ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

Nr 69 Mechanika z.15 1962

FRYDERYK STAUB, JAN ADAMCZYK

STARZENIE STALI NISKOWĘGLOWYCH
(badania na mikroskopie elektronowym)

Streszczenie: Przeprowadzono badania metalograficzne na mikroskopie optycznym i elektronowym wydzieleń trzeciorzędowych w stali niskowęglowej zawierającej 0,04% C i 0,0035% N. Próbki przesycano, a następnie starzono w zakresie temperatur 200 do 400°C stosując zmienne czasy wygrzewania. Określono postać i rodzaj wydzieleń.

1. CEL I ZAKRES BADAŃ

Wyjaśnienie zjawisk zachodzących przy starzeniu i utwardzaniu dyspersyjnym jest jednym z głównych zagadnień badań metalograficznych już od 50 lat, tj. od kiedy WILM [1] wykazał, że niektóre stopy aluminium wytrzymane przez długi czas w temperaturze otoczenia zmieniają swoją twardość. Dalsze badania ujawniły, że proces wydzielania prowadzi do otrzymania ważnych dla praktyki zmian własności stopu. Pociągnęło to za sobą wprowadzenie do produkcji przemysłowej stopów utwardzanych dyspersyjnie.

Czynnikiem wpływającym na zmiany własności stopu jest złożony mechanizm rozpadu przesyconych roztworów stałych zachodzący submikroskopowo. Zjawisko rozpadu i wydzielania nie są jeszcze dokładnie zbadane i mimo szeregu hipotez stanowią problem otwarty.

Niniejsza praca obejmuje badanie zjawisk zachodzących przy starzeniu stali niskowęglowych, a w szczególności postaci i rodzaju wydzieleń przy utwardzaniu dyspersyjnym.

2. PRZEGLĄD PIŚMIENNICTWA

Stale niskowęglowe, a szczególnie nieuspokojone poddane przesycaniu i starzeniu zmieniają swoje własności mechaniczne i fizyczne. Zjawisko to jest związane z rozpuszczeniem w struk-

turze ok. 10^{-7}% węgla i 10^{-5}% azotu [2, 3]. Pierwiastki te, ze względu na znacznie mniejsze średnice atomowe od średnicy atomów żelaza tworzą z nim roztwory międzywęzłowe (wnikania) zajmując wolne przestrzenie w sieci Feα. Przestrzenie wolne są mniejsze od objętości atomów C i N, wobec czego umiejscowieniu atomów towarzyszy odkształcenie sieci Feα, zwiększające się ze wzrostem ilości rozpuszczonych pierwiastków węgla i azotu [4]. Ilość ta jest tym większa im dany stop posiada więcej defektów budowy krystalicznej a przede wszystkim dyslokacji [4, 15, 23].

C i N tworzą z Fe roztwór stały graniczny - ferryt, przy czym rozpuszczalność ich maleje ze spadkiem temperatury. Przy powolnym chłodzeniu nadwyżka węgla wydziela się na granicach ziarn ferrytu jako cementyt trzeciorzędowy (Fe_3C), zaś nadwyżka azotu jako faza międzymetaliczna γ' odpowiadająca związkowi Fe_4N [2,5÷7].

Szybkie chłodzenie stopu np. oziębienie w wodzie z temperatury poniżej A_1 powoduje zatrzymanie w roztworze prawie całej ilości rozpuszczonych w ferrycie składników. Przy starzeniu w temperaturze otoczenia, ze względu na metastabilność roztworu, rozpuszczone składniki dążą do wydzielenia się. Zaznaczyć trzeba, że szybkość dyfuzji azotu i węgla w temperaturze otoczenia jest dostatecznie duża, co powoduje przy długotrwałym wytrzymaniu nie tylko lokalne wzbogacenie roztworu stałego w C i N w miejscach wad budowy krystalicznej lecz także wydzielanie dyspersyjnych cząstek faz węglikowych i azotków [2].

Zjawisko to wywołuje wzrost własności wytrzymałościowych jak twardość, wytrzymałość na rozciąganie, ujawnia wyraźną granicę plastyczności oraz obniża własności plastyczne jak wydłużenie, przewężenie i udarność. Twardość po odpowiednio długim starzeniu może wzrosnąć nawet o 50% w stosunku do otrzymanej po przesyceniu.

Omówiony zabieg obróbki cieplnej oddziaływuje również na zmianę własności fizycznych, powodując obniżenie współczynnika tarcia wewnętrznego, oporu elektrycznego i siły termoelektrycznej oraz wzrost objętości właściwej i siły koercji [8, 9].

Starzenie w temperaturach podwyższonych przyspiesza proces rozpadu przesyconego roztworu stałego, bowiem starzenie w czasie kilku godzin w temperaturze 50°C powoduje taki sam wzrost twardości jak w temperaturze otoczenia w ciągu kilku dni [2]. Wzrost twardości po starzeniu zależy od dyspersji i rodzaju wydzieleń, całość przebiegu zależy od temperatury i czasu starzenia.

W temperaturach niższych od 200°C istnieje prawdopodobieństwo wydzielania się węglika metastabilnego (w starszych publikacjach określany jako faza ε), który w czasie starzenia przemienia się w Fe_3C [2,10,11]. Wydzielanie azotków jest procesem bardziej złożonym. W pierwszym stadium pojawia się szczególnie na granicach struktury mozaikowej faza Fe_3N koherentna z płaszczyzną (100) Fe α. Fe_3N przemienia się przez niekoherentną fazę Fe_2N w $Fe_{16}N_2$, a ta w fazę γ' odpowiadającą związkowi Fe_4N [12-15]. Przy starzeniu w temperaturach wyższych od 200°C istnieją bardziej sprzyjające warunki do bezpośredniego wydzielania Fe_3C i Fe_4N.

3. BADANIA WŁASNE

3.1. Materiał do badań i obróbka cieplna próbek

Badania przeprowadzono na próbkach z nieuspokojonej stali konstrukcyjnej węglowej wyższej jakości znak 05X wg PN/H-84019. Skład chemiczny stali użytej do badań zestawiono w tablicy 1.

Tablica 1

Skład chemiczny stali do badań

Gatunek stali	Skład chemiczny w %						Uwagi
	C	Mn	Si	P	S	N	
05X	0,04	0,33	śl.	0,027	0,035	0,0035	stal głębokotłoczna

Próbki ze stali 05X poddano normalizowaniu w temperaturze 950°C w czasie 2 godzin, a następnie przesycaniu i starzeniu. Warunki tej ostatniej obróbki cieplnej próbek zestawiono w tablicy 2.

Tablica 2

Warunki obróbki cieplnej próbek ze stali 05X

Nr próbki	Przesycanie			Starzenie	
	temperatura °C	czas godz.	ośrodek chłodzący	temperatura °C	czas godz.
1,2,3	650	1,0	woda	-	-
4	"	2,0	"	-	-
5	"	3,0	"	-	-
6	"	5,0	"	-	-
7	"	10,0	"	-	-
8,9	"	1,0	"	200	0,5
10,11	"	"	"	"	0,75
12,13	"	"	"	"	1,0
14,15	"	"	"	"	1,5
16,17	"	"	"	"	2,0
18,19	"	"	"	"	3,0
20,21	"	"	"	"	4,0
22,23	"	"	"	"	5,0
24,25	"	"	"	"	7,0
26,27	"	"	"	"	10,0
28,29	"	"	"	"	25,0
30,31	"	"	"	"	50,0
32,33	"	"	"	"	100,0
34,35	"	"	"	300	0,5
36,37	"	"	"	"	1,0
38,39	"	"	"	400	0,25
40,41	"	"	"	"	0,5

3.2. Przygotowanie zgładów oraz preparatyka replik

Zgłady do badań metalograficznych wykonano przez szlifowanie ręczne na papierach ściernych, a następnie polerowano mechanicznie na tarczach filcowych zwilżanych wodną zawiesiną tlenku glinu. Po wypolerowaniu zgłady przemywano wodą destylowaną oraz benzenem.

Zgłady do badań na mikroskopie optycznym trawiono 2% roztworem alkoholowym HNO_3, zaś do badań na mikroskopie elektronowym 4% roztworem kwasu pikrynowego w alkoholu metylowym

w czasie 3 minut. Po wytrawieniu zgłady płukano wodą destylowaną i benzenem, a następnie na wytrawione powierzchnie naniesiono błonki czyszczące z 10% kolodium.

Po oddzieleniu błonek czyszczących na wytrawione powierzchnie zgładów napylano w próżni błonki węglowe, które następnie oddzielono chemicznie za pomocą 6% roztworu bromu w alkoholu metylowym [16, 17]. Oddzielone błonki wytrawiano w 5% roztworze HCl w czasie 30 minut, a następnie płukano wodą destylowaną. Sposobem tym otrzymywano repliki węglowe ekstrakcyjne przydatne zarówno do obserwacji struktury jak i do identyfikacji metodą dyfrakcji elektronowej przyczepionych do tychże błonek cząstek faz międzymetalicznych.

Celem podwyższenia kontrastu obrazu struktury repliki cieniowano chromem pod kątem 30°. Repliki przeznaczone do badań dyfrakcyjnych po wypłukaniu nie podlegały żadnym dodatkowym zabiegom.

3.3. Metody i wyniki badań

Jako metodę badań w procesie starzenia zastosowano głównie badania metalograficzne oraz dyfrakcję elektronową. Badania metalograficzne przeprowadzono na mikroskopie optycznym MeF firmy Reichert-Austria stosując powiększenia dd 100 do 1000 x oraz na mikroskopie elektronowym WF produkcji NRD w zakresie powiększeń od 1000do 10000 x. Dyfrakcję elektronową uzyskano w mikroskopie elektronowym przy napięciu anodowym U = 80 kV. Sposób indentyfikacji prążków interferencyjnych pochodzących od cząstek faz międzymetalicznych przeczepionych do replik oparto głównie na pracy AUSTINa i SCHWARTZa [18].

Przeprowadzone badania wykazały wyraźne zmiany w strukturze stali niskowęglowych poddanych przesycaniu i starzeniu. Przy starzeniu, szczególnie w ziarnach ferrytu występują charakterystyczne wydzielenia faz międzymatelicznych, których wielkość, rodzaj i postać zależą od temperatury i czasu starzenia. W temperaturze 200°C wpływ czasu starzenia na postać wydzieleń w przesyconej stali 05X przedstawiono na rys.1 do 10, zaś wpływ temperatury na rys.13 i 14. Opis rysunków zawiera tablica 3

4. ANALIZA WYNIKÓW

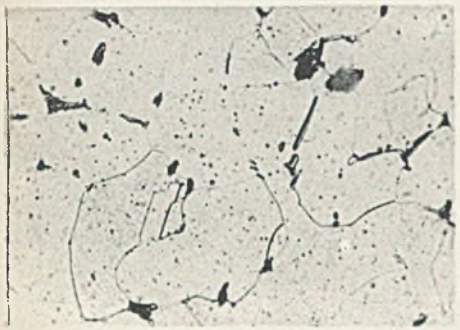
Przeprowadzone badania wykazały, że normalizowanie i przesycanie w zasadzie nie wpływa w sposób widoczny na mikrostrukturę stali niskowęglowych nieuspokojonych. Zmiany obserwowane

po przesyceniu ujawniają się lokalnym wystąpieniem podwójnych granic ziarn w ferrycie, co związane jest z procesem dyfuzji w kierunku granic ziarn atomów węgla i azotu, a przy długotrwałym wygrzewaniu również innych pierwiastków. Omówione zjawisko zachodzi w temperaturach podkrytycznych w zakresie od 550°C do A_1 [10, 19]. Wzrost czasu wygrzewania przy przesycaniu w temperaturze 650°C powoduje także częściową koagulację cementytu.

Istotne zmiany w strukturze zachodzą dopiero w procesie starzenia, objawiające się szczególnie wewnątrz i na granicach ziarn ferrytu. W mikroskopie optycznym obserwuje się przy starzeniu po wygrzaniu w temperaturze 200°C już po 1 godzinie drobne wydzielenia (rys.1). W mikroskopie elektronowym natomiast wydzielenia te są już widoczne po wygrzaniu w czasie 0,5 godziny (rys.4).

Wydzielanie nowej fazy zachodzi na skutek rozpadu przesyconego roztworu α i jest procesem zarodkowo dyfuzyjnym. Wg ZENERa [20] zarodkami nowej fazy są niewielkie płytki atomów skupionych w płaszczyźnie (100) ferrytu, tworzących strefy GUINIER-PRESTONa, zaś wg nowszej pracy [21, 22] zarodki powstają już w początkowym stadium starzenia jeszcze przed dyfuzyjnym ich tworzeniem. Według LESLIEgo [23], zarodki powstają na dyslokacjach oraz na skupiskach wakansów, zarówno wewnątrz jak i na granicach ziarn ferrytu, a także na granicach bloków struktury mozaikowej .

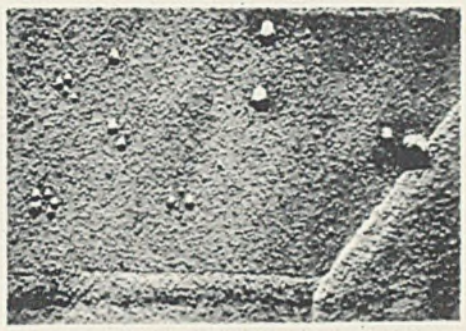
Ilość i wielkość cząstek wydzielonej fazy zmieniają się w czasie starzenia. Przy krótkotrwałym starzeniu następuje wzrost ilości wydzieleń, przy czym mieszczą się one zarówno wewnątrz jak i na granicach ziarn ferrytu. Wydzielająca się w tych warunkach faza posiada w zasadzie wyraźną budowę płytkową względnie zbliżoną do kuli (rys.5 i 7). Płytkową postać wydzieleń stwierdzili również KURDJUMOW i ŁYSAK [24]. Wymienieni autorzy sugerują, że zjawisko to wyjaśnia teoria sprężystości, wypowiadająca się, że drobne wydzielenia płytkowe posiadają najmniejszą energię sprężystą. Oprócz energii sprężystej wpływ na postać wydzieleń ma również energia powierzchniowa, sprzyjająca wydzieleniu fazy w kształcie kulistym. Wpływ energii powierzchniowej staje się jednak dominujący dopiero przy grubości płytek powyżej 10^{-8} mm, gdyż przy tej wielkości energia sprężysta jest większa od powierzchniowej [24]. Według nowszych badań [23] zarodki wydzielające się wzdłuż linii dyslokacji posiadają postać płytkową, zaś wydzielające się na skupiskach wakansów wykazują kształt zbliżony do kuli.



1

2

3



4

5

6

7

8

OPIS RYSUNKÓW

Nr rys.	Obróbka cieplna stan	Struktura	Powiększenie X	
			elektronowe	całkowite
1	N-950°C/2h P-650°C/woda S-200°C/1h	W ziarnach ferrytu wtrącenia niemetaliczne oraz drobne wydzielenia; na granicach ziarn nieznaczna ilość perlitu częściowo skoagulowanego i wydzielenia.	—	500
2	N-950°C/2h P-650°C/woda S-200°C/100h	Struktura jw. — ilość oraz wielkość wydzieleń znacznie wzrosły; miejscami podwójne granice ziarn oraz podstruktura.	—	500
3	N-950°C/2h P-650°C/woda	Ferryt; — na granicy ziarna wydzielenie pasmowe.	5000	10000
4	N-950°C/2h P-650°C/woda S-200°C/2h	Ferrryt z podwójnymi granicami ziarn; wewnątrz ziarn drobne wydzielenia.	5000	10000
5	N-950°C/2h P-650°C/woda S-200°C/4h	Ferryt; — liczne drobne wydzielenia wewnątrz i na granicy ziarn, na której występuje również jedno większe płytkowe.	1200	3000
6	N-950°C/2h P-650°C/woda S-200°C/100h	Ferryt; — liczne lecz bardziej drobne wydzielenia wewnątrz ziarn, natomiast w pobliżu granic ziarn występuje zubożenie wydzieleń oraz na samych granicach duże wydzielenia pasmowe i koagulujące.	1200	3000
7	N-950°C/2h P-650°C/woda S-200°C/4h	Ferryt; — na granicy ziarn drobnowydzielenia płytkowe, w strefie przygranicznej zubożenie wydzieleń.	5000	10000
8	N-950°C/2h P-650°C/woda S-200°C/10h	Ferryt; — wydzielenia płytkowe oraz częściowo skoagulowane wewnątrz ziarna.	5000	10000

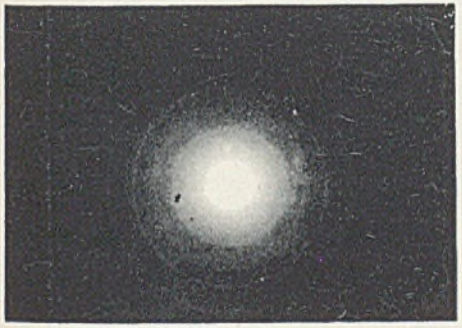
N — normalizowanie; P — przesycanie; S — starzenie.

9

10

11

12



13

14

Nr rys.	Obróbka cieplna stan	Struktura	Powiększenie X	
			elektronowe	całkowite
9	N-950°C/2h P-650°C/woda S-200°C/100h	Ferryt; — brak wydzieleń na granicy ziarn przechodzącej pionowoskośnie; płytkowe wydzielenia na granicy poziomoskośnej; w ziarnach grubsze wydzielenia koagulujące.	5000	10000
10	N-950°C/2h P-650°C/woda S-200°C/100h	Ferryt; koalescencja wydzieleń na granicy ziarn.	5000	10000
11	N-950°C P-650°C/woda S-400°C/1h	Ferryt; — na granicy ziarn większe pasmowe wydzielenia cementytu.	5000	10000
12	N-950°C P-650°C/woda S-400°C/1h	Ferryt; — na granicy ziarn duże wydzielenia cementytu.	5000	10000
13	N-950°C P-650°C/woda S-200°C/1,5h	Prążki interferencyjne od cząsteczek utwierdzonych w błonce węglowej odpowiadające głównie fazie węglikowej metastabilnej.	—	—
14	N-950°C/2h P-650°C/woda S-300°C/0,5h	Prążki interferencyjne od cząstek utwierdzonych w replice.	—	—

N — normalizowanie; P — przesycanie; S — starzenie.

Przedłużenie czasu starzenia powoduje zmianę budowy wydzieleń z kształtu płytkowego na zbliżoną do kulistego (rys.8). Równocześnie ilość wydzieleń w pobliżu granicy ziarn maleje, a nawet obserwuje się ich zanik (rys.5,6,7,9 i 10). Stan ten wywołany jest metastabilnością układu, w którym w pierwszym stadium starzenia wystąpiła tylko równowaga chwilowa, uwarunkowana wydzieleniem drobnych cząstek. W następnym stadium następuje wzrost wielkości wydzielonych cząstek przez koalescencję. Prawdopodobnie zarodkami dużych wydzieleń są te cząstki drobniejsze, których energia swobodna przypadająca na 1 atom jest niższa od pozostałych. Cząstki faz wydzielonych na granicach ziarn są usytuowane pod względem energetycznym korzystniej niż wewnątrz ziarn, co wyjaśnia zubożenie przygranicznych stref ziarna w wydzielenia i wzrost wydzieleń na granicach. Widoczne jest to szczególnie wyraźnie na rys.10, gdzie obserwuje się jakby zrastanie wydzieleń już na granicy ziarn oraz na rys.6, gdzie w pobliżu wydzieleń pasmowych na granicach ziarn występują bardzo drobne cząstki o postaci płytkowej oraz częściowo skoagulowanej.

Umiejscowienie oraz koagulację wydzieleń warunkuje budowa samej granicy ziarn, która może być szeroko - względnie wąskokątowa [25,26]. Na przykład na rys.9 w dolnej części granicy ziarn występują wydzielenia płytkowe, natomiast granica ziarn przebiegająca skośnie w górę zdjęcia nie wykazuje ich mimo istnienia częściowo skoagulowanych wydzieleń w strefie przygranicznej.

Podwyższenie temperatury starzenia do 300°C spowodowało przyspieszenie procesu, przy czym obraz struktury po wygrzaniu w tych warunkach przez 1 godzinę był podobny do obserwowanego po starzeniu w 200°C w czasie 100 godzin. Dalszy wzrost temperatury do 400°C oraz wygrzanie w czasie 0,5 godziny powoduje już tylko nieznaczne wystąpienie wydzieleń wewnątrz ziarn ferrytu. Pozostała część składnika przesyconego wykrystalizowuje na granicach ziarn w postaci pasemek, jak również dokrystalizowuje do już istniejącego perlitu (rys.11 i 12).

Identyfikacja wydzieleń występujących przy starzeniu stali niskowęglowych jest zagadnieniem bardzo złożonym. Według badań HRIVŇAKa [27] wydzielenia o kształcie zbliżonym do uzyskanych w pracy należy uważać za azotki. Natomiast badania LESLIEgo [23] przeprowadzone na cienkich szlifach przy użyciu stopów syntetycznych wykazały, że omawiane wydzielenia są węglikami. Ponieważ badania te przeprowadzone zostały bezpośrednio na starzonym materiale o ściśle regulowanym składzie chemicznym należy przyjąć, że sugestie LESLIEgo są prawdziwe.

Podjęto również własne próby wyjaśnienia rodzaju wydzieleń metodą badań dyfrakcyjnych. Nie przyniosły one jednak wyczerpujących danych. Przyczyną tego stanu był fakt, że o ile drobne cząstki faz międzymetalicznych występujące po krótkotrwałym starzeniu łatwo przyczepiają się do błonek węglowych o tyle cząstki większe trudniej się ekstrahują. Obecność w strukturze stali wtrąceń niemetalicznych wprowadza dodatkowe prążki interferencyjne, utrudniające interpretację. Dyfraktogram otrzymany przy badaniu ekstrachowanych wydzieleń po starzeniu w 200°C wykazuje prążki interferencyjne odpowiadające głównie metastabilnej fazie węglikowej. Na rys.13 przedstawiono dyfraktogram po starzeniu w temperaturze 200°C, zaś po starzeniu w 300°C na rys.14. Uzyskane wyniki potwierdzają raczej stanowisko LESLIEgo. Natomiast badania dyfrakcyjne nie ujawniły azotków, prawdopodobnie na skutek za małej zawartości azotu w badanej stali.

WNIOSKI

Przeprowadzone badania wykazały:

1. Proces wydzielania przy starzeniu przesyconych stali niskowęglowych w zależności od temperatury i czasu dzieli się na dwa stadia:

   a) wydzielenia drobnych cząstek faz międzymetalicznych w postaci płytkowej i zbliżonej do kuli zarówno wewnątrz ziarn ferrytu jak i na granicach bloków struktury mozaikowej, a także na granicach ziarn ferrytu.

   b) koalescencji tj. rozpuszczania niektórych wydzieleń szczególnie wewnątrz ziarn ferrytu oraz wzrostu wydzieleń na granicach i w strefie przygranicznej.

2. Wydzielanie fazy przesyconej zachodzi przede wszystkim na granicach ziarn o najmniejszej energii.

3. Fazą wydzielającą się przy starzeniu w temperaturze 200°C jest głównie metastabilna faza węglikowa.

4. Starzenie w temperaturach wyższych od 200°C przyspiesza proces wydzielania, przy czym im wyższa temperatura tym mniejsza ilość wydzieleń pojawia się wewnątrz ziarn ferrytu.

5. Starzenie w temperaturze 400°C powoduje niemal całkowite wydzielanie się składnika przesyconego już tylko na granicach ziarn ferrytu oraz dokrystalizowanie cementytu do istniejącego perlitu.

LITERATURA

[1] A.Wilm, Metallurgie, nr 8,s.223, 1911.

[2] E.Houdremont, Handbuch der Sonderstahlkunde, Springer Verlag, Berlin, 1956.

[3] N.F.Bołchowitinow, Mietałłowiedenije i termiczeskaja obrabotka, Maszgiz, 1958.

[4] W.Köster, Arch. Eisenhüttenw., Nr 21, s.305, 1950.

[5] W.Dahl, K.Lücke, Arch. Eisenhüttenw., Nr 25, s.241, 1954.

[6] L.J.Dijkstra, J.Metals, Nr 1, s.252, 1949.

[7] C.A.Wert, J.Appl.Phys., Nr 20, s.943, 1949.

[8] J.D.Fast, L.J.Dijkstra, Philips Techn. Rundsch., Nr 13, s.181, 1951.

[9] C.A. Wert, J.Metals, Nr 3, s.1179, 1951.

[10] A.L.Tsou, J.Nutting, J.W.Menter, J.Iron a. Steel Inst., Nr 172, s.163, 1952.

[11] O.Krisement, Arkiv. Fysik, Nr 7, s.353, 1953.

[12] W.Pitsch, Dissertation Univ., Göttingen, 1954.

[13] K.H.Jack, Acta Crystallographica, Nr 5,s.392, 1950.

[14] J.D.Fast, Philips Techn.Rundsch., s.173, 1951; s.27, 1952.

[15] I.Hrivňak, Metal Treatm. a.Drop.Forging, Nr 28,s.242,1961.

[16] F.Staub, J.Adamczyk, Zesz. Nauk. Pol. Śl., Mechanika 7, 1960.

[17] E.Czajka, Praca dypl. Kat. Metaloznawstwa Pol. Śl., Nr 71, 1957.

[18] A.E.Austin, C.M.Schwartz, Procedings of the ASTM, t.56, s.592, 1956.

[19] W.N.Gridniew, Woprosy fiziki mietałłow i mietałłowiedenija, ANUSSR, Kijew, 1957.

[20] C.Zener, Phys. Rev., Nr 74 s.639, 1948.

[21] C.A.Wert, C.Zener, J.Appl.Phys., Nr 21, s.5, 1950.

[22] A.H.Cottrell, Strojenije mietałłow i spławow, Mietałłurgizdat, 1961.

[23] W.C. Leslie, Acta Metallurgica, Vol.9, Nr 11, s.1005, 1961.

[24] S.E.Buksztajn, Strukturnyje i miechaniczeskije swojstwa legirowannych stalej, Moskwa, 1954.

[25] D.Mc Lean, Grain Boundaries in Metals, Oxford at the Clarendon Press, 1957.

[26] I.Hrivňak, Hutnické Listy, Nr 6, s.432, 1960.

[27] I.Hrivňak, Metal Treatm., Vol.29 Nr 200, s.182, 1962.

СТАРЕНИЕ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ — ИССЛЕДОВАННОЙ ПРИ ПОМОЩИ ЭЛЕКТРОННОГО МИКРОСКОПА

Проведено при помощи электронного микроскопа металлографические исследования выделений в малоуглеродистой стали содержащей 0,04% C и 0,0035% N. Закаленные от температуры 650° образцы подвергались старению в интервале температур от 200 до 400° с различным временем выдержки.

Определено вид и род выделений в зависимости от температуры и времени старения.

Констатировано, что при температуре 200° в начальной стадии старения происходит сплошное выделение метастабильной карбидной фазы в виде пластинок и сфероидов. Продолжение времени старения вызывает распад выделений внутри зерен и рост выделений в близи и по границам зерен. При температуре выше 200° происходит предварительно дискретное выделение цементита в близи и по границам зерен феррита.

ALTERUNG EINES KOHLENSTOFFSTAHLES VON 0,04% C

Es wurden Untersuchungen am optischen Mikroskop sowie Elektronenmikroskop eines gealterten Kohlenstoffstahles durchgeführt.

Nach Übersättigung in 650 °C und Abschrecken in Wasser wurden verschiedene Alterungstemperaturen sowie Zeiten angewandt.

Die Art und Form der Ausscheidungen wurde diskutiert.