Seria: MECHANIKA z. 22

Nr kol. 130

FRYDERYK STAUB, JAN BUBLIŃSKI Katedra Metaloznawstwa

WPLYW TEMPERATURY ODPUSZCZANIA NA KOROZJĘ NAPRĘŻENIOWĄ I KRUCHOŚĆ WODOROWĄ STALI 1H13, 3H13, H17 1 H18

<u>Streszczenie:</u> Zbadano wpływ temperatury odpuszczania na skłonność stali 1H13, 3H13, H17 i Hi8 do po wstawania pęknięć w wyniku korozji naprężeniowej i kruchości wodorowej. Próbki hartowane odpuszczano w zakresie temperatur 100-550°C i po przyłożeniu naprężeń poniżej granicy plastyczności poddano korozji w 10% roztworze wodnym NaCl, a także katodowemu nasycaniu wodnym w 10% roztworze wodnym H₂SO₄ z dodatkiem As₂O₃ 0,05 g/litr. Zestawiono wyniki badań własnych oraz przedstawiono zmiany strukturalne. Największą skłonność do pęknięć w wyniku korozji naprężeniowej i kruchości wodorowej wykazały próbki odpuszczane w zakresie temperatur 425--540°C.

1. Wstep

Stale nierdzewne znane są od szeregu lat i stosowane są w prze myśle chemicznym, energetycznym, naftowym, nowoczesnych konstrukcjach silników odrzutowych, a w ostatnich latach do budowy autoklawów w reaktorach atomowych [1, 2, 3].

Wiadomo, że elementy konstrukcyjne, pracujące w warunkach działania ośrodków korozyjnych ulegają zniszczeniu w wyniku ko rozji naprężeniowej lub kruchości wodorowej.

Na powstawanie pęknięć w wyniku korozji naprężeniowej wywierają wpływ takie czynniki jak: naprężenia własne – wywołane przez zgniot na zimno, przy spawaniu konstrukcji i inne pochoazące z procesów technologicznych – a głównie, przez zewnętrznie przyłożone naprężenia rozciągające oraz ośrodki korozyjne. Urządzenia przemysłowe pracujące w atmosferze siarkowodoru ulegają zniszczeniu w wyniku kruchości wodorowej, a nie korozji naprężeniowej.

Stwierdzono, że odporność na korozję naprężeniową i kruchość wodorową, w stalach nierdzewnych, zależna jest w znacznym stopniu od rodzaju zastosowanych zabiegów obróbki cieplnej

Intensywne badania korozji naprężeniowej i kruchości wodorowej oraz warunków powstawania pęknięć w stalach nierdzewnych i kwasoodpornych prowadzone są dopiero po drugiej wojnie światowej dowodem czego, są liczne publikacje oraz krajowe i międzynarodowe konferencje poświęcone tym problemom [4].

2. Przegląd piśmiennictwa

2.1. <u>Mechanizm inicjowania i rozprzestrzeniania pęknięć w wy-</u> hiku korozji naprężeniowej

R. Austen [5] w pracy swej wykonanej w 1886 r. wykazał,że pręty z 13-karatowego złota, utwardzone przez zgniot na zimno i zanurzone w roztworze chlorku żelaza, pękały po kilku minutach. Jest to prawdopodobnie pierwszy przykład wpływu naprężeń i ośrodka korozyjnego na powstawanie pęknięć.

Zagadnienie korozji naprężeniowej jest bardzo skomplikowane ponieważ oprócz naprężeń - dominujący wpływ wywierają również czynniki metalurgiczne i chemiczne. Pomimo, że badania korozji naprężeniowej prowadzone są od wielu lat, to jednak mechanizm inicjowania i rozprzestrzeniania pęknięć nie został dotychczas należycie wyjaśniony. Zaproponowano wtele teorii i hipotez dla wyjasnienia wpływu niegodnych uwagi ośrodków korozyjnych w obecności naprężeń, jednakowoż dotychczas nie opracowano jednolitej teorii, którą konsekwentnie można by zastosować dla wszy stkich materiałów i ośrodków korozyjnych.

Badania przeprowadzone w ostatnich latach, sugerują możliwość lepszego zrozumienia mechanizmu korozji naprężeniowej w w najbliższej przyszłości. Stosunkowo niewiele prac poświęcono badaniom monokryształów Wasserman [6], Edmunds [7], Denehard [8] oraz Eldeleanu i Forty [9] przeprowadzili badania na kryształach mosiądzu: Bakish i Roberston [10] oraz Roberston i Tetelman [i1] na kryształach Cu₃Au; zaś Paxton i współpracownicy [i2] na pojedynczych kryształach stali austenitycznej. Natomiast bardzo obszerne badania przeprowadzono na metalach i stopach wielokrystalicznych [13]. Stwierdzono, że metale czyste nie wykazują na ogół skłonności do pęknięć korozyjnych w niektórych ośrodkach.Czysta miedź poddana naprężeniom i następnie zanurzona w amoniaku nie wykazuje pęknięć, lecz jeśli zawiera ona od 0,1 do 0,2% an tymonu, fosforu lub krzemu staje się nadzwyczaj wraźliwa [14].

Zanieczyszczenia często wywierają dominujący wpływ na korozję stopów np. stal kwasoodporna o składzie: 20% Cr, 20% Ni i 0,1% N₂ poddana naprężeniom i działaniu wrzącego 42% roztworu chlorku magnezu staje się krucha, zaś przy zawartości 0,002 N₂ pozostaje ciągliwa [12]. Jednakowoż w wielu przypadkach zanieczyszczenia nie są istotne [15]. Bakish i Robertson [10] wykazali, że czyste kryształy Cu₃Au zanurzone w roztworze FeCl₃ oraz mosiądzu w amoniaku uległy pęknięciom w bardzo krótkim czasie.

Ogólnie przypuszcza się, że granice ziarn odgrywają znaczną rolę w procesie pękania korozyjnego, jednakowoż badania przeprowadzone na monokryształach wykazały, że nie są one tak istotne [15].

Szybkość rozprzestrzeniania pęknięć w wyniku korozji naprężeniowej wynosi ok. 1 cm/godz. a więc jest około 10³ razy większa aniżeli w przypadku zwykłej korozji elektrochemicznej[16]

Zarodkowanie pęknięć w metalach i stopach wielokrystalicznych spowodowane jest spiętrzeniem dyslokacji przy granicach ziarn.

Forty [17] sugeruje, że zarodkowanie pęknięć w mosiądzach & może wynikać z kruchości powierzchni, prawdopodobnie spowodowanej przez powstawanie gąbczastej warstwy krystalicznej zawierającej mikropory. W stopach wrażliwych na działanie korozji naprężeniowej, ośrodek korozyjny usuwa selektywnie jedon

5

ze składników, np. cynk z mosiądzu zanurzonego w amoniaku, miedź że stopu Cu₃Au w roztworze FeCl₃. Selektywne usuwanie jednego ze składników stwarza możliwość przemieszczania wakansów z powierzchni i przez aglomerację wakansów utworzenie zarodka pęknięcia [18].

Według przypuszczeń Forty'ego [17] gromadzące się wakansy, tworzą szczeliny w aktywnych płaszczyznach poślizgów i być może umiejscowiają się one wzdłuż indywidualnych lub grupowych dyslokacji poślizgowych.

Nieco odmienny mechanizm zarodkowania pęknięć zaproponował również Forty [17]. Jego zdaniem następuje usuwanie obu składników i następne osadzanie jednego z nich w postaci kruchej ziarnistej elektrolitycznej powłoki oraz utworzenie"chemicznie utwardzonej" warstwy powierzchniowej poprzez oddziaływanie wzajemne dyslokacji i wakansów w warstwach powierzchniowych możliwe przez przemianę poślizgowych dyslokacji w śrubowe.

Na podstawie obserwacji kryształów Cu₃Au poddanych naprężeniom i zanurzeniu w 2% roztworze FeCl₃ Robertson i Tetelman [11] sugerują, że miejscem zapoczątkowania korozji przy powierzchni - są agregaty dyslokacji podtrzymywane przez barierę Lomera-Cottrels [19, 20]. Wytrzymałość takiej bariery, a także ilość dyslokacji, które mogą się spiętrzać poza nią, jest funkcją energii błędów ułożenia, a ta znowu jest funkcją skłą-



Rys.1. Mechanizm zarodkowania pęknięć korozyjnych przy barierze Lomer -Cottrell w stopach Cu Au [19] du chemicznego. Przy barierze Lomera-Cottrela energia odkształcenia spiętrzonych grup dyslokacji i energia błędów ułożenia indywidualnych dyslokacji, są odpowiedzialne za reaktywność chemiczną wzdłuż bariery. Schematycznie przed stawiono to na rys. i. W trakcie przebiegu reakcji, gdy jeden ze składników jest proferoncjalnie wy ciskany na powierzchnię, wówczas pozostałe wakansy ulegają koalescencji tworząc mikropory lub nieuporządkowaną strukturę, przez którą nie mogą przemieszczaó się dyslokacje. Mikropory te są pewnego rodzaju pułapką, która powoduje, że dyslokacje krawędziowe, przemieszczające się na jednej lub obu płaszczyznach poślizgu zrastają się tworząc zarodki pęknięć.

W stopach wielokrystalicznych poddanych badaniom korozji naprężeniowej, zaobserwowano rozprzestrzenianie się pęknięć w kierunku prostopadłym do przyłożonych naprężeń – niezależnie od orientacji krystalograficznej. Jednakowoż nowsze badania wykazały, że zarodkowanie pęknięć jest związane z defektami li niowymi, a więc jest strukturalnie wrażliwe. W mosiądzach pęknięcia na ogół przebiegają po płaszczyznach {111} [8, 9], zaś w stali austenitycznej 20% Cr, 20% Ni płaszczyzna pęknięcia jest [100] [12].

W 1940 r. Dix [21] przedstawił elektrochemiczną teorię korozji i na jej podstawie najczęściej interpretowany jest mechanizm zarodkowania oraz rozprzestrzeniania pęknięć, przy uwzględnieniu naprężeń. Według zaproponowanej teorii, pęknięcia korozyjne przebiegają przez materiał wzdłuż bardziej lub mniej ciągłych i podatnych stref. Są one anodą w odniesieniu do całej objętości materiału, również i do ośrodka korozyjnego. Przyłożone naprężenia do czystych anodowych materiałów, poweduje zniszczenie błonki ochronnej, która powstała uprzednio.Istnienie takich stref anodowych przy granicach ziarn stwierdzono w stopach (AlCu) AlCu₄.

Uhlig [13, 22] sugeruje, že wzrost reaktywności atomów wzdłuż stref uczulonych na pękanie, spowodowany jest różnicą składu wywołaną odkształceniem plastycznym przy wierzchołku mikropęknięcia. Na przykład azotki żelaza i węgliki są katodą względem żelaza. Jeśli w próbce stalowej atomy azotu i węgla dyfundują do dyslokacji wytwarzających się w wierzchołku mikro pęknięcia, wówczas dyslokacje takie, wraz z przyległą atmosferą mogą tworzyć powierzchnie katodowe.

Nieco odmienną mechaniczną teorią rozprzestrzeniania pęknięć omawia Nielson [23] opierając się na fakcie, że produkty korozji zajmują większe objętości, aniżeli objętości metalu zniszczonego w jej wytworzeniu. Wiadomo, że korozja szczelinowa w stalach konstrukcyjnych wywołana jest przez ciśnienie w klinach - w wyniku tworzenia się rdzy w szczelinach. Sugeruje on również, że nierozpuszczalne produkty korozji odgrywają znaczną rolę w rozprzestrzenianiu pęknięć śródziarnistych. W stali austenitycznej; korozja lokalnych anod zachodzi przy lub w pobliżu wierzchołka pęknięcia, powodując rozpuszczalność jonów metalicznych. Jony te następnie przemieszczają się poza wierzchołki pęknięcia, do powierzchni katodowych wewnątrz pęknięcia, gdzie reagują z jonami wodorotlenków tworząc wydzielenia. Zwiększająca się ilość wydzieleń powoduje spiętrzenie naprężeń przy wierzchołku pęknięć, które łącznie z przyłożonymi napręże niami są wystarczające do rozprzestrzeniania pęknięć.

2.2. <u>Korozja naprężeniowa w stalach nierdzewnych martenzytycz-</u><u>nych</u>

Mechanizm zarodkowania i rozprzestrzeniania pęknięć w wyniku korozji naprężeniowej w stalach nierdzewnych martenzytycznych jest interpretowany w różny sposób.

Lillys i Nehrenberg [24] przypuszczają, że jeżeli stał o za wartości 12% Cr użyto jako katodę w procesie elektrochemicznym wówczas zarodkowanie pęknięć zostaje zahamowane; jednak Uhlig [25] kwestionuje to i podaje, że w takich przypadkach zarodkowanie i rozprzestrzenianie pęknięć jest raczej przyspieszane. Podaje on, że gdy stał zastosuje się jako katodę, a aluminium jako anodę, wówczas po zanurzeniu jej w 3% roztworze NaCl uleg nie ona zniszczeniu po kilkunastu godzinach.

Badania korozji naprężeniowej stali nierdzewnych i kwasoodpornych przeznaczonych na łopatki turbin parowych prowadzone są od zakończenia drugiej wojny światowej [26, 27]. Jednakowoż w dotychczasowych badaniach nie uwzględniono takich czynników jak: wpływ temperatury odpuszczania oraz słabo działających ośrodków korozyjnych, aczkolwiek Badger [28], Thielemenn i współpracownicy [29] opublikowali pewne fragmentaryczne dane dotyczące tego zagadnienia. Obszerne badania wpływu naprężeń na szybkość pękania stali nierdzewnych, martenzytycznych poddanych działaniu korozji w atmosferze zawierającej 5% NaCl oraz kruchości wodorowej, prze prowadzili Lillys i Nehrenberg [24]. Badania te przeprowadzono na próbkach ze stali 410; 420; 422 i 436 - o składzie: 0,10 -- 0,35% C, 12-14% Cr, 0,3-2% Ni, 0,25-0,35% V, 1-3% W i 0,12 -- 1,25% Mo. W zależności od składu chemicznego próbki hartowano z temperatur 980-1040°C i odpuszczano w zakresie temperatur 150-650°C. Stwierdzono, że najbardziej wrażliwe na działanie korozji naprężeniowej w roztworze NaCl, wykazują próbki odpusz czone w zakresie temperatur 425-540°C. Natomiast jeśli w struk turze jest 5-10% Ś ferrytu - stale takie wykazują znacznie mniejszą skłonność do pęknięć przy odpuszczaniu w tym zakresie temperatur.

Według Cooka [30] ferryt δ - hamuje rozprzestrzenienia pęknięć w pewnym stopniu, lecz tylko w tych przypadkach, gdy roz przestrzeniają się one w kierunku prostopadłym do przebiegu włókien. Przy rozprzestrzenianiu pęknięć w kierunku równoległym do przebiegu włókien wpływ δ ferrytu jest znikomy. Wykazano również [30], że próbki wycięte z wirnika turbiny parowej, wykonanego ze stali o składzie: 0,2% C, 13% Cr, 1% W, 1% Mo 1 0,25% V zahartowane oraz odpuszczone w 650°C po zanurzeniu w 5% roztworze NaCl i naprężeniu 70 kG/mm² wykazały pęknięcia po 9 dniach pomimo, że w strukturze stwierdzono 5% δ - ferrytu.

Trozzo i Mc Cartney [3] przeprowadzili badania na 3 gatunkach stali nierdzewnych, przeznaczonych do budowy autoklaw reaktorów atomowych. Skład chemiczny stali podano w tablicy 1.

Tablica 1

Gatunek	Skład ohemiczny w %						Skład ohemiczny			CALCULATION OF
stali	C	Min	<u>\$1</u>	Cr	Мо					
H1	0.12	0.56	0,41	12.2	0.07					
H2	0,10	0,63	0,32	12.7	0,32					
H3	0,15	0,70	0,30	12,20	0,03					

9

Próbki hartowane z temperatury 980° C i odpuszczane w 340° C przez 2 godziny wykazały następujące własności: Rpl 98-99,5 kG/mm², R_r 128-140 kG/mm², a₄ 13,5-15,0% i c 58-62,3%. Przy na prężeniach ok. 56 kG/mm² próbki stali H₁ i H₃ poddane działaniu korozji w powietrzu nasyconym parą wodną o temperaturze 150° C wykazały pęknięcia po tygodniu. Próbki stali H₂ (z dodat kiem molibdenu) nie wykazały pęknięć, po wytrzymywaniu ich w ośrodku przez 8 tygodni. Niektóre próbki ze stali H₁ i H₃,uległy zniszczeniu w tym ośrodku korozyjnym przy naprężeniach około 28 kG/mm².

2.3. Kruchość wodorowa stali

Stwierdzono, że stale ferrytyczno-perlityczne i martenzytyczne są skłonne do samorzutnych pęknięć, zwłaszcza w ośrodkach zawierających siarkowodór.

W przemyśle naftowym, rury i żerdzie wiertnicze ulegają w krótkim czasie zniszczeniu w wyniku kruchości wodorowej i naprężeń. Zaobserwowano liczne pęknięcia w stalach o wysokiej wytrzymałości platerowanych kadmem. Pęknięcia takie stwierdzo no również w dużych odlewach staliwnych, studzonych powoli po odlaniu, w których pozostaje pewna ilość wodoru po skrzepnięciu.

Wodór może być wprowadzony również do stali podczas trawienia lub powlekania galwanicznego. Następstwem tego jest przyspieszony przebieg zjawisk opóźnionego pękania lub statycznego zmę czenia stali, która ulega zniszczeniu po upływie pewnego czasu przy stosunkowo niskich naprężeniach rozciągających. Okres inkubacyjny zarodkowania i rozprzestrzeniania pęknięć zależny jest głównie od koncentracji wodoru, mniej natomiast od wielkości naprężeń.

Zgodnie z badaniami Cotterilla [31] kruchość wodorową w sta lach charakteryzują następujące spostrzeżenia:

- 1. Nie obserwuje się kruchości w czystym żelazie.
- Wodór nie wpływa na własności sprężyste, lecz może tłumić zjawiska płynięcia zwłaszcza w stalach miękkich.

10

Wpływ temperatury odpuszczania na korozję ...

- Obniżenie naprężeń niszczących proporcjonalnie do koncen tracji wodoru.
- 4. Wydłużenie i przewężenie także zmniejszają się proporcjo nalnie do zawartości wodoru - do 0,025% atomowych, przy większej koncentracji własności plastycznie są niższe i względnie stałe.
- Kruchość zmniejsza się ze wzrostem prędkości odkształcenia i nie zaobserwowano jej przy obciążeniach dynamicznych.
- Kruchość występuje w ograniczonych zakresach temperatur 150 do 340[°]K, jednakowoż maksimum zaobserwowano w w 300[°]K.
- 7. Nie stwierdzono kruchości przy badaniach na ściskanie.
- Można zapobiec kruchości wodorowej przez wyżarzanie w za kresie temperatur 425 do 475⁰K przez 24 godziny.

Według danych z piśmiennictwa [31] do 1960 r. opublikowano około 1500 prac dotyczących zagadnień kruchości wodorowej. Opierając się na danych opublikowanych w tych pracach, trudno jest przedstawić uogólniene tezy odnośnie mechanizmu pękania w wyniku kruchości wodorowej, ponieważ badania te przeprowadzono na różnych stopach, przy stosowaniu odmiennych metod badania i nasycania wodorem. Zaproponowano wiele teorii i hipotez, któ re tylko w 50% są zgodne z wynikami uzyskanymi doświadczalnie. Natomiast wiele z nich nie tylko że nie wyjaśnia zachodzących zjawisk, lecz są sprzeczne z wynikami badań, które zostały wcześniej opublikowane.

Dla zrozumienia mechanizmu kruchości wodorowej staje się ko nicznym rozważenie, gdzie umiejscowiony jest wodór w sieci oraz jaki wpływ wywiera on w stopach żelaza [32, 33]. Wiadomo, że wodór "in statu nascendi" umieszczony jest między węzłami sieci. Graniczna rozpuszczalność jego w stali "o" zależna jest od temperatury "T" i ciśnienia "P" - można to wyrazić następująco:

 $c = 42,7 P^2 \exp \left\{-\frac{6560}{RT}\right\}$

(1)

Fryderyk Staub, Jan Bubliński

W temperaturze pokojowej przy ciśnieniu P = 1 at. - $c = 5.10^{-4}$ części ciężarowych na milion.

Większe ilości wodoru - powyżej granicznej rozpuszczalności - można wprowadzić przez katodowe nasycanie lub przez wygrzewa nie stali w wysokich temperaturach w atmosferze wodoru i nastę pne szybkie oziębienie. Po takich zapobiegach można osiągnąć 5-10 części ciężarowych wodoru na milion, który pozostaje w stali w temperaturze 20°C. Ta ilość wystarczająca jest do wywo łania znacznej kruchości.

Przeprowadzone odpowiednie badania wykazały, że wodór gromadzi się w szozelinach powodując wzrost ciśnienia wewnętrznego P. Ciśnienie to i przyłożone naprężenia 6, stwarzają takie warunki, że można zastosować kryterium Griffitha dla rozprzestrzeniania pęknięć.

Badania przeprowadzone przez Tetelmana i Robertsona [34] wy kazały, że wodór wywołuje pęknięcia w stopach Fe, nawet w takich przypadkach, gdy naprężenia zewnętrzne są równe zero, a i lość pęknięć zależy od koncentracji wodoru. Istnieją przypuszczenia, że przy przesyceniu wodorem, atomy łączą się w molekuły na granicach rozdziału faz: wtrącenie niemetaliczne - osnowa metalu. W tych przypadkach naprężenia wewnętrzne wywołane wzrostem ciśnienia niwelowane są przez tworzące się szczeliny, które pod pewnym względem podobne są do pęknięć rozdziel czych twardych materiałów.

Ostatecznie, rozważono problem wywołania kruchości wodorowej w układach polikrystalicznych. Wykazano, że przełomy nie są nigdy całkiem kruche oraz że próbki nasycone zachowywały się podobnie jak nienasycone w obszarze przejścia w stan kruchy. Granice ziarn działają jako mocne bariery przy rozprzestrzenianiu pęknięć, a jeśli współdziałające efekty ciśnienia wewnętrznego i naprężeń zewnętrznych są niedostateczne dla przemieszczenia pęknięcia poprzez granice ziarn, to pękanie zo stanie powstrzymane. Nie ulegnie wznowieniu póki nie wzrośnie jeden lub oba te czynniki (ciśnienie wewnętrzne lub naprężenie zewnętrzne). Ponieważ szybkość narastania ciśnienia jest regulowana dyfuzją wodoru od jednego pęknięcia do drugiego, natomiast całkowite naprężenie potrzebne dla utworzenia pęknięcia zależy od odkształcenia plastycznego na wierzchołku pęknięcia, przeto kruchość wodorowa nie wystąpi przy niskich temperaturach lub szybkim odkształcaniu, a pęknięcie będzie się rozprzestrzeniać głównie poprzez ścinanie.

3. Badania własne

3.1. Materialy

Badania przeprowadzono na 4 gatunkach stali nierdzewnych 1H13, 3H13, H17 i H18. Stale dostarczono w postaci blach i taśm walcowanych na gorąco, następnie poddanych wyżarzaniu zmiękczającemu. Skład chemiczny stali przeznaczonych do badań podano w tablicy 2.

Tablica 2

Gatunek	Contraction of the	Grubosć					
st ali	C	Mn	Si	Р	S	Cr	mm
1H13	0,12	0,55	0,20	0,013	0,022	11,2	1
3H13	0,28	0,45	0,20	0,015	0,029	12,5	1
H17	0,10	0,64	0,21	0,030	0,020	15,7	2
H18	0,99	0,32	0,39	0,021	0,022	18,04	3

Skład chemiczny stali

3.2. Próbki

Z każdego gatunku wykonano po 50 próbek płaskich o wypiarach: 1 x 15 x 130 mm dla stali 1H13 i 3H13, 2 x 15 x 130 mm dla sta li H17 i 3 x 15 x 130 mm dla stali H18.

3.3. Ohróbka cieplna próbek

Obróbkę cieplną próbek przeprowadzono w piecach: elektrycznym solnym z automatyczną regulacją temperatury z dokładnością ± 5°C oraz w piecu elektrycznym oporowym, z wymuszonym obie-

Fryderyk Staub, Jan Bubliński

giem atmosfery i automatyczną regulacją temperatury z dokładnością [±] 5⁰C. Pomiaru temperatury dokonano termoparą Ni-NiCr. Warunki i sposób przeprowadzenia obróbki cieplnej podano w tablicy 3.

TE	bl	10	a	5
----	----	----	---	---

		Hartowanie			Odpuszczanie			(M)
Gatu nek stali	obróbki ciepl- nej	temp. °C	czas grzewa- nia min.	ośro- dek chło- dzący	temp. °C	czas odpu- szcz. godz.	ośrodek chłodzą~ cy	dość śred- nia HV
1H13	A1234 A34 A5	1010 1010 1010 1010 1010	10 10 10 10 10	olej olej olej olej olej	360 410 473 500 550	2 2 2 2 2	powietrze powietrze powietrze powietrze powietrze	436 435 410 371 271
3H13	B1 B2 B3 B4 B5	980 980 980 980 980 980	10 10 10 10 10	olej olej olej olej olej	360 410 475 500 550	22222	powietrze powietrze powietrze powietrze powietrze	505 523 493 437 322
H17	C12234567	1010 1010 1010 1010 1010 1010 1010	10 10 10 10 10 10 10	woda woda woda woda woda woda	100 200 300 400 475 500 550	2 2 2 2 2 2 2 2 2	powietrze powietrze powietrze powietrze powietrze powietrze powietrze	173 177 171 173 174 182 169
H18	D ₁ D2 D3 D4 D5 D6 D7	1050 1050 1050 1050 1050 1050 1050	10 10 10 10 10 10 10	olej olej olej olej olej olej	100 200 300 400 475 500 550	2 2 2 2 2 2 2 2 2	powietrze powietrze powietrze powietrze powietrze powietrze powietrze	HRC 56 53 51 52 49 50 37

3.4. Próba twardości

Próbę twardości sposobem Vickersa stali 1H13, 3H13, i H17 prze prowadzono na aparacie firmy Hauser przy obciążeniu 5 kG, natomiast twardość stali H18 wyznaczono sposobem Rockwella przy użyciu stożka diamentowego i obciążeniu 150 kG. Średnie wyniki pomiarów twardości zestawiono w tablicy 3 oraz przedstawiono graficznie na rys. 2 1 3.



Rys. 2. Zmiany twardości w zależności od temperatury odpuszcza nia stali: 1H13 i 3H13



Rys. 3. Zmiany twardości w zależności od temperatury odpuszcza nia:stal1: H18

3.5. Przygotowanie próbek do badań korozji naprężeniowej i kru ohości wodorowej

Obrobione cieplnie próbki przeznaczone do badań korozji naprężeniowej w 10% roztworze NaCl i kruchości wodorowej przygotowa no w następujący sposób:

- a) powierzchnie szlifowano na papierach ściernych o ziarnis tości od nr 4 do 4/0.
- b(zamocowano je w odpowiednio przystosowanych do tego celu uchwytach rys. 4 i następnie poddano naprężeniom.



Rys. 4. Próbka z samocowanym ekstensometrem

Z pomiaru wydłużeń ekstensometrem Hugenbergera o przekładni: 1:1300 wyznaczono naprężenia

z wzoru:

$$\tilde{\sigma} = \mathbf{E} \cdot \mathbf{\mathcal{E}} \tag{2}$$

gdzie:

E - moduł sprężystości podłużnej kG/mm²;

E - wydłużenie względne;

6 - naprężenie kG/mm²

po podstawieniu:

(2a)

Wpływ temperatury odpuszczania na korozję ...

wzór (2) przyjmuje postać:

$$\mathbf{\tilde{G}} = \mathbf{E} - \frac{\mathbf{\Delta}\mathbf{1}}{\mathbf{1}}$$
(2b)

gdzie:

1 - rozstęp pomiędzy ostrzami ekstensometru w mm Przekształcając wzór 2b otrzymuje się:

$$\Delta 1 = \frac{6 \cdot 1}{E}$$
 (2c)

Uchwyty, w których zamocowano próbki pokryto warstwą wosku, celem zabezpieczenia ich od wpływu działania ośrodka korozyjnego.

Przy katodowym nasycaniu wodorem, zarówno uchwyty i całą powierzchnię próbki pokryto warstwą wosku, którą następnie częściowo usunięto z powierzchni zewnętrznej próbki o wymiarach 15 x 15 mm tj. w miejscu występowania największych naprężeń.

3.6. Próby korozyjne w 10% roztworze NaCl

Po przyłożeniu odpowiednich naprężeń, próbki zanurzano w 10% roztworze NaCl i sprawdzano codziennie czy na ich powierzchni nie pojawiły się pęknięcia.

W celu wyeliminowania wpływu czynników ubocznych, które w pewnym stopniu mogą hamować względnie przyspieszać korozję, roztwór zmieniano każdego tygodnia. W czasie zmiany roztworu, próbki przemywano strumieniem wody i suszono. Następnie szlifowano je papierem ściernym o ziarnistości 6/0, celem usunięcia nalotu. Tak przygotowane próbki zanurzano ponownie w ośrod ku korozyjnym.

Wyniki szczegółowe badań stali 1H13, 3H13 i H18 zestawiono w tablicy 4 oraz na rys. 2 i 3.

17

Tablica 4

Lp.	Gatunek stall	Oznacze- nie pró- bek	Temperatu- ra odpusz. °C	Granica plastycznoś- ci Rpl_kG/mm ²	Napręże- nie 6kG/mm ²	Stosunek 5 :Rpl	Czas do po- jawienia pęknięć dnie	Czas śred- ni 2 próbek
1 2 3 4 5 6 7 8 9 10	1H13	44444444444	360 410 475 500 360 410 475 500 550	99,5 99,9 98,3 97,0 91,0 99,5 99,9 98,3 97,0 91,0	80 80 80 100 100 100 100 100	0,80 0,81 0,83 0,88 1,00 1,00 1,02 1,03 1,10	75X 75X) 26,24 75X) 75X) 75X) 75X] 75X] 28,26 17,15 75X)	- 25 - 27 16 -
11 12 13 14 15 16 17 18 19 20	3H1 3	848845120345 848888888888888888888888888888888888	360 410 475 500 550 360 410 475 500 550	152,0 147,0 141,0 138,0 124,0 152,0 147,0 141,0 138,0 124,0	80 80 80 100 100 100 100 100	0,53 0,54 0,57 0,58 0,64 0,66 0,68 0,71 0,72 0,81	50 godz. 45,41 godz. 18,26 " 36,24 " 75 ¹) 12,15 godz. 10,12 " 8,6 " 13,6 " 75 ¹)	50 godz. 43 m 22 m 30 m 13 godz. 11 m 7 m 9,5m -
21 22 23 24 25 26 27 28 29 30 31 32 33 34	H18	D12 D3 D4 D5 D67 D12 D2 D2 D3 D4 D67	$ \begin{array}{c} 100\\ 200\\ 300\\ 400\\ 475\\ 500\\ 550\\ 100\\ 200\\ 300\\ 400\\ 475\\ 500\\ 550\\ \end{array} $	148,0 140,0 143,0 146,0 129,0 124,0 112,0 148,0 140,0 143,0 146,0 129,0 124,0 124,0 112,0	50 50 50 50 50 50 100 100 100 100 100 10	0,34 0,36 0,35 0,34 0,39 0,40 0,45 0,68 0,71 0,70 0,68 0,77 0,81 0,89	24,29 godz. 751 751 751 751 751 751 751 751 751 751	26,5 godz. - 44,5 godz. 69 godz. 108

x)_{Po 75 dniach pęknięć nie stwierdzono.}

Fryderyk Staub, Jan Bubliński

18

3.7. Badania kruchości wodorowej

Przygotowane do badań próbki zanurzono w naczyniu szklanym wypełnionym 10% roztworem wodnym H_2SO_4 z dodatkiem As₂O₃, (0,05 g/litr) który spełniał rolę katalizatora.

Urządzenie do badań kruchości wodorowej przedstawiono na rys.5



Rys. 5. Schemat urządzenia do katodowego nasycania wodorem

Do badań kruchości wodorowej wykorzystano urządzenie firmy Buehler przeznaczone do elektrolitycznego polerowania. Wyposażone jest ono w amperomierz, woltomierz oraz opor nicę do regulacji napięcia i natęże nia prądu. Zanurzoną w roztworze próbkę połączono z biegunem ujemnym (katodą), a drut platynowy z biegunem dodatnim (anodą). Po włączeniu prądu zachodzi elektroliza i w wyniku na powierzchni próbki wydziela się wodór "in statu nascendi", który stopniowo wynika w głąb próbki.







Rys. 7. Wpływ temperatury odpuszczania na szybkość pękania próbek stali 3H13 nasycanych katodowo wodorem; naprężenie $\tilde{c} = 50$ 1 70 kG/mm².

		Contractor of the	and the second second	a show and	10.000	ing a state of the	and the second	Tablida 4
Lp.	Gatunek stali	Ozna- ozenie próbek	Tempera- tura od- pdszes. °C	Granica plastycs- ności R _{pl} kG/m ²	Napre- tenie Grd/mm	Stosunek Ø ₁ E _{pl}	Cxas do pojawienia sig pęknięć w minutach	Cmas áredni 5 próbek w minutach
1	20000	4	360	99,5	50	0,50	25,45,37,32,28	33,4
2	Statistics.	A	410	99,0	50	0,50	55,43,50,45,49	48,8
3	1 and the second	An	475	98,3	50	0,51	108,40,59,69,71	69,5
4	A STATE	A	500	97,0	50	0,52	39,41,40,50	42,5
5	Sec.	Ar	850	91,0	50	0,55	12 ^x)	
6	1H13	A.	360	99,5	70	0,70	19,32,28,28,21	25,2
7	10.7.33	1	410	99,0	70	0,71	20,25,17,26,19	23,5
8	Diego Cont	4	475	98,3	70	0,71	56,33,43,64,41	43,4
9	1040,56	A,	800	97,0	70	0,72	18,10,19,15,16	15,6
10		A.	550	91;0	70	0,77	4-12 ^x)	
				The second second second				
11	1.272	B,	, 360	152,0	60	0,33	20,14,17,21,18	18,0
12	Sec. Sec. 1	B2	410	147,0	50	0,34	34,48,30,9,29	30,0
13	The states	B _1	475	141,0	50	0,35	45,40,53,46,59	48,6
14	Sectors!	B	500	138,0	50	0,36	29,32,30,33,34	31,6
15	1	B	550	124,0	50	0,40	4-12 ^{T)}	South Harris
18	2813	B	360	182,0	70	0,46	13,9,10,12,8	10,4
17	C. S. C. S.	B2	410	147,0	70	0,48	25,33,32,26,24	28,0
18	Section of	Ba	475	141,0	70	0,50	40,18,37,30,26	30,2
19	S. Ash	BA	500	138,0	70	0,51	16,14,15,15,10	14,0
20	1515	Bg	550	124,0	70	0,56	4-12 ^{X)}	
	COLUMN ST	10001000	400	448.0		0.04	TO ED 45 40 40 III)	42.0
41	1280 6701	1 ^D 1	100	148,0	50	0,34	10,50,15,40,40	43,0
22	Vorte bill	^D 2	200	140,0	50	0,30	945,140,150,180,180	301,0
43	19:20/21	n ³	300	143,0	50	0,30	180 180 225 270 215 ^{III})	226.0
24	Superior State		475	140,0	50	0.30	260,210,230,210,310 260,210,120,210,210 ^{III})	222 0
28	100.00	DS D	200	124.0	50	0.40	180 (95 195 225 150XX)	189.0
27	H18	¹⁰ 6	550	112.0	50	0.45	(100,100,100,100,100	100,0
20	12000	57	100	148.0	60	0.41	50 20 15 9 31 ==)	25.0
20	Sallia.	n I	200	140.0	60	0.43	75 58 63 41 5233)	58.0
20	Energy and	D2	300	143.0	60	0.42	110.115.130.120.100***)	115.0
11	1000	-3 D	400	146.0	80	0.41	102.98.200.115.135 ^{XX})	130.0
12	1.1.1.1	n	475	129.0	60	0.46	192,109,135,112,140=)	138.0
32	No. Card	5	500	124.0	60	0.48	160-130-129-148-172**)	148.0
34	1000	D	550	112 0	60	0.54	4-8 ^x)	
94		57	000	114,0				

x)_{Nie} stwierdzono pęknięć po nasycaniu wodorem w osasie od 4 do 12 godzin.

xx) Cras do pojawienia się pęknięć w sekundach.







Rys. 10



Rys. 11











Rvs		1	5
	-		-



r ysun- u	Gatu- nek stali	Tempera tura ed- puszcz.	Naprę- żenie 2 SkG/mm ²	Stosu- nek GiRpl	Opis struktury	Odesynnik	Powię- kszenie X
9	1813	410	50,0	0,50	Pęknięcia na powierzch- ni próbki oraz większe postępujące w głąb x)	nietra- wiona	100
10	1H13	475	50,0	0,51	Odpuszczeny martensyt (troostyt); widoczne pęknięcia wrzebiegają- ce poprzes ziarne i po granicach \$	pikral 5%	600
11	1113	500	50,0	0,52	Odpuszczony martensyt (troostyt i sorbit); widoozne pęknięcia poprzez ziarna i po granicach x)	pikral 5%	500
12	3H1 3	475	100,0	0,68	Odpuszozony martensyt (treestyt i serbit); koresja międzykrysta- liezna. xx)	pikral 5%	500
13	3H1 3	500	50,0	0,36	Odpuszczony martenzyt (sorbit); duże pęknię cia oraz liczne miej sze przebiegające po granicach ziarn x)	pikral 5%	500
14	3H13	500	70,0	0,61	Odpuszczony martensyt (sorbit); pęknięcia przebiegające po gra- nicach ziarn z)	pikral 5%	500
15	H17	200	50,0	1,1	Ferryt z nieznaciną ilością martenzytu niskowąglowego i wę- glików złożonych; ciemne obwódki spo- wodowane korozją. xx)	pikral 5%	500
16	H18	100	100,0	0,71	Martenzyt bespesta- ciowy - austenit i węgliki złożone; ciemne pola spowo- dowane korozją xx)	µikral 5≸	500

r

m) próbki nasycone katodowo wodorem
 próbki poddane korozji naprężeniowej w 10% roztworze wodnym NaCl.

Dla uzyakania najbardziej odpowiednich warunków katodowego nasycania, zastosowano następujące parametry: natężenie prądu



Rys. 8. Wpływ temperatury odpuszozania na szybłość pękania próbek stali H18 nasycanych katodowo wo dorem; naprężenie $\delta = 5C$ 1 60 kG/am. 1,35 A, napięcie w granicach 5 do 6.5 V. Ponieważ powierzchnia próbki pa rażona na działanie wodoru wynosi ok. 2.25 cm⁻, wobec tego gęstość prądu wahała się w granicach 0,6 A/cm, która dobrano na podstawie badań wstępnych. Przy gęstości 0.2 A/cm² czas do wystąpienia peknieć jest bardzo długi. Nato 0,7 A/cm2 miast przy gęstości powyżej próbki nagrzewały się, warstwa wosku ulegała zmiękczeniu i oddzielała sie od powierzchni. Próbki, które po 4 80dzinach nie wykazały pęknięć wyjęto z roztworu, ponieważ przy dłuższym nasycania do 12 godzin, pęknięć nie stwier dzene.

Wyniki szczegółowe badań stali 1H13 3H13 i H18 zestawiono w tablicy 5 oraz przedstawiono graficznie na rys.6,718.

Nie stwierdzono pęknięć na próbkach ze stali Hi7 poddanych korozji naprężeniowej w 10% roztworze NaCl i kruchości wodorowej pomimo, że przyłożono naprężenia znacznie większe od granicy plastyczności.

3.8. Badania metalografiozne

Badania przeprowadzono na mikroskopie firmy Reichert. Zgłady pobrano z próbek, które uległy zniszczeniu w czasie przeprowadzania prób korozyjnej i kruchości wodorowej.

Wyniki szczagółowe zestawiono w tablicy 7 oraz przedstawiono na rys. 9 do 16.

4. Dyskusja wyników badań

4.1. Twardość a temperatura odpuszczania

Z danych w tablicy 3 oraz z przebiegu krzywych rys. 2 wynika, że w czasie odpuszczania próbek stali 1H13, 3H13 w zakresie temperatur od 200 - 350°C twardość obniża się nieznacznie.Wiadomo bowiem, że chrom w pewnym stopniu przeciwdziała obniżeniu twardości przez hamowanie koalescencji cząsteczek cementytu. Przy odpuszczaniu w temperaturze powyżej 300°C twardość stopniowo wzrasta i osiąga maksimum w 400-430°C. Tą wtórną twardość przypisuje się wydzielaniu z osnowy koherentnych węglików złożonych [24]. Znaczny spadek twardości przy odpuszczaniu po wyżej 450°C spowodowany jest zanikiem koherencji i koalescencją węglików. Inaczej zachowują się próbki stali Hi8 i jak wynika z przebiegu krzywej rys. 3 przy odpuszczaniu do 100°C twardość nieznacznie wzrasta, następnie nieco obniża się i osiąga minimum w 475°C. W temperaturze powyżej 475°C krzywa twardości wznosi się nieco ku górze osiągając maksimum w 500°C a następnie opada stromo.

4.2. Wielkość naprężeń a czas do powstawania pęknięć

W pracy rozważano wpływ temperatury odpuszczania na skłonność do rozprzestrzeniania się pęknięć, w wyniku korozji naprężenio wej stali 1H13, 3H13, H17 i H18.

Zestawienie w tablicy 4 wyniki badań własnych potwierdzają wpływ temperatury odpuszczania, wielkości przyłożonych naprężeń i ośrodka korozyjnego na szybkość pękania.

Z przytoczonych danych wynika, że największą skłonność do pęknięć w wyniku korozji naprężeniowej, wykazują próbki odpusz czane w wzakresie temperatur około 500°C. Związane to jest z tak zwaną "kruchością odpuszczania", którą wykryć można próbą udarności.

Lillys [24] przeprowadził odpowiednie badania i wykazał, że krzywe udarność – temperatura odpuszczania posiadają w przybli żeniu taki sam kształt, jak krzywe czas pojawienia się pęknięć - temperatura odpuszczania oraz, że najniższa udarność i najkrótszy czas pojawienia się pęknięć, wykazują próbki odpuszcza ne w zakresie temperatur 450-500°C.

Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że próbki stali H17 hartowane z temperatury 1010° C i odpuszczane w zakre sie temperatur 100-550°C, przy naprężeniach $\mathcal{O} = 1,2$ Rpl nie wykazały pęknięć, po wytrzymaniu ich w 10% roztworze NaCl przez 75 dni.

Stwierdzono, że stale austenityczne 18-8 poddane korozji na prężeniowej w 42% wrzącym roztworze chlorku magnezu, ulegają pękaniu w krótkim czasie. Przy naprężeniach 28 kG/mm² stale 18-8 zanurzone w tym ośrodku, wykazały pęknięcia po 7-72 godz. Natomiast w stalach chromowych ferrytycznych, nie stwierdzono pęknięć pomimo, że próbki wytrzymywano w tym ośrodku przez 600 godzin [22]. Zaobserwowano, że próbki poddane korozji naprężeniowej wykazują pęknięcia międzykrystaliczne. W próbkach nasycanych wodorem stwierdzono zarówno pęknięcia międzykrystaliczne jak i śródkrystaliczne.

Mechanizm zarodkowania i rozprzestrzeniania pęknięć w wyniku korozji naprężeniowej, jest zasadniczo taki sam dla obu przypadków tj. dla pęknięć międzykrystalicznych i śródkrystali cznych [35].

Pęknięcia korozyjne wywołane są przez chemiczne rozpuszczanie składników w obszarach o dużej lokalnej gęstości dyslokacji. W przypadku pęknięć międzykrystalicznych, obszary takie występują przy granicach ziarn, natomiast w przypadku pęknięć śródkrystalicznych w obszarach spiętrzonych dyslokacji.

Warunkiem koniecznym dla wywołania pęknięć korozyjnych w stopach jest migracja atomów składnika rozpuszczonego do obszarów dyslokacji, które w następstwie zmieniają reaktywność chemiczną w tych obszarach.

Stopy, w których energia błędów ułożenia jest większa od 20 erg cm⁻² wykazują pęknięcia międzykrystaliczne. Natomiast stopy o mniejszej energii błędów ułożenia < 20 erg cm⁻². w któ rych przy większych odkształceniach plastycznych następuje znaczne spiętrzenie dyslokacji, wykazują pęknięcia śródkrystaliczne. Z rozważań teoretycznych i przeprowadzonych badań Whelan [36] wyznaczył dla stali austenitycznej 18-8 energię błędów włożenia $\gamma = 13$ erg cm⁻² i dlatego stale takie poddane korozji naprężeniowej wykazują pęknięcia śródkrystalicznę,

4.3. Wpływ temperatury odpuszczania na kruchość wodorowa

Wyniki badań własnych podane w tablicy 5 wykazują, że temperatura odpuszczania oraz wielkość przyłożonych naprężeń wywierają znaczny wpływ na szybkość pękania stali nasycanych katodowo wodorem.

Próbki stali 1Hi3, 3Hi3 i Hi8 nasycane wodorem ulegają w bardzo krótkim ozasie zniszczeniu przy naprężeniach znacznie niższych od granicy plastyczności ($6 = 0,34 - 0,77 R_{pl}$). Z przebiegu krzywych czas do pojawienia pęknięć – temperatura od puszczania (rys. 6-8) wynika, że wznoszą się one początkowo na ogół równomiernie ze wzrostem temperatury, około 500°C opaazją, a powyżej 500°C wznoszą się stromo w górę.

Hill i Johnson [33] przeprowadzili badania rentgenograficzne i wykazali, że przy zawartości 0,01% atom. wodór przemieszczając się pomiędzy węzłami sieci, nie zniekształca jej.

Graniczna rozpuszczalność wodoru w stali przy temperaturze pokojowej i ciśnieniu i at. obliczona z wzoru (1) wynosi 5.10⁻⁴ części ciężarowych na milion.

Na podstawie danych z piśmiennictwa i przeprowadzonych badań stwierdzono, że dla wywołania pęknięć, należy wprowadzić do stali znaozne większe ilości wodoru - 5-10 ozęści ciężarowych na milion - tj. 0,028% atomowych.

F stali ferrytycznej Hi7 hartowanej i odpuszczanej w zakresie temperatur 100-500°C nie stwierdzono pęknięć po przyłożeniu naprężeń 6 = 1,2 R_{pl} i katodowym nasycaniu wodorem przez 12 godzin.

Tetelman [37] podaje, że stale austenityczne 18-8 i ferrytyczne chromowe o twardości HRC < 25 nie ulegają kruchości wodorowej, ponieważ rozprzestrzenianie pęknięć w miękkiej osnowie jest utrudnione, nawet przy dużym wewnętrznym ciśnieniu.

5. Wnioski

 W wyniku przeprowadzonych badań stwierdzono znaczny wpływ temperatury odpuszczania i przyłożonych naprężeń na skłonność do pęknięć stali chromowych martenzytycznych poddanych korozji naprężeniowej w 10% roztworze wodnym NaCl, a w szczególności:

Stal	Temperatura odpuszczania ^O C	Wielkość naprężeń	Czas do pojawienia pęknięó
1H13	500	0.83 Rp1	25 dni
1H13	475-500	0.98 Rp1	16-27 dni
3H13	360-500	0,55 Rpl	22-55 godzin
3H13	360-500	0,70 Rp1	7-13 godzin
H18	100	0,34 Rpl	27 godzin
H18	100	0,68 Rp1	45 godzin
H18	475	0,77 Rpl	69 godzin
H18	500	0,81 Rpl	108 godzin
			nie stwierdzono pę-
H17	100-500	1,2 Rpl	knięć
	A CONTRACTOR OF THE	all the second second	do 75 dni
1H13	360,410 1 550	0,8 Rp1	II
3H13	550	0,81 Rpl	H
H18	550	0,45-0,89 Rpl	н

 Temperatura odpuszczania i przyłożone naprężenia wywierają znaczny wpływ na skłonność do pęknięć stali chromowych, martenzytycznych nasyconych katodowo wodorem, a w szczególności:

Stal	Temperatura odpuszczania ^O C	Wielkość naprężeń	Czas do pojawienia pęknięć
1H13 1H13 3H13 3H13 H18 H18 H18 1H13 H18 H17	$\begin{array}{r} 360-500\\ 360-500\\ 360-500\\ 360-500\\ 100-500\\ 100-500\\ 550\\ 550\\ 550\\ 100-550\\ \end{array}$	0,5 Rpl 0,70 Rpl 0,35 Rpl 0,50 Rpl 0,36 Rpl 0,45 Rpl 0,55-0,77 Rpl 0,45-C,54 Rpl 1,2 Rpl	33-70 minut 15-43 minut 18-40 minut 10-30 minut 43-275 sckund 25-130 sekund nie stwierdzono pęknięć do 12 godzin

- Próbki poddane korozji naprężeniowej wykazują pęknięcia mię Azykrystaliczne.
- Próbki nasycane katodowo wodorem wykazują zarówno pęknięcia międzykrystaliczne jak i śródkrystaliczne.

LITERATURA

- [1] Staub Fr.: Metaloznawstwo PWN Kraków-Gliwice 1954.
- [2] Malkiewicz T.: Obróbka cieplna stali PWN Kraków 1954.
- [3] Trozzo P.S.R.F.Mo.Cortney: Corossion Marc. 1960, t. 16 s. 26.
- [4] Ząbik Wł.: Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej Mechanika 19.
- [5] Roberts-Austen W.C.: Proc.Roy.Inst. 1886, t.11 s. 411 wg Westwooda A.R.C. Fracture of Solids Interscience Publishers - John Wiley - Sons, New York, London 1963 s.553
- [6] Wasserman G.: Z. für Metallkunde 1942, t. 34 s. 297.
- [7] Edmunds G.: Symposium on the Stress Corrosion Cracking of Metals, ASTM ADME. Philadelphia 1944, s. 70.
- [8] Denhard E. E.: M.S. Thesis, John Hopkins Univ., 1957.
- [9] Edeleanu C.; and A.J. Forty Phil. Mag. 1960, t. 5 s.1029.
- [10] Bakish R. and W.D. Robertson: Acta Met. 1955, t. 3, s.513.
- [11] Robertson W.D. and A.S. Tetelman, Strengthening Mechanisms in Solids, A.S.M. Chleveland, Ohio, 1962, s. 217.
- [12] Paxton H.W., R.E. Reed and R. Leggett: Physical Metallurgy of Stress Corossion Fracture, Interscience, New York 1959, s. 181.
- [13] Uhlig H.H.: Physical Metallurg: of Stress Corosion Fracture, Intenscience, New York 1959, s. 1.
- [14] Thompson D. H.: and A. W. Tracy, Trans. AIME 1949, t. 185 s. 100.
- [15] Westwood A.R.C.: Fracture of Solids, Interscience Publishers - J. Wiley Sons - New York - London 1963, s. 568.

Wpływ temperatury odpuszczania na korozję ...

- [16] Hines J.G.: Corrosion Sci. 1961, t. 1, s. 21.
- [17] Forty A.J.: Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, Interscience, New York 1959, s. 99.
- [18] Fujita F.E.: Acta Met. 1958, t. 6, s. 543.
- [19] Lomer W.M.: Phil. Mag. 1951, t. 42, s. 1327.
- [20] Cottrell A.H.: Phil.Mag. 1952, t. 43, s. 645.
- [21] Dix E.: Trans. AIME 1940, t. 137, s. 11.
- [22] Uhlig H.H.: Relation of Properties to Microstructure, ASM, Cleveland 1954, s. 199.
- [23] Nielson N.A.: Physical Metallurgy of Stress Corrosion Fracture, Interscience, New York 1959, s. 121.
- [24] L111ys, P.A.E. Nehrenberg: Trans.ASTM. 1956, t. 48, s.327 -355.
- [25] Uhlig H.H.; Metal Progres, 1950, s. 355.
- [26] Russell Franks, Binder W.D., Brown M.: Symposium on Stress Corrosion of Metals, 1944, z. 4, s. 411.
- [27] Heger J.J.: Metal Progress, 1955, z. 3, s. 109.
- [28] Badger W.L.: SAE, Preprint, nr 221, 1954.
- [29] Thielemann R.H., Mertz J.C., Eddy W.P.: Journal SAE,1952, z. 4, s. 58.
- [30] Cook V.W. Trans. ASM. 1956, t.48, s. 349-357.
- [31] Cotterill P.: Progr.Mater.Sci. 1961, t. 9, s. 201.
- [32] Geller W.: and T.Sun, Archiw, für Eisenhüttenwesen, 1950, t. 21, s. 437.
- [33] Hill M.H.: and E.W. Johnson, Trans. AIME, 1959, t. 215, s. 717.
- [34] Tetelman A.S.: and W.D. Robertson, Trans. AIME, 1962, t. 224, s. 775.
- [35] Tromans D.: and J. Nuting, Fracture of Solids, Interscien ce Publishers J.Wiley - sons, New York - London 1963, s. 637-655.
- [36] Whelan M.J.: Proc. Roy.Soo. A.249, 1959, s. 114.
- [37] Tetelman A.S.: Fracture of Solids, Interscience Publishers J. Wiley-Sons, New York - London 1963, s. 704.

ВЛИЯНИЕ ОТПУСКА НА ВОДОРОДНУЮ ХРУПКОСТЬ И КОРРОЗИОННОЕ РАСТЕСКИВАНИЕ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ СОДЕРЖАЩИХ 13-18% ХРОМА.

Резрме

Даются результаты испытаний сталей: 1H13. 3H13, H17 и H18 закаленных и отпущеных в интервале температур 100-550°. Исследование влияния напряжений при изгибе проводилось в среде 10% раствора NaCl либо в среде 10% раствора H₂SO₄, содержащего 5 мг AS₂O₃ в литре раствора.

Наименьшую коррозионную стойкость и наибольшую водородную хрупкость заметили после отпуска при 425-540°.

AND ON THE SUSCEPTIBILITY TO STRESS COROSION CRACKING OF CHROMIUM STEELS CONTAINING 13-18% Cr

Summary

Data on the susceptibility to stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement are reported for stainless steel tempered at various temperatures in the range $100-550^{\circ}$ C. Bend type specimens were stressed by bending, generaly well below yield strenght, and were either exposed to 10% NaCl solutions to electrolysis, as a cathode in a cell containing 10% H_2SO_4 + + 5 mg/As₂O₃ litre as the electrolyte.

Maximum susceptibility to stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement results from tempering about 425-540°C.