Seria: MECHANIKA z. 51

Nr kol. 389

Danuta Szewieczek

Instytut Metaloznawstaa i Spawalnictwa

STRUKTURA I WŁASNOŚCI ODPUSZCZONEJ DYNAMICZNIE STALI SPRĘŻYROWEJ D65A

Streszczenie. Zbadano wpływ danymicznego hartowania i odpuszczania na strukturę, własności mechaniczne, technologiczne i fizyczne stali sprężynowej D65A. Badania struktury stali hartowanej i odpuszczonej dokonano na cienkich foliach w mikroskopie elektronowym; określono strukturę martenzytu oraz zbadano procesy zachodzące podczas odpuszczania stali w zakresie temperatur 200-700 C.Wyniki badań pozwoliły na opracowanie wniosków o znaczeniu przemysłowym.

1. Wstep

Cechą sprężyn jest zdolność do przyjmowania swego pierwotnego ksztaktu po obciążeniu i następnym odciążeniu. Celem spełujenia tego warunku, materiał na sprężyny powinien cechować się: dużym zakresem odkształceń sprężystych, dobrymi własnościami plastycznymi, wysoka wytrzymałością statyczną, znaczną wytrzymałością na zmęczenie. Pożądane dest, aby te wymagania można było spełnić przy zastosowaniu możliwie tanich materiałów. Technologia obróbki cieplnej powinna równocześnie zapewnić otrzymanie gładkiej, pozbawionej odwęglenia i utlenienia powierzchni.

Dotychczas stosowana technologia wytwarzenia drutów oprężynowych ulepszanych cieplnie nie gwarantuje w pełni uzyskania bych własności. Poszukując innych metod nagrzewania, pozwalających uniknąć niekorzysinych zjawisk zachodzących pódozas nagrzewania konwe cjonalnego zastosowano nagrzewanie dynamiczne. Nagrzewanie to wywiera korzystny wpływ na własności stali, a także przyczynia się do znacznego skrócenia czasu obróbki cieplnej, co ma duże znaczenie praktyczne [1]. W porównaniu z nagrzewaniem konwencjonalnym dynamiczne nagrzewanie pozwala uzyskać znacznie mniejsze ziarno austenitu [2,3]. Szybkość nagrzewania wywiera także duży wpływ na przemiany zachodzące podczas odpuszczania. W porównaniu z obróbką konwencjonalną obserwuje się wzrost dyspersyjności wydzielających się faz węglikowych oraz opóźnienie procesu koagulacji węglików. W wyniku tego, dla określonej temperatury odpuszczania dynamicznego stal wykazuje znacznie wyższe własności mechaniczne aniżeli po odpuszczaniu konwencjonalnym [4].

Podjęto więc badania mające na celu określenie zmian strukturalnych towarzyszących dynamicznemu hartowaniu i odpuszczaniu oraz ich wpływu na niektóre własności mechaniczne i technologiczne stali węglowej sprężynowej D65A przeznaczonej do ulepszania cieplnego.

2. Badania własne

2.1. Materiał do badań i obróbka cieplna

Badania przeprowadzono na wytopie przemysłowym stali węglowej sprężynowej D65A. Druty średnicy 1,5 mm po patentowaniu oraz odkształceniu plastycznym na zimno z sumarycznym gniotem wynoszącym ok. 85% pod dano dynamicznemu hartowaniu, a następnie odpuszczaniu z szybkościami nagrzewania 60°C/s i 150°C/s. Określoną na podstawie badań wstępnych temperaturę austenizacji przyjęto w zakresie 820+840°C w zależności od szybkości nagrzewania [5]. Druty po osiągnięciu temperatury austenizacji chłodzono w oleju. Próbki zahartowane odpuszczono w zakrasie 200+700°C ze stopniowaniem co 50°C.

Dynamiczne nagrzewanie drutu do temperatur hartowania i odpuszczania przeprowadzono metodą grzania oporowego bezpośredniego na symulatorze produkcji Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach. Symulator umożliwik zaprogramowanie procesu nagrzewania w ten sposób, że średnia szybkość nagrzewania w zakresie temperatur 20:840°C stanowiła szybkość uprzednio założoną. Pomiaru temperatury dokonano przy użyciu termopary NiCr-Ni przyspawanej do próbki. Temperaturę rejestrowano przy pomocy rejestratora śledzącego plamkę świetlną Luxytrace f-my Sefram.

2.2. Przebieg badań

Celem określenia wpływu obróbki cieplnej na własności oraz zmiany strukturalne wykonano badania:

- próby rozciągania przeprowadzono na uniwersąlnej maszynie wytrzymałościowej INSTRON o zakresie obciążeń do 10 000 kG. W badaniach stosowano głowicę o zakresie obciążeń od 20 do 500 kG i przełożeniu i = 60. Umowną granicę sprężystości R_{0,02} oraz plastyczności R_{0,2} wyznaczono wykreślnie z wykresów rozciągania;
- próby twardości przeprowadzono metodą Vickersą przy obciążeniu 5 kG na twardościomierzu firmy Hauser;
- próby technologiczne przeginania przeprowadzono na przeginarce firmy Amsler zgodnie z normą PN-57/M-80002;
- próby technologiczne skręcania przeprowadzono na skręcarce pionowej firmy Amsler, zgodnie z normą PN-66/M-80003;
- badania metalograficzne przeprowadzono na zgładach podłużnych i poprzecznych, trawionych nitalem. Obserwacji struktury dokonano na mikroskopie świetlnym firmy Reichert przy powiększeniu 500 x. Przeprowadzono również badania struktury cienkich folii. Cienkie folie wykonano z próbek obrobionych cieplnie przez wstępne szlifowanie na papierach ściernych i ścienianie chemiczne do grubości ok. 502/m w 78% roztworze HCl w wodzie destylowanej. Dalsze ścienianie i polerowanie folii przeprowadzono metodą elektrolityczną w odczynniku o składzie 490 ml H₃PO₄ + 50%CrO₃ + 5mlH₂SO₄ przy napięciu 24 V i gęstości prąłu ok. 1 A/cm². Folie płukano w wodzie destylowanej oraz alkoholu metylowym.

Obserwacji struktury dokonano w mikroskopie elektronowym JEM-6A przy capięciu 100 kV. Identyfikacji faz dokonano metodą dyfrakcji elektronowej;

 badania rezystancji właściwej - iekonano przy pomocy mostka laboratoryjnego Thomsona typa MWD-77.

3. Wyndial badan i ich dyskasja

Przeprowadzone badania pozwoliły na określenie wpływa dynamicznego nagrzewania na własności i strukturę stali w stanie hartowanym i odpuszczonym.

Nagrzewanie dynamiczne z szybłością ok. 60 i 150° C/s do temperatur 920 do 640° C z następnym chłodzeniem w oleju nadaje stali strukturę martenzytu drobnożglastego o dużej gęstości dyslokacji (rys. 1 i 2). Wystąpienie martenzytu drobnożglastego wynika z drobnoziarnistej struktury austenitu spowodowanej dynamicznym nagrzewaniem do temperatury austenityzacji oraz prawdopodobnie ze zróżnicowania stężenia węgla w różnych obczarach austenitu. Niejednorodny austenit stwarza bowiem dogodne warunki inicjowania przemiany [1,6,7].

Podczas odpuszczania dynamicznego w zakresie temperatur 200 do 400°C zachodzi rozpad martenzytu, zaznaczający się wydzielaniem cementytu o dużej dyspersji wewnątrz i na granicach ziarn (rys. 3 i 4). Intensywność wydzielania cementytu zwiększa się ze wzrostem temperatury odpuszczania. Po odpuczczenia w temperaturze 450°C w odpuszczonym martenzycie o wydatnie zmniejszonej w procesie nawrotu gęstości dyslokacji występują płytkowe wydzielenia cementytu w układzie Widmanstittena (rys. 5).

W wyższych te pevniumsch zinnacza się fragmentacja płytek cementytu oraz zapoczątkowanie procesu rekrystalizacji osnowy (rys. 6 do 8). Po odpuszczaniu w tesperaturneh wyższych od 600°C zachodzi cąłkowitą rekrystalizacja ocnowy oraz sferoilyzacja cementytu. Wydzielenia cementytu w postaci drobnych ziarnie płytek wykozuja równowierne – rozmieszczenie w rostworze stałym (rys. 9,10).

W zakrobie temperatur 200 lo 600°C cementyt podiada aproyuilejowaną orientację krystalograficzną z obsową, zgodną z relacjami podunymi przez Bagariackiego [8,9], a mianowicie:

> $(100) \operatorname{Fe}_{3} C \parallel (0\overline{1}1) \alpha_{1}$ $(010) \operatorname{Fe}_{3} C \parallel (1\overline{1}\overline{1}) \alpha_{1}$ $(001) \operatorname{Fe}_{3} C \parallel (211) \alpha_{1}$

Procesy wydzielania oraz rekrystalizacji przebiegają podobnie przy nagrzewaniu dynamicznym podczas odpuszczania zarówno z szybkością 60 i 150°C/s.

W wyniku odpuszczania dynamicznego obserwuje się opóźnienie procesu rekrystalizacji fazy o oraz koagulacji cementytu w porównaniu z podobnymi zjawiskami zachodzącymi przy odpuszczaniu konwencjonalnym średnio o około 100°C. Prawdopodobnie wraz ze zmianą temperatury nagrzewania powstaje nowe źródło naprężeń wywołane różnicą rozszerzalności cieplnej osnowy i wydzielającego się cementytu na granicach bloków.Dynamiczne nagrzewanie nie pozwala na relaksację naprężeń [10]. W efekcie powiększa się zdefektowanie osnowy w pobliżu granic bloków. Zjawisko to prawdopodobnie hamuje wzrost bloków aż do wyższych temperatur odpuszczania i opóźnia proces rekrystalizacji fazy o. Wybitne skrócenie czasu odpuszczania utrudnią procesy wzrostu i koa-

gulacji cementytu, przyczyniając się również do opóźnienią rekrystąlizacji osnowy.

Przedstawiony przebieg procesu rozpadu martenzytu w czasie dynamicznego odpuszczania potwierdzają wyniki badań rezystancji właściwej oraz własności mechanicznych i technologicznych (rys. 11 do 13).

Niższa rezystancja właściwa stali hartowanej dynamicznie w porównaniu z hartowaniem konwencjonalnym wskazuje na zmniejszające się przesycenie martenzytu węglem w miarę wzrostu szybkości nagrzewania. Wyższa twardość stali nagrzewanej dynamicznie wynika raczej nie ze zwiększenia przesycenia roztworu stałego węglem, lecz w głównej mierze z wystąpienia martenzytu drobnoiglastego.

Po odpuszczaniu dynamicznym obserwuje się gwałtowne zmniejszenie rezystancji właściwej w zakresie do temperatury 350°C, wywołane procesami wydzielania. Występujący w wyższych temperaturach odpuszczania dynamicznego spadek rezystancji właściwej wskazuje na zmniejszenie gęstości dyslokacji, spowodowane nawrotem oraz zapoczątkowaniem i rozwojem procesu rekrystalizacji.



Rys. 1



Rys. 2



Rys. 3a



Rys. 3b





Rys. 4

Rys. 3c

Nr	rys.	Obróbka cieplna	Struktura	Powiększenie
1		Hartowanie 820 ⁰ C/olej	Martenzyt iglasty o dużej gęstości dys- lokacji	43200
2		Hartowanie 840 ⁰ C/olej	Martenzyt iglasty o dużej gęstości dys- lokacji	40500
3	ą.	Hartowanie 840°C/olej + odpuszczanie 200°C	Odpuszczony marten- zyt iglasty z bardzo drobnymi wydziele- niami cementytu; płaszczyzna folii równoległa do (111)¢ (011)Fe ₃ C (311)Fe ₃ C	40500
	Ъ		Dyfraktogram rys.3a	
	0		Wskąźnikowanie dy- fraktogramu z rys.3b	
4		Hartowanie 840°C/olej + odpuszczanie 350°C	Wydzielenią cementy- tu wewnątrz oraz na granicach igieł mar- tenzytu odpuszczone- go.	35000



Rys. 5a



Rys. 5c



Rys. 5b



Rys. 6



Rys. 7



Rys. 8



Nr	rys.	Obróbka cieplna	Struktura	Powiększenie x
5	a	Hartowanie 840 [°] C/olej + odpuszczanie 450 [°] C	Martenzyt odpuszczony z wydzieleniami cemen- tytu w układzie pasmo- wym; płaszczyzna folii równoległa do (331)q (101)Fe ₃ C (100)Fe ₃ C.	27000
	Ъ		Dyfraktogram rys. 5a	
	C		Wskaźnikowanie dyfrak- togramu z rys. 5b	
6		Hartowanie 840 [°] C/olej + odpuszczanie 500 [°] C	Płytkowe wydzielenia cementytu w osnowie odpuszczonego marten- zytu.	35000
7		Hartowanie 840°C/olej + odpuszczanie 550°C	Częściowo zrekrysta- lizowany martenzyt z wydzieleniami cemen- tytu	29000
В		Hartowanie 840 ⁰ C/olej + odpuszczeniu 600 ⁰ C	W częściowo zrekrysta- lizowanym ferrycie wy- dzielenia cementytu o zmiennym kształcie i wielkości, częścio- wo na granicach ziarn i blcków	49000
9		Hartowanie 840°C/olej + odpuszczeniu 700°C	W zrekrystalizowanej osnowie ferrytu czą- steczki skoagulowanego cementytu oraz układy dyslokacji w postaci granic wąskokątowych	30000
10	e es salo	Hartowanie 840 [°] C/olej + odpuszczanie 700 [°] C	Szczegół rys. 9	54000



Rys. 11. Wpływ temperatury odpuszczania na rezystancję właściwą — odpuszczanie konwencjonalne, - - odpuszczanie dynamiczne z szybkością 60°C/s, -.- odpuszczanie dynamiczne z szybkością 150°C/s.

Ze wzrostem temperatury odpuszczania obserwuje się spadek twardości od ok. 290 i 310 HV, a także wytrzymałości na rozciąganie do ok. 100 kG/mm². Spadkowi twardości i wytrzymałości na rozciąganie towarzyszy w całym zakresie temperatur polepszenie własności technologicznych tj. wzrost liczby skręceń i przegięć. Począwszy od temperatury 350 °C po odpuszczeniu obserwuje się spadek wartości unownej granicy plastyczności. Dla szybkości nagrzewania ok. 60 i 150°C/s wartość P_{0,2} maleje odpowiednio z 186 do 107 i 182 do 87 kG/mm² po odpuszczaniu w



Rys. 12. Wpływ temperatury odpuszczania na R_m, R_{0,2}, R_{0,02}, ^{HV}5/15^{,i}p^{,i}s przy szybkości nagrzewania 60^oC/s



Rys. 13. Wpływ temperatury odpuszczania na R_m, R₀₂, R_{0,02}, HV_{5/15}, i_p, i_s przy szybkości nagrzewania 150°C/s

zakresie 350 do 700°C. Wartość umownej granicy sprężystości R_{0,02} maleje począwszy od temperatury odpuszczania 400°C. Dla szybkości nagrzewakia 60 i 150°C/s wartość R_{0,02}, po cdpuszczaniu w zakresie temperatur 400 do 700°C maleje odpowiednio cd 137 do 86 oraz od 141 do 74 kG/mm². Po odpuszczaniu próbek w temperaturach powyżej 400°C stosunek R_{0,02}/Rm osiąga wartości powyżej 0,7 zaś stosunek R_{0,02}/Rm powyżej 0,9.

Wyniki przeprowadzonych badań mechanicznych oraz technologicznych wskazują, że dynamiczne nagrzewanie do hartowania oraz odpuszczania pozwalą stosować dla stali D65A temperatury odpuszczania wyższe o ok. 100°C, co sprzyja podwyższeniu ciągliwości materiału, przy zachowaniu stosunkowo wysokiej wytrzymałości i twardości. Własności technologiczne w odniesieniu do obróbki konwencjonalnej pozostają prawie niezmienione [5]. Zaletą dynamicznego odpuszczania jest brak spiralnych rozwarstwień po próbie skręcania oraz otrzymanie złonu poślizgowego poprzecznego, prostopadłego do osi drutów. Złony takie uzyskano dla wszystkich próbek odpuszczanych w temperaturach powyżej 300°C. Przy obecnej technologii produkcji drutu sprężynowego spełnienie tego wymagania jest bardzo trudne.Korzystnym efektem zwiększonej szybkości nagrzewanią jest uniknięcie zjawiska odwąglenia i utlenienią powierzchniewego drutu.

4. Whioski

- Dynamiczne nagrzewanie z szybkością ok. 60 i 150°C/s do zabiegów hartowania i odpuszczenia stali sprężynowej D65A powoduje przesunięcie kelejnych otapów odpuszczenia do wyższych temperatur o ok. 100°C w porównaniu z polobnymi zjawiskami zachodzącymi przy odpuszczaniu konwencjonalnym.
- Optymalne włąsności mechaniczne i technologiczne posiada drut po hartowaniu indukcyjnym z temperatury 820 do 840°C z nestępnym odpuszczaniem dynamicznym w zakresie temperatur 450 do 550°C.
- Uzyskane wyniki pozwalają na opracowanej nowej technologii obróbki cieplnej drutów ze stali D65A, zapewniającej lepsze własności gotowych sprężyn.

LITERATURA

- Kidin J.N.: Fiziczeskije osnowy elektrotermiczeskoj obrabotki metałłow i spławow; Metałłurgia, Moskwa 1969.
- 2. Zielenowa W.D. i inni: Metałł. Obr.Mietał. 6, 1963.
- 3. Kurdjumow G.W., Entin R.U.: Izw.An ZSRR, Mietałły 1, 1969.
- 4. Gridniew W.N. i inni: Fiz.Miet.Mietałłow. 18, 6, 1964.
- 5. Wilk St.: Praca dyplomowa niepublikowana, Pol. Śl. Biblioteka Instytutu Metaloznawstwa i Spawalnictwa, Gliwice 1972.
- Rodigin N.M.: Indukcjonnyj nagrew stalnych izdelej, Metałłurgizdat, Moskwa 1950.
- 7. Gridniew W.N., Trefikow W.J.: Izd.AN.SSR,OTN, Metałkurgia i topliwo, 2, 1959.
- 8. Bagariackij I.A.: Dokł. AN SSSR 73, 1950, 116.
- 9. Andrews K.W., Dyson D.J., Keown S.R.: Interpretation of Elektron Diffraction Patterns, Hilger Watts Londyn 1967.
- Kardoński W.^M., Kurdjumow G.W., Perkas: Metałł. Obr. Mietałł, 2, 1964.

СТРУКТУРА И СВСИСТВА ПРУЖИННОЙ СТАЛИ D65A ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ И ОТПУСКА ПРИ УСКОРЕННОМ НАГРЕВЕ

Резрме

Исследовано влияние закалки и отпуска при ускоренном нагреве на структуру, механические, технологические и физические свойства пружинной стали. Изучено методом электронно-микроскопических исследований тонких фольг структуру мартенсита и его процессы распада в области 200 до 700°С.

Результаты исследований имеют промышленное значение.

STRUCTUR AND PROPERTIES OF DYNAMIC QUECHING AND TEMPERING SPRING STEEL D65A

Summary

Investigations of influence of dynamic quenching and tempering on the structure, mechanical and physical properties as well as possibilities of application of the spring steel D65A had been caried out.

The structure of the quenched and tempered steel had been studied using thin foils technique by an application of the electron microscopy methods. The martensitic structure and process occuring during tempering within thin the range of 200 to 700° C has been established. From this work it is possible to suggest the technological indiactions for the indstrial practice.