźć m. in. w pracy Dorna [2] i Wieczorka [3].

Każdy dyslokacyjny mechanizm odkształcenia aktywowanego termicznie, a więc mechanizm związany ze składową termiczną  $\sigma^*$  scharakteryzowany jest przez entalpię aktywacji  $\Delta H^*$  i objętość aktywowaną  $V^*$ .

Istnieje szereg metod wyznaczenia składowych  $\sigma^*$  i  $\sigma_\mu$ . Przegląd tych metod znaleźć można m. in. w pracach [3, 4, 5, 6, 7]. Najpewniejszą z nich wydaje się jednak być metoda ekstrapolacji graficznej, którą przedstawiono na rys. 1. Wymaga ona jednak przeprowadzania eksperymentów rozciągania w różnych temperaturach.

Entalpię aktywacji  $\Delta H$  i objętość aktywowaną  $V^*$  określić można bądź to z prób rozciągania ze skokową prędkością odkształcania, bądź też z prób rozciągania ze stałymi, ale różnymi prędkościami, realizowanymi przy różnych temperaturach [3, 4, 5, 6, 7].

Najbardziej przydatną zależnością pozwalającą określić  $\Delta H$  jest zależność podana przez Conrada i Wiedersicha [8], mianowicie:

$$H = -kT^2 \frac{(\partial \sigma / \partial T)_{\dot{\epsilon}}}{(\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon})_T} \quad (1)$$

gdzie:

$k$  - stała Boltzmana,

$T$  - temperatura K,

$\sigma$  - max. naprężenie styczne przyjęte jako  $\sigma/2$ ,

$\dot{\epsilon}$  - prędkość odkształcania.

zmienia się moduł sprężystości. Można więc na tej podstawie dokonać, poniżej  $T_0$ , rozdziału naprężenia granicy plastyczności (a również i każdego innego) na składową atermiczną  $\sigma_\mu$  i składową termiczną (zależną od temperatury)  $\sigma^*$ . Składowa  $\sigma^*$  zależy ponadto od prędkości odkształcenia, natomiast  $\sigma_\mu$  od prędkości odkształcenia nie zależy

Składowe  $\sigma^*$  i  $\sigma_\mu$  powiązane są z określonymi mechanizmami dyslokacyjnymi odkształcenia plastycznego. Opis tych mechanizmów i ich wpływ

Opis tych mechanizmów i ich wpływ

Zgodnie z Evansem i Rawlingssem [6] objętość aktywowana określona być może zależnością

$$v^* = \frac{\partial \Delta G}{\partial \sigma^*} = b \cdot l \Delta R = kT \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \sigma^*} \quad (2)$$

gdzie:

- $\Delta G$  - energia swobodna Gibbsa procesu odkształcenia,
- $\sigma^*$  - składowa termiczna naprężenia styżonego równa  $\sigma^*/2$ ,
- $b$  - wektor burgersa dyslokacji realizującej odkształcenie,
- $l$  - długość odcinka dyslokacji pokonującej daną przeszkodę,
- $\Delta R$  - odległość aktywacji (wymiar przeszkody),

Objętość aktywowana charakteryzuje w pewnym stopniu strukturę odkształcanego materiału. Określić ją można wykorzystując zależność naprężenia od prędkości odkształcania - ostatnia część równania (2).

Dodatkowe informacje dotyczące procesu odkształcenia plastycznego uzyskać można analizując zależność Halla-Petocha:

$$\sigma_y = \sigma_0 + k \cdot \bar{d}^{-1/2} \quad (3)$$

gdzie:

- $\sigma_y$  - granica plastyczności,
- $\bar{d}$  - średnia średnica ziarna piaskiego,
- $\sigma_0$  i  $k$  - parametry równania.

Istnieje wiele teorii wyjaśniających tę zależność. Najbardziej obszerny przegląd tych teorii można znaleźć w pracy Li i Chou [9]. Teorie te są zgodne w interpretacji parametru  $\sigma_0$ , który uważa się za opory ruchu dyslokacji poprzez sieć krystaliczną. Istnieją jednakże zasadnicze różnice w interpretowaniu współczynnika  $k$ , w zależności od założonego modelu dyslokacyjnego odkształcenia plastycznego. Najbardziej trafne wydaje się być określenie  $k$  wg Szkoپیaka [10] jako parametru charakteryzującego trudności rozprzestrzeniania się poślizgu przez granice ziarna.

## BADANIA WŁASNE

### Materiał i metodyka badań

Materiałem do badań były stopy modelowe Fe-Cr o ograniczonej zawartości pierwiastków międzywęzłowych (węgla i azotu), Stopy te wytopiono w Mikro-hucie. Skład chemiczny podaje tablica 1.



Tablica 1

## Skład chemiczny badanych stopów

	C %	Mn %	Si %	P %	S %	Cr %	Ni %	Cu %	H <sub>2</sub> ppm	O <sub>2</sub> ppm	N <sub>2</sub> ppm
00H17	0,006	0,03	0,023	0,012	0,019	16,8	0,02	0,02	0,3	309	298
00H25	0,008	0,02	0,08	0,004	0,014	24,3	0,02	0,03	0,2	87	259

Materiałem wyjściowym była walcówka  $\varnothing$  10 mm, którą po prostowaniu i miedziowaniu przeciągano następnie ze zgniotem około 50%. Z przeciągniętych prętów wykonywano próbki wytrzymałościowe, które rekrytalizowano w atmosferze argonu przez 1 godz. przy temperaturach 700 i 720°C odpowiednio dla stali 00H17 i 00H25.

Większe ziarno uzyskiwano drogą wyżarzania przy różnych temperaturach. Wszystkie próbki następnie, wyżarzano w celu otrzymania tego samego stopnia przesyocenia atomami międzywęzłowymi, 1/2 godz. przy 680°C.

Próbki o najmniejszym ziarnie posłużyły do badań wpływu temperatury i szybkości odkształcania na granicę plastyczności, a także do określenia parametrów aktywacyjnych procesu odkształcania (tj.  $\Delta H$  i  $V^*$ ). Pozostałe próbki zostały wykorzystane do określenia zależności Halla-Petoha.

Wielkość ziarna określono metodą Jeffrisa-Saltykowa, zliczając ziarna z pięciu pól na dwu szlifaach (razem 10 pól) z każdego wariantu obróbki.

Przeprowadzone próby rozciągania miały na celu wyznaczenie zależności granicy plastyczności  $\sigma_y$  od temperatury przy stałej prędkości odkształcania oraz zależności granicy plastyczności od prędkości odkształcania przy stałej temperaturze. Ponadto na podstawie prób rozciągania miano określić wpływ wielkości ziarna na granicę plastyczności. Badania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej "Instron" w zakresie temperatur od 77 K do 770 K.

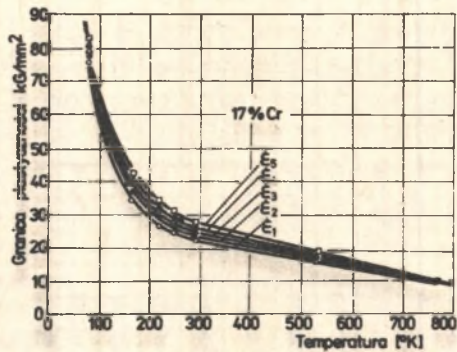
Przy każdej temperaturze próbki rozciągano z pięcioma prędkościami w zakresie  $\dot{\epsilon}_1 = 1,98 \cdot 10^{-4} \text{ sek}^{-1}$  do  $\dot{\epsilon}_5 = 1,98 \cdot 10^{-2} \text{ sek}^{-1}$ .

## WYNIKI BADAŃ

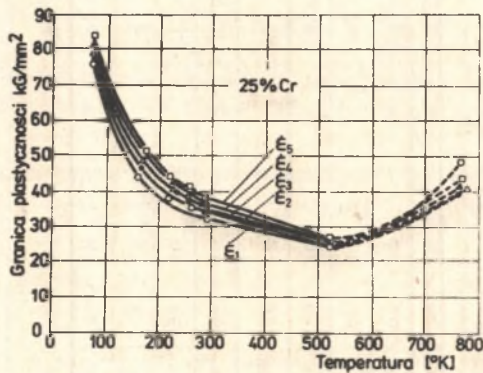
W oparciu o dane z eksperymentów rozciągania próbek z najmniejszym ziarnem opracowano zależność granicy plastyczności w funkcji temperatury dla różnych prędkości odkształcania. Wyniki ujęto w tablicy 2 i w postaci wykresów na rys. 2 i 3.

Średnie wartości granicy plastyczności w  $\text{kg/mm}^2$  dla różnych temperatur oraz kolejnych prędkości odkształcania

Gat.	Temperatura odkształcania	77	163	218	248	290.	520	770
	[K]							
	$\dot{\epsilon}$ [1/sek]							
OOH25	$\dot{\epsilon}_1 = 1,98 \cdot 10^{-4}$	76,62	43,71	37,28	34,88	33,17	24,44	43,86
	$\dot{\epsilon}_2 = 7,94 \cdot 10^{-4}$	78,00	45,22	38,96	36,21	34,08	25,08	42,36
	$\dot{\epsilon}_3 = 1,98 \cdot 10^{-3}$	79,18	46,32	39,76	37,90	34,72	25,52	40,60
	$\dot{\epsilon}_4 = 7,94 \cdot 10^{-3}$	81,19	48,41	41,50	38,75	34,93	26,19	42,00
	$\dot{\epsilon}_5 = 1,98 \cdot 10^{-2}$	84,30	50,24	43,12	40,45	35,89	26,59	47,50
OOH17	$\dot{\epsilon}_1 = 1,98 \cdot 10^{-4}$	75,82	34,24	27,12	24,90	22,56	17,20	10,45
	$\dot{\epsilon}_2 = 7,94 \cdot 10^{-4}$	78,78	36,86	29,50	26,57	23,95	16,48	10,27
	$\dot{\epsilon}_3 = 1,98 \cdot 10^{-3}$	79,55	40,06	29,83	27,61	24,58	17,44	10,45
	$\dot{\epsilon}_4 = 7,94 \cdot 10^{-3}$	81,46	40,68	31,26	29,28	26,00	18,23	10,40
	$\dot{\epsilon}_5 = 1,98 \cdot 10^{-2}$	82,74	40,84	33,81	30,40	27,36	19,03	10,35



Rys. 2. Zależność granicy plastyczności stali 00H17 od temperatury dla różnych prędkości odkształcania  $\dot{\epsilon}$

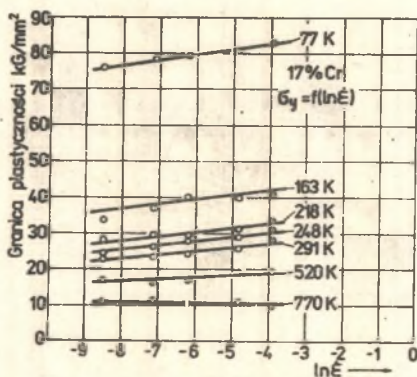


Rys. 3. Zależność granicy plastyczności stali 00H25 od temperatury dla różnych prędkości odkształcania  $\dot{\epsilon}$



Przeprowadzona analiza graficzna i matematyczna podanych na tych rysunkach zależności pozwoliła na określenie składowej atermicznej  $\sigma_y$  granicy plastyczności dla jednego i drugiego stopu. Wyniosła ona  $18,4 \text{ kg/mm}^2$  dla stali 00H17 i  $31,1 \text{ kg/mm}^2$  dla stali 00H25. Jednocześnie zależności  $\sigma_y = f(T)$  posłużyły do wyznaczenia (metodą graficzną) wartości  $(\partial \sigma / \partial T)_\xi$  dla różnych temperatur.

Uzyskane dane posłużyły również do ustalenia wpływu prędkości odkształcania na granicę plastyczności (rys. 4 i 5), co dało możliwość z nachylenia prostych określić wartości  $(\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon})_\xi$ .

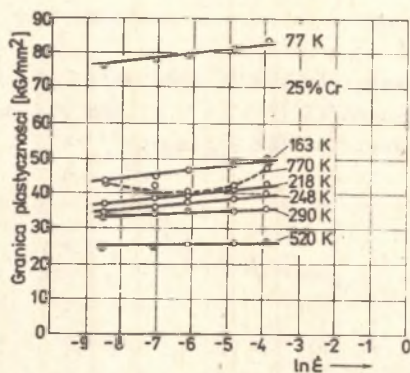


Rys. 4. Zależność granicy plastyczności stali 00H17 od prędkości odkształcania

Mając więc wartości  $(\frac{\partial \sigma}{\partial T})_\xi$  i  $(\frac{\partial \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}})_T$  można było obliczyć z zależności (1) entalpię aktywacji  $\Delta H$  (tablica 3 i 4 oraz rys. 6 i 7).

Dla niskich temperatur  $H$  stali 00H25 jest nieznacznie niższa niż dla stali 00H17, jednak rośnie ona znacznie szybciej ze wzrostem temperatury badania.

Wartości  $(\partial \sigma / \partial \ln \dot{\epsilon})_T$  odczytane z zależności  $\sigma = f(\ln \dot{\epsilon})_T$  posłużyły do obliczenia objętości aktywowanej  $v^*$  z zależności (2) (tablica 5) i do sporządzenia wykresów zależności objętości aktywowanej od naprężenia  $\sigma^*$  (rys. 8). Z wykresów  $v^* = f(\sigma^*)$  wynika, że różnice wartości objętości aktywowanej obu stopów są nieznaczne. Nie są one z pewnością większe niż dokładność, z jaką wyznacza się te wielkości.



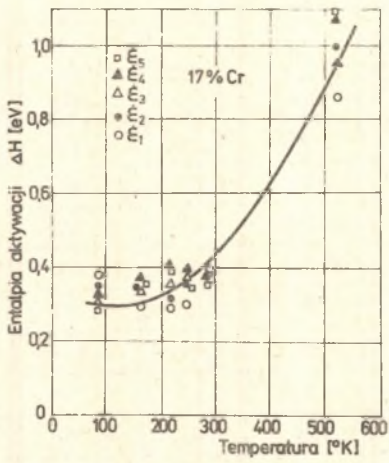
Rys. 5. Zależność granicy plastyczności stali OH25 od prędkości odkształcania

Tablica 3

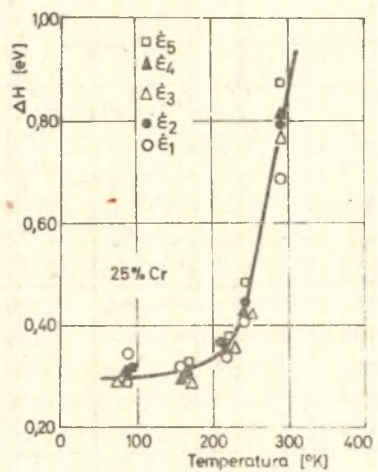
Wartość składowej termicznej  $\tau^*$  [kg/mm<sup>2</sup>] i entalpii aktywacji H [eV] dla różnych temperatur i prędkości odkształcania (stal OOH17)

$\dot{\epsilon}$ [1/sek]	T [K]	77	163	218	248	290
$\dot{\epsilon}_1$	$\tau^*$	24,71	4,87	1,96	1,10	0,38
	$\Delta H$	0,382	0,293	0,292	0,296	0,374
$\dot{\epsilon}_2$	$\tau^*$	24,49	5,53	2,50	1,335	0,727
	$\Delta H$	0,327	0,329	0,314	0,345	0,393
$\dot{\epsilon}_3$	$\tau^*$	24,78	6,23	1,92	1,16	0,19
	$\Delta H$	0,303	0,357	0,410	0,389	0,381
$\dot{\epsilon}_4$	$\tau^*$	24,73	5,84	1,83	1,49	0,25
	$\Delta H$	0,290	0,357	0,394	0,349	0,354
$\dot{\epsilon}_5$	$\tau^*$	24,62	5,02	2,005	1,10	0,28
	$\Delta H$	0,280	0,339	0,351	0,371	0,368





Rys. 6. Zależność entalpii aktywacji  $\Delta H$  od temperatury dla stali OOH17



Rys. 7. Zależność entalpii aktywacji  $\Delta H$  od temperatury dla stali OOH25

Tablica 4

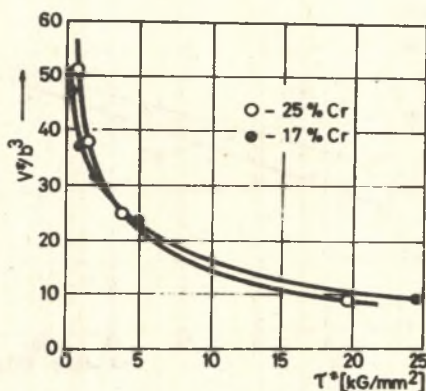
Wartości składowej termicznej  $\text{kJ/mm}^2$  i entalpii aktywacji  $H$  eV dla różnych temperatur i prędkości odkształcania (stal 00H25)

$\dot{\epsilon}$ [sek <sup>-1</sup> ]	T [K]	77	163	218	248	290
$\dot{\epsilon}_1$	$\dot{\epsilon}^*$	19,60	3,91	1,540	0,840	0,690
	$\Delta H$	0,342	0,327	0,339	0,424	0,685
$\dot{\epsilon}_2$	$\dot{\epsilon}^*$	19,25	4,21	1,98	1,110	0,74
	$\Delta H$	0,306	0,289	0,335	0,479	0,766
$\dot{\epsilon}_3$	$\dot{\epsilon}^*$	19,44	4,36	2,06	1,60	0,735
	$\Delta H$	0,296	0,302	0,327	0,436	0,766
$\dot{\epsilon}_4$	$\dot{\epsilon}^*$	19,695	4,71	2,25	1,475	0,215
	$\Delta H$	0,292	0,284	0,355	0,448	0,819
$\dot{\epsilon}_5$	$\dot{\epsilon}^*$	20,85	5,27	2,76	2,03	0,395
	$\Delta H$	0,284	0,327	0,378	0,485	0,873

Tablica 5

Wartości objętości aktywowanej  $V^*$  oraz całkowitej entalpii aktywacji  $H_0$  dla różnych temperatur

Stal	T	$\frac{\partial \dot{\epsilon}}{(\partial \ln \dot{\epsilon})_T}$	$V^*$	$V^*/b^3$	$\int_0^{\dot{\epsilon}^*} V^* d\dot{\epsilon}$	$H_0$	$\dot{\epsilon}^*$
	[K]	-	[ $\mu\text{m}^3$ ]	-	[eV]	[eV]	[ $\text{kJ/mm}^2$ ]
00H17	77	0,75	144,19	9,24	0,388	0,770	24,71
	163	0,625	365,94	23,42	0,144	0,437	4,87
	218	0,625	491,56	31,46	0,064	0,356	1,96
	248	0,60	582,82	37,30	0,040	0,336	1,1
	290	0,563	734,38	47,0.	0,014	0,388	0,38
00H25	77	0,71	241,25	9,04	0,380	0,722	19,60
	163	0,605	379,68	24,30	0,164	0,491	3,91
	218	0,52	591,26	37,84	0,102	0,441	1,54
	248	0,438	799,06	51,14	0,066	0,490	0,84
	290	0,270	1514,38	96,92	0,054	0,739	0,69



Rys. 8. Zależność objętości aktywowanej  $V^*/b^3$  w funkcji naprężenia  $\tau^*$  dla obu badanych stali

Ponieważ określone z zależności (1) wartości  $\Delta H$  zależą od temperatury i nie charakteryzują w pełni rodzaju pokonywanej przez dyslokację przeszkody, celowe więc było określenie tzw. oalkowitej entalpii aktywacji  $\Delta H_0$ , którą można wyliczyć stosując zależność podaną przez Rawlingsa [11]:

$$\Delta H_0 = \Delta H + \int_0^{\tau^*} v^* d\tau^* \quad (4)$$

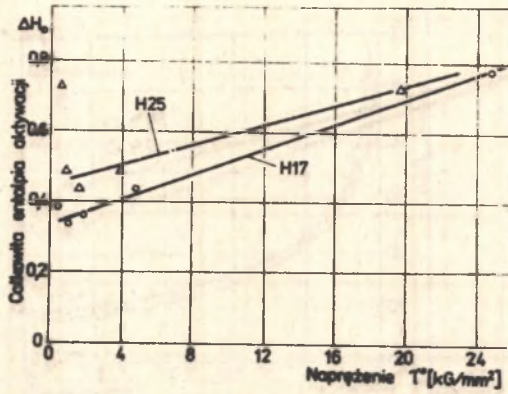
Całkę w tym równaniu określono drogą planimetrowania pola pod krzywą  $v^* = f(\tau^*)$ .

Wyniki ujmuje rys. 9. Wzrost zawartości chromu z 17 do 25% powoduje wzrost oalkowitej entalpii aktywacji.

Wpływ wielkości ziarna na granicę plastyczności określono badając zależność Halla-Petcha przy temperaturze otoczenia. Próbkę z różnym ziarnem były rozciągane z prędkością  $\dot{\epsilon} = 1,98 \cdot 10^{-4}$  1/sek. Rozciągano 5 próbek z każdego wariantu. Wyniki opracowane statystycznie ujmuje tablica 6.

Wykres zależności Halla-Petcha przedstawiono na rys. 10. Można z niego wnioskować, że wielkość ziarna przy temperaturze otoczenia wpływa istotnie na granicę plastyczności zarówno dla jednej jak i drugiej stali. Wielkości współczynnika  $k$  dla obu stopów różnią się znacznie, różnica w wielkości  $\sigma_0$  jest także istotna. Tak więc dla stali 00H17  $\sigma_0 = 17,2$  kg/mm<sup>2</sup>, natomiast dla 00H25  $\sigma_0 = 22,5$  kg/mm<sup>2</sup>. Wielkości  $k$  wynoszą 0,61 kg.mm<sup>-3/2</sup> i 1,32 kg.mm<sup>3/2</sup> odpowiednio dla stali 00H17 i 00H25.



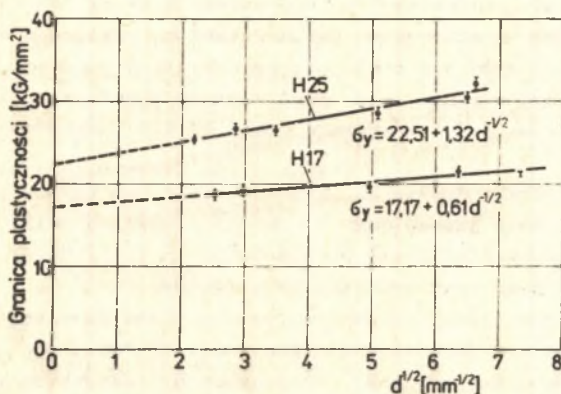


Rys. 9. Całkowita entalpia aktywacji  $\Delta H_0$  w funkcji składowej termicznej napięcia  $T$  dla obu gatunków stali

Tablica 6

Zależność średniej wartości granicy plastyczności  $\sigma_y$  od średniej wielkości ziarna  $d$  stopu H17 i H25

OOH17	$d^{-1/2}$ [mm <sup>-1/2</sup> ]	7,31	6,36	4,96	2,97	2,51	-
	$\sigma_y$ [kG/mm <sup>2</sup> ]	21,62	21,58	19,47	19,07	18,9	-
OOH25	$d^{-1/2}$ [mm <sup>-1/2</sup> ]	6,63	6,50	5,11	3,47	2,76	2,19
	$\sigma_y$ [kG/mm <sup>2</sup> ]	32,34	30,59	28,53	26,82	26,85	25,31



Rys. 10. Zależność Halla-Petcha dla stali OOH17 i OOH25

## DISKUSJA WYNIKÓW

Z określonej zależności Halla-Petcha wynika, że wielkość ziarna wpływa w większym stopniu na granicę plastyczności w stali OOH25 niż w OOH17. Współczynnik  $k = 0,61 \text{ kG} \cdot \text{mm}^{-3/2}$  dla stali OOH17 ma wartość zbliżoną do tej, jaką uzyskuje się w metalach i stopach o sieci A1. Uzyskana natomiast w stali OOH25 wartość  $k = 1,32 \text{ kG/mm}^{-3/2}$  ma wartość pośrednią pomiędzy uzyskiwaną dla sieci A1 (około  $0,5 \text{ kG} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ ) a wartością uzyskiwaną w przypadku metali i stopów o sieci A2 (około  $2 \text{ kG} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ ).

Uzyskane wartości współczynnika są wyższe niż otrzymane dla stali OH17T w pracy [12]. Uzyskana przez nich wartość wynosiła około  $0,3 \text{ kG} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ .

Fakt, że stosowane w praktyce stale posiadają współczynnik  $k$  zależności Halla-Petcha mniejszy niż czyste stopy, można by wyjaśnić różnicę w ilości i wielkości wydzieleni.

Z porównania wyników zależności Halla-Petcha badanych stali z wynikami uzyskiwanymi w pracy [12] dla podobnego ziarna ( $\bar{d} \approx 0,1 \text{ mm}$ ) wynika, że granica plastyczności jest niższa o około  $12 \text{ kG/mm}^2$  (około  $19 \text{ kG/mm}^2$  dla stopu OOH17 i ok.  $31 \text{ kG/mm}^2$  dla OH17T). Podobna różnica występuje w wartości  $\sigma_0$  ( $12 \text{ kG/mm}^2$ ). Świadczy to o tym, że wzrost granicy plastyczności w stalach w porównaniu do badanych stopów wiązać należy z przyrostem oporów ruchu dyslokacji.

Wzrost ten jest prawdopodobnie związany z obecnością znacznie większej ilości atomów międzywęzłowych, a więc znacznie większej liczby wydzieleni.

Stale o obniżonej zawartości pierwiastków międzywęzłowych odkształcają się więc łatwiej, a uzyskane w trakcie procesu rozciągania wydłużenia były rzędu 30-40% dla wszystkich badanych wielkości ziarna. Na niektórych próbkach osiągnano przy podwyższonych temperaturach nawet 70% wydłużenia.

Z danymi uzyskanymi z zależności Halla-Petocha korespondują w pewnym stopniu również wyniki otrzymane z rozdziału granicy plastyczności na składową termiczną. Uzyskana w niniejszej pracy wartość składowej atermicznej stali 00H17 jest niższa niż w przypadku stali 0H17TI (odpowiednio ok. 18 i 23  $\text{kg/mm}^2$ ).

Wartości  $\sigma_{\mu}$  dla stali 00H25T są natomiast zbliżone (około 31 i 30  $\text{kg/mm}^2$ ), co nie jest sprawą jasną, gdyż w oparciu o analizę roli wydzieleni należałoby się spodziewać większej wartości  $\sigma_{\mu}$  dla stali 0H25T. Prawdopodobnie jednak zaważył na tych wynikach błąd metody.

Analiza wyników rozciągania z różnymi prędkościami prowadzi do wniosku że stopy te nie wykazują dużej czułości na prędkość odkształcenia (zależności  $\sigma$  od  $\ln \dot{\epsilon}$  są niezbyt silne). Z nachylenia prostych na rys. 4 i 5 można wnioskować, że czułość na prędkość odkształcenia rośnie ze spadkiem temperatury, natomiast podczas odkształcania przy 520 i 770 K praktycznie nie zależy od  $\ln \dot{\epsilon}$ . Wyjątek stanowi tu stop 000H25, dla którego przy 770°K występuje umocnienie wiążące się z tzw. "kruchością" 475".

Określone w tych badaniach wartości objętości aktywowanej są zbliżone do tych, jakie uzyskał dla stopu Fe - 30% Cr Lagneborg [13] i nieco niższe niż otrzymane w pracy [12]. Wartości całkowitej entalpii aktywacji wynoszą dla badanych stali od 0,4 do 0,8 eV i są niższe niż uzyskane przez Lagneborga (około 0,8 eV) oraz Gorozycę i współpr. (około 1 eV).

Uzyskane wartości objętości aktywowanej  $V$  i całkowitej entalpii aktywacji  $\Delta H_0$  wskazują, że proces odkształcenia zachodzi mechanizmem Peierlsa. Jednakże zmiana wartości  $\Delta H_0$  z naprężeniem  $\sigma$  może sugerować, że ze zmianą temperatury zmienia się udział tego mechanizmu, to znaczy, że nie jest on jedynym, jaki działa w trakcie odkształcania.

Zauważyć również należy, że wartości  $\Delta H_0$  (rys. 10) są niższe dla stopu 00H17 niż 00H25, co wiązać można ze wzrostem zawartości chromu. Fakt ten jak również wyższe znaczenie wartości oporów ruchu dyslokacji  $\sigma_0$  i składowej atermicznej  $\sigma_{\mu}$  dla stali 00H25 w porównaniu ze stałą 00H17 tłumaczą wpływ zwiększonej zawartości chromu na własności plastyczne stali.

To wszystko jest więc przyczyną podwyższenia własności mechanicznych a obniżenia własności plastycznych, spowodowanych zwiększoną zawartością chromu.

Porównanie  $\sigma_0$ ,  $\sigma_{\mu}$ ,  $V$  i  $\Delta H_0$  stali 00H17 i 00H25 ze stalami H17T i H25T wskazuje, że ze względu na mniejszą ilość węgla i azotu, a więc mniejszą znacznie ilość wydzieleni, odznaczają się one lepszymi własnościami plastycznymi. Należy więc prowadzić prace mające na celu wdrożenie ich do pró-



dukoji. Ograniczenie w jak największym stopniu zawartości C i N jest bowiem najlepszą metodą uniknięcia kłopotów technologicznych związanych z produkowanymi do tej pory stalami typu H17 i H25.

## WNIOSKI

1. Przeprowadzone badania wykazały, że granica plastyczności stali 00H17 Cr i 00H25 o obniżonej zawartości węgla i azotu jest o około 40% niższa niż w stalach OH17T i OH25T. Obniżenie granicy plastyczności wynika ze zmniejszenia oporów ruchu dyslokacji  $\sigma_0$ .

2. Na podstawie określonej dla temperatury otoczenia zależności Halla-Petoha stwierdzono, że wielkość ziarna wpływa istotnie na granicę plastyczności stali 00H17 i 00H25.

3. Uzyskane wartości składowej atermicznej  $\sigma_0$  są dla stali 00H17 niższe niż dla stali OH17T, natomiast wartości  $\sigma_0$  dla stali 00H25 i OH25T są zbliżone.

4. Porównanie oporów ruchu dyslokacji  $\sigma_0$ , objętości aktywowanej  $V^*/b^3$  i entalpii aktywacji  $\Delta H_0$  stali 00H17 i 00H25 ze stalami OH17T i OH25T wyjaśnia wzrost własności plastycznych tych stopów.

5. Dodatek chromu z 17 do 25% powoduje zwiększenie  $\sigma_0$  i  $\Delta H_0$ , co wyjaśnia przyczynę wzrostu granicy plastyczności stali 00H25 w porównaniu do 00H17.

## LITERATURA

- [1] Materiały konferencji "Stainless Steel 77".
- [2] Dorn J.E.: Dislocation Dynamics. Mc Graw-Hill Book Company, New York - Sydney.
- [3] Wieczorek A.: Praca doktorska, AGH 1976.
- [4] Okazaki K., Conrad H.: Trans.Jap. Inst. Metals. 13 (1972) s.205.
- [5] Briggs T.K., Campbell J.D.: Acta Met. 20 (1972), s. 711.
- [6] Evans A., Rawlings R.: Termiczny aktywowany procesy w krystalach. Izd. Mir, Moskwa 1973.
- [7] Korbek A.: Nowoczesne metody badawcze w metalurgii i metaloznawstwie. Skrypt AGH pod redakcją Przybyłowicza i Jasińskiej. AGH 1978.
- [8] Conrad H., Wiedersich H.: Acta Met. 8 (1960), s. 128.
- [9] Li J.C.H., Chon Y.T.: Met. Trans. (AIME), t. 1 (1970), s. 1145.
- [10] Szkopiak Z.C.: Effect of Grain Size on Mechanical Properties of Polycrystalline Metals - Raport wewnętrzny Uniw. Surrey, Anglia.
- [11] Rawlings R.D.: Scripta Metal. t. 2 (1968), s. 1737.
- [12] Gorczyca S., Wieczorek A., Pietrzy J.: Arch. Hutnictwa t. XXI(1976), s. 391.
- [13] Lagneborg R.: Acta Met. t. 15 (1967), s. 1737.

ПРЕДЕЛ ПЛАСТИЧНОСТИ СТАЛЕЙ H17 И H25  
С МЕНЬШИМ СОДЕРЖАНИЕМ ЭЛЕМЕНТОВ МЕЛКОУЗЛИ

Резюме

В работе представлены результаты исследований по экспериментальному определению составляющих напряжения течения, необходимых для теоретического формулирования вопроса предела пластичности в ферритных хромовых сталях.

Показано, что на предел пластичности существенное влияние имеет размер зёрен. Кроме этого установлено, что стабилизация титаном сталей OH17T и OH25T выгодно влияет на пластические свойства этих сплавов, а предел пластичности сталей OOH17Cr и OOH25 с пониженным содержанием углерода и азота на около 40% ниже, чем сталей OH17T и OH25T.

THE YIELD POINT OF H17 AND H25 STEELS WITH DECREASED CONTENT  
OF INTERSTITIAL ELEMENTS

Summary

The paper presents the results of research on experimental determination of flow stress components, indispensable in theoretical approach to the problem of yield point of chromium ferritic steel. The magnitude of grain proved to have been essentially influential on the yield point. Moreover, it has been stated that stabilization with titanium positively influences the plastic properties of the OH17T and OH25T steels, and the yield point of OOH17Cr and OOH25 steels with decreased content of carbon and nitrogen is about 40% lower than of the OH17T and OH25T.