

Krzysztof Mroczka

Badania mikrostruktury i właściwości symulowanej strefy wpływu ciepła stali o dużej wytrzymałości*

Stale zaliczane są do najszerzej stosowanych materiałów konstrukcyjnych, które łączy się głównie wykorzystując różne metody spawania. Szacuje się, że ok. 70% światowej produkcji wyrobów stalowych walcowanych jest stosowanych do produkcji konstrukcji i wyrobów spawanych [1].

Istota procesu spawania polega na doprowadzeniu do stanu ciekłego pewnej ilości materiałów łączonych, a następnie krystalizacji ciekłego metalu, co powoduje powstanie połączenia charakteryzującego się ciągłością metalurgiczną. Zasada ta obowiązuje w odniesieniu do wszystkich metod spawania. Różnice natomiast dotyczą zastosowanych źródeł ciepła, ich wydajności, stopnia koncentracji energii cieplnej, metod ochrony ciekłego metalu (jeziorka spawalniczego) przed oddziaływaniem atmosfery oraz aspektów ekonomicznych. Dostarczenie dużej ilości energii cieplnej umożliwiającej stopienie materiału powoduje również powstanie tzw. strefy wpływu ciepła (SWC) – strefa bezpośrednio przy spoinie, w której materiał nie uległ stopieniu, lecz został nagrzany do na tyle wysokich temperatur, że uległ on zmianom strukturalnym. Tworzenie się SWC jest niekorzystnym zjawiskiem procesu spawania. Wielkość SWC zależy od wielu czynników, m.in. grubości materiałów łączonych, stosowanej energii spawania oraz metody spawania. Największa SWC powstaje w złączach utworzonych metodą spawania gazowego, natomiast najmniejsza przy wykorzystaniu metod spawania laserem oraz wiązką elektronów. Ograniczenie wielkości strefy wpływu ciepła jest w tym wypadku wynikiem skupienia energii cieplnej (dużej gęstości mocy – dla spawania metali laserem wynosi ona 10^6 – 10^9 W/cm² [2]), co powoduje bardzo szybki przetop niezbędnej ilości materiału w miejscu dostarczenia energii. Z tych względów poszukuje się rozwiązań, które polepszają warunki spawania w metodach konwencjonalnych. Przykładem może być modyfikacja metody TIG polegająca na stosowaniu topnika aktywowującego (metoda A-TIG [3]), który m.in. powoduje zawężenie łuku elektrycznego [1], a więc koncentrację energii.

* Tekst złożono do druku 26 września 2005 roku.

Strefa wpływu ciepła jest traktowana jako makroskopowo rozróżnialna część połączenia spawanego. Biorąc pod uwagę złącza stalowe w SWC wyróżnia się tzw. obszary: niepełnego stopienia (w pobliżu temperatury likwidus), przegrzania (ok. 1250°C), normalizacji (do ok. 1100°C), niepełnego wyżarzenia (zakres A_{c1} – A_{c3}) oraz rekrytalizacji (temperatury poniżej A_{c3} ; występuje w materiałach, które były kształtowane na zimno) [4]. Z uwagi na duży rozrost ziarna oraz częste występowanie struktury Widmanstattena obszar przegrzania jest najgorszym w SWC pod względem właściwości mechanicznych.

Przedstawione powyżej zjawisko tworzenia się SWC i zmiany strukturalne, które temu towarzyszą są szczególnie niepożądane w materiałach o specjalnie utworzonej mikrostrukturze, dzięki której uzyskano określone właściwości mechaniczne. Do takich materiałów zalicza się na przykład wysokowytrzymałe stopy na bazie Al (umocnione wydzieleniowo) oraz stale o podwyższonej i dużej wytrzymałości. W przypadku niektórych stopów Al stosowanie konwencjonalnych metod spawalniczych do ich łączenia jest wręcz niemożliwe ze względu na drastyczny spadek własności w SWC.

Stale o podwyższonej i dużej wytrzymałości utworzone zostały w wyniku dążeń do polepszenia właściwości mechanicznych stali konstrukcyjnych. Rozwój tej grupy stali łączyć należy z lepszym poznaniem różnych mechanizmów umocnienia (szczególnie opracowanie zależności Hall-Petcha), wdrożeniem nowych technologii produkcji oraz opracowaniem nowych składów chemicznych stali. W wyniku tych działań powstały stale ferrytyczno-perlityczne o podwyższonej wytrzymałości (Re nawet do 500 MPa) oraz stale o złożonych strukturach, głównie bainityczne (Re do 900 MPa) [5]. Bardzo dobre właściwości mechaniczne (Re oraz udarność) uzyskano przez wytworzenie bardzo wysublimowanej mikrostruktury. Proces produkcji wielu gatunków tych stali jest najczęściej bardzo złożony i wieloetapowy, na przykład kontrolowane walcowanie lub ulepszanie cieplne. Warunkiem jednak utrzymania osiągniętych dobrych właściwości mechanicznych jest niezmiennosc struktury podczas dalszego przetwarzania tego materiału lub jego łączenia. Z tych względów metody spawalnicze łączenia w odniesieniu do tych materiałów muszą być stosowane z pewnymi ograniczeniami. Najkorzystniejsze w tym wypadku są nowoczesne metody, wspomniane uprzednio spawanie laserem lub wiązką elektronów. Z uwagi na koszty i ograniczenia techniczne zakres ich stosowania jest jednak bardzo zawężony. Istnieje zatem konieczność przeprowadzenia kompleksowych badań nad wpływem spawalniczych cykli cieplnych, występujących podczas spawania konwencjonalnymi metodami (łukowymi), na zakres zmian struktury i własności w obrębie SWC w odniesieniu do tych stali.

Na podstawie informacji uzyskanych z przemysłu oraz badań złączy spawanych (przemysłowych) [6] stwierdzono znaczną podatność na spadek udarności w wyniku oddziaływania długich spawalniczych cykli cieplnych. Za główną przyczynę uznano występowanie składnika strukturalnego tzw. wysp M-A (martenzytyczno-austenitycznych). Stwierdzona degradacja dobrych właściwości mechanicznych była na tyle duża, że wykluczała dopuszczenie wykonanych złączy do eksploatacji.

Ponieważ wszystkie metody spawania wymagają dostarczenia do materiału dużych ilości energii, prowadzone są obecnie próby nad wdrożeniem nowoczesnej technologii zgrzewania tarcowego z mieszaniem materiału zgrzeiny – *friction stir welding* (stosowanej z powodzeniem do łączenia niespawalnych stopów Al) [7]. Zaletą tej metody polega na konieczności dostarczenia do materiału znacznie mniejszych ilości ciepła (materiał nie przechodzi w stan ciekły) niż w przypadku spawania. Nie znana jest jednak jeszcze opłacalność tej metody w odniesieniu do wykonywania bardzo długich połączeń stali.

Badania

Za cele badań przyjęto: ocenę wpływu symulowanych spawalniczych cykli cieplnych na tworzenie mikrostruktury, ocenę mikrostruktury poszczególnych obszarów SWC, identyfikację wysp M-A oraz określenie ich morfologii.

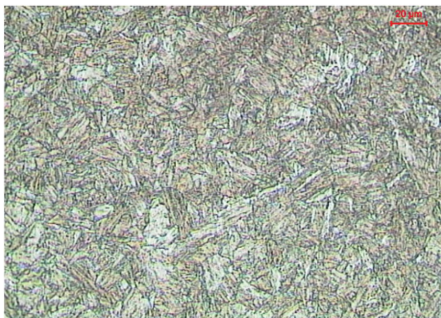
Materiałem do badań była stal 10GHMBA-E620 o granicy plastyczności $Re > 620$ MPa. Z materiału wykonano próbki udarowościowe, które (bez naciętych karbów) poddano symulowanym spawalniczym cyklom cieplnym. Symulację cykli cieplnych wykonano na stanowisku badawczym – symulatorze spawalniczych cykli cieplnych ze sterowaniem komputerowym. Zastosowanie symulatora zapewniło dokładność parametrów symulacji oraz powtarzalność eksperymentów. Wykonane symulacje cykli cieplnych dla trzech czasów chłodzenia $t_{q/5} = 13$ s, 94 s i 200 s przedstawiono w tabelach 1, 2 i 3 (wraz z wynikami).

Badania strukturalne i właściwości mechanicznych

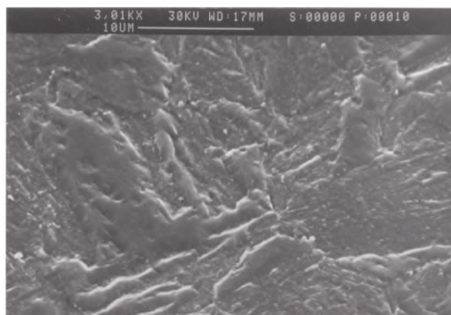
Badania właściwości mechanicznych przeprowadzono w odniesieniu do udarowości i twardości materiału. Badania wykonano odpowiednio metodą Charpy V oraz metodą Vickersa (HV20). Badania strukturalne przeprowadzono przy użyciu mikroskopu świetlnego oraz mikroskopu elektronowego skaningowego. Na próbkach wykonano zgłady metalograficzne, które trawiono nitałem. Przygotowanie próbek do obserwacji za pomocą mikroskopu skaningowego polegało na wielokrotnym polerowaniu i trawieniu nitałem powierzchni. Pozwoliło to na wyodrębnienie wysp M-A, ponieważ są one znacznie twardsze od osnowy. Obserwacje tak przygotowanych powierzchni umożliwiły ocenę wielkości, kształtu i ilości wysp M-A w strukturze. Analizę ilościową dokonano na podstawie zdjęć skaningowych z wykorzystaniem programu komputerowego SigmaScan Pro4. Wyniki badań przedstawiono w tabelach 2, 3 i 4. Na rysunkach 1 i 2 przedstawiono przykładowe mikrostruk-

ture próbek po cyklach cieplnych 650°C , $t_{8/5} = 200 \text{ s}^*$) oraz $1000^{\circ}\text{C}/800^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 13 \text{ s}$. W pierwszym wypadku (rys. 1) próbka została nagrzana poniżej temperatury A_{c1} , co nie spowodowało utworzenia w strukturze wysp M-A. Jako drugi przykład (rys. 2) przedstawiono mikrostrukturę próbki zawierającej wyspy M-A – jasne obszary o charakterze wysepek widoczne na rysunku 2b. Udział wysp w strukturze jest związany głównie z prędkością chłodzenia ze stanu austenitycznego.

a)



b)

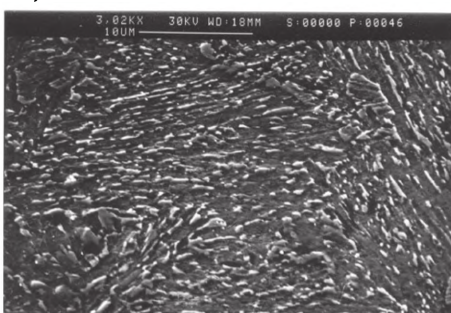


Rys. 1. Mikrostruktura próbki po cyklu cieplnym 650°C , $t_{8/5} = 200 \text{ s}$; a) mikroskop świetlny, b) mikroskop skaningowy

a)



b)



Rys. 2. Mikrostruktura próbki po cyklach cieplnych $1000^{\circ}\text{C}/800^{\circ}\text{C}$, $t_{8/5} = 13 \text{ s}$; a) mikroskop świetlny, b) mikroskop skaningowy

* Czas $t_{8/5}$ dla cykli cieplnych o temperaturach poniżej 800°C jest traktowany jako czas, w którym temperatura obniża się o 300°C od maksymalnej temperatury danego cyklu.

próbka	T I cyklu °C	T II cyklu °C	T III cyklu °C	% M-A	średnia wielkość M-A μm^2	odchyl. stand. śred. wiel. M-A	wsp. kształt. M-A	odchyl. stand. wsp. kształt. M-A	średnia odległość M-A μm	odchyl. stand. śred. odł. M-A	a_{sz} %	udarność J	twardość HV20
nr	°C	°C	°C	%	μm^2	-	-	-	μm	-	%	J	HV20
137	1250	-	-	10	0,14	0,25	0,60	0,09	1,39	1,40	3,70	58	354
139	1000	-	-	11	0,11	0,20	0,60	0,23	0,99	0,76	3,00	102	351
141	800	-	-								0,00	127	330
144	650	-	-								0,00	170	265
145	1250	1250	-	7	0,06	0,11	0,58	0,23	1,27	1,14	6,30	88	354
148	1250	1000	-	8	0,08	0,14	0,58	0,22	1,48	1,46	4,00	135	368
150	1250	800	-	9	0,10	0,14	0,59	0,22	1,38	1,18	1,60	92	317
151	1250	650	-	5	0,05	0,08	0,61	0,22	1,28	1,18	1,50	78	338
154	1250	800	650	9	0,15	0,24	0,64	0,22	2,26	2,08	-	75	310

Tabela 1. Zbiornicze wyniki badań dla wariantów o czasie chłodzenia $t_{05} = 13$ s

próbka	T I cyklu °C	T II cyklu °C	T III cyklu °C	% M-A	średnia wielkość M-A μm^2	odchyl. stand. śred. wiel. M-A	wsp. kształt. M-A	odchyl. stand. wsp. kształt. M-A	średnia odległość M-A μm	odchyl. stand. śred. odł. M-A	a_z %	udarność	twardość HV20
nr	°C	°C	°C	%	μm^2	-	-	-	μm	-	%	J	HV20
94	1250	-	-	9	0,14	0,24	0,63	0,23	2,16	1,78	0	14	289
95	1100	-	-	7	0,13	0,19	0,62	0,22	2,20	2,06	0	34	317
111	1000	-	-	5	0,10	0,12	0,69	0,20	2,18	1,75	0	70	338
19	800	-	-								0	126	297
24	650	-	-								0	160	292
26	1250	1250	-	9	0,16	0,26	0,58	0,23	1,96	1,87	0	12	301
30	1250	1100	-	13	0,25	0,42	0,59	0,23	1,73	1,49	0	17	320
33	1250	1000	-	13	0,33	0,54	0,58	0,24	1,90	1,48	0	16	292
36	1250	800	-	11	0,29	0,55	0,55	0,25	2,23	2,21	0	20	287
40	1250	650	-	14	0,29	0,53	0,55	0,24	1,85	1,51	0	10	301
116	1250	800	650	5	0,09	0,12	0,64	0,22	2,20	2,06	0	18	277
49	1250	800	500	7	0,18	0,33	0,55	0,24	2,31	2,03	0	14	287
55	1250	800	350	8	0,17	0,35	0,55	0,24	1,26	1,16	0	16	305

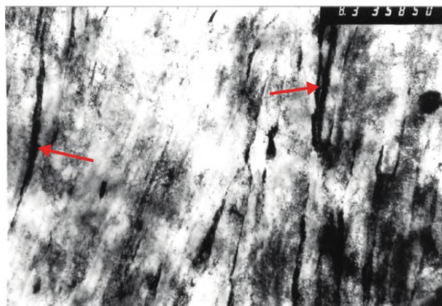
Tabela 2. Zbiornicze wyniki badań dla wariantów o czasie chłodzenia $t_{b5} = 94$ s

próbka	T I cyklu °C	T II cyklu °C	T III cyklu °C	% M-A	średnia wielkość M-A μm^2	odchyl. stand. śred. wiel. M-A	wsp. kształt M-A	odchyl. stand. wsp. kształt M-A	średnia odległość M-A μm	odchyl. stand. śred. odł. M-A	a_{sz} %	udarność	twardość
nr	°C	°C	°C	%	μm^2	-	-	-	μm	-	%	J	HV20
52	1250	-	-	13	0,15	0,39	0,60	0,25	1,98	1,74	0	8	277
60	1100	-	-	10	0,21	0,33	0,65	0,23	2,05	1,87	0	14	296
63	1000	-	-	8	0,18	0,46	0,64	0,24	2,59	2,39	0	28	298
66	800	-	-								0	126	288
78	650	-	-								0	160	255
57	1250	1250	-	11	0,20	0,30	0,60	0,24	2,43	2,24	0	7	278
73	1250	1100	-	13	0,24	0,38	0,58	0,24	2,15	2,00	0	8	286
71	1250	1000	-	9	0,16	0,33	0,59	0,25	2,32	1,95	0	10	291
77	1250	800	-	15	0,22	0,56	0,62	0,25	2,23	1,80	0	10	272
84	1250	650	-	12	0,22	0,32	0,60	0,24	2,00	1,63	0	9	286
119	1250	800	650	16	0,37	0,81	0,61	0,24	2,33	1,85	0	14	268
122	1250	800	500	13	0,38	0,95	0,59	0,24	2,23	1,97	0	16	271
134	1250	800	350	12	0,20	0,29	0,60	0,24	2,18	1,81	0	13	283

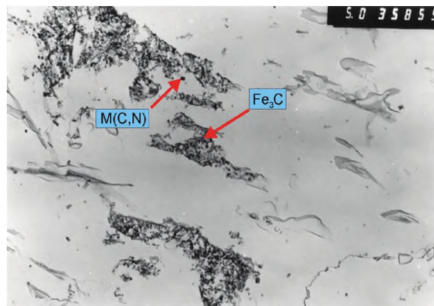
Tabela 3. Zbiorcze wyniki badań dla wariantów o czasie chłodzenia $t_{\text{MS}} = 200$ s

Badania mikrostruktury - TEM

Badania mikrostruktury wykonane za pomocą elektronowych mikroskopów transmisyjnych (CM-20, 200 kV, firmy Philips oraz JAM 100C, 100 kV, firmy JEOL) pozwoliły na ocenę struktury wysp M-A i określenie miejsca występowania w nich austenitu szczątkowego, którego ocenę ilościową wykonano metodą analizy rentgenowskiej (wyniki w tabelach 1–3). Przykładową mikrostrukturę przedstawia rysunek 3, na którym widoczne są listwy martenzytu z występującym między nimi austenitem szczątkowym (zaznaczono strzałkami). Na rysunku 4 przedstawiono wynik badania repliki ekstrakcyjnej wykonanej z próbki, w przypadku której drugi cykl cieplny o temperaturze 650°C spowodował odpuszczenie obszarów martenzytycznych. W tych miejscach powstały skupiska węglików, głównie cementytu, co stwierdzono na podstawie analizy dyfraktogramów.



Rys. 3. Mikrostruktura wyspy M-A



Rys. 4. Struktura martenzytu odpuszczonego z pierwotnymi węglikoazotkami – replika ekstrakcyjna

Wyniki

Zakres przeprowadzonych badań pozwala na ocenę poszczególnych obszarów strefy wpływu ciepła utworzonej w stali zaliczanej do grupy stali o dużej wytrzymałości.

Na zdjęciach 1 i 2 wykonanych za pomocą mikroskopu świetlnego i skaningowego przedstawiono przykładowe struktury jakie powstały w wyniku oddziaływania cykli cieplnych, pojedynczych i wielokrotnych, w różnych wariantach. Analiza struktury materiału wskazuje na oczekiwany rozrost ziaren dla cykli cieplnych o najwyższych temperaturach (1250°C) i największe rozdrobnienie ziarna dla cykli o temperaturze 800°C, co wynika z nagrzania materiału w zakres A_{c1} – A_{c3} .

Na podstawie przeprowadzonych badań ustalono zakres zmian własności mechanicznych materiału (udarności i twardości) dla rozpatrywanych wariantów cykli cieplnych. Graficzne zestawienie wartości udarności, jakie próbki uzyskały

po pojedynczych cyklach cieplnych wskazują na sukcesywny spadek tego parametru, który zgodnie z oczekiwaniami osiąga wartości minimalne dla cykli o najwyższej temperaturze (1250°C). Należy zwrócić uwagę, że dla próbek chłodzonych w czasie $t_{8/5} = 94$ i 200 s, spadek wartości udarności (dla wariantu o najwyższej temperaturze) jest aż do poziomu, odpowiednio 8 i 14 J – tabele 2, 3 (170 J – stan wyjściowy). Niekorzystne zmiany udarności ze wzrostem temperatury cyklu są najmniejsze dla cykli cieplnych o czasie chłodzenia $t_{8/5} = 13$ s.

Analiza wyników (tabele 1–3) w odniesieniu do próbek poddanych podwójnemu cyklowi cieplnemu wskazuje, że dla czasów chłodzenia $t_{8/5} = 94$ s oraz 200 s, poziom udarności we wszystkich wypadkach jest niski i determinowany przez pierwszy cykl cieplny. Natomiast przy czasie chłodzenia $t_{8/5} = 13$ s obserwuje się zróżnicowanie wartości, a najwyższą udarność uzyskano dla cyklu o temperaturze 1000°C.

Zaobserwowane zjawisko uzyskania lepszych własności plastycznych (udarności) dla stali o dużej wytrzymałości po szybkim chłodzeniu znalazły potwierdzenie w pracach, m.in. [8, 9]. Należy podkreślić, że jest to nietypowe, gdyż dla stali węglowych zwiększenie prędkości chłodzenia prowadzi do obniżenia udarności.

Ocena zmiany twardości materiału poddanego pojedynczemu cyklowi cieplnemu wskazuje na istotne zmiany jedynie dla cykli o czasie chłodzenia $t_{8/5} = 200$ s. Dla wariantów o krótszych czasach chłodzenia zmiany twardości są nieznaczne.

Przeprowadzone porównanie zmian powyższych parametrów w zależności od czasu dla pojedynczego cyklu cieplnego wykazują nietypową tendencję spadku udarności materiału przy jednoczesnym spadku jego twardości. Przyczyną spadku twardości może być odpuszczające działanie drugiego cyklu cieplnego, nasilające się z wydłużeniem czasu chłodzenia. Natomiast spadek udarności można wiązać z procesami wydzieleniowymi oraz wyspami M-A.

Aby wyjaśnić rolę wysp M-A w procesie pękania, przeprowadzono szczegółowe badania tego składnika strukturalnego. Badania przy pomocy mikroskopu transmisyjnego wykazały obecność w strukturze obszarów zbudowanych z listew martenzytu, między którymi ulokowany jest austenit szczątkowy (rys. 3). Obecność austenitu szczątkowego potwierdzono badaniami dyfrakcyjnymi na mikroskopie transmisyjnym oraz ilościową analizą rentgenowską (tabela 1). Widoczne na rysunku 3 obszary, identyfikowane jako austenit szczątkowy, mają wydłużony kształt, co wynika ze współzależności z wydłużonymi listwami martenzytu. Podobne obserwacje zamieszczono w pracy [9], gdzie dodatkowo analizowano skład chemiczny wysp M-A. Z rozważań tych wynika, że dla cyklu cieplnego o wysokiej temperaturze (1350°C) w wyspach M-A nie dochodzi do segregacji pierwiastków stopowych (Mn, Ni, Cr, Mo), a jedynie obserwuje się wzrost stężenia węgla, szczególnie nasilony przy czasach chłodzenia $t_{8/5}$ większych od 200 s. Pogląd ten znalazł potwierdzenie w prowadzonych analizach składu chemicznego, które wykazały brak istotnych różnic w zawartości pierwiastków stopowych w wyspach i osnowie. Natomiast badania stężenia węgla w tych obszarach nie dawały jednoznacznych wyników. Mogło to być spowodowane małą zawartością węgla w badanej stali (0,06% C) w porównaniu ze stalami opisanymi w pracy [9] (0,1÷0,12% C). Mimo trudności

w ilościowej ocenie zawartości tego pierwiastka w wyspach M-A, o podwyższonej zawartości węgla w tych obszarach świadczyć mogą wyniki badań replik ekstrakcyjnych – rysunek 4. Na replikach stwierdzono obszary odpuszczonego martenzytu z wydzieleniami cementytu, które powstały w wyniku drugiego odpuszczającego cyklu cieplnego (650°C) podczas wolnego chłodzenia. Obecność cementytu potwierdzono badaniami dyfrakcyjnymi. O lokalnym wzroście stężenia węgla może świadczyć również występowanie mikrobliźniaków w listwach martenzytu.

Podwyższoną zawartość węgla w wyspach M-A opisano również w pracy [10], w której wykazano, że w wyspach M-A zawartość węgla wynosi 0,34%, przy zawartości węgla w stali 0,07%, oraz 0,43% C, gdy stal zawierała 0,16% C. Natomiast szczególnie wyraźną segregację węgla obserwowano, gdy materiał nagrany został w zakres dwufazowy $A_{c1}+A_{c3}$. Wówczas zawartość węgla w wyspach może wzrosnąć nawet do 0,7%.

Badania ukierunkowane na ocenę ilościową austenitu szczątkowego (γ_{sz}), prowadzone metodą rentgenowską, wykazały obecność tej fazy w mierzalnych ilościach jedynie w próbkach poddanych najszybszym cyklom cieplnym (por. tabele 1–3). Wzrost ilości austenitu szczątkowego następuje ze wzrostem temperatury cyklu cieplnego (dla pojedynczych cykli cieplnych) – tabela 1. Z kolei zmiany ilości austenitu szczątkowego pod wpływem drugiego cyklu cieplnego wskazują, że cykle cieplne o temperaturach 650°C i 800°C powodują spadek zawartości γ_{sz} , natomiast cykle o wyższych temperaturach – dalszy jego wzrost. Szczególnie jest to widoczne dla wariantu cykli cieplnych 1250°C/1250°C, gdzie wartość γ_{sz} wzrosła o ponad 40%. Obniżenie ilości austenitu szczątkowego po cyklach 650°C i 800°C należy wiązać z jego destabilizacją w wyniku wydzielenia cementytu, gdyż powtórne chłodzenie zubożonego austenitu powoduje dalszą jego przemianę.

Problem występowania wysp M-A i ich wpływ na własności potwierdzono w wielu pracach, m.in. [8, 9]. Analiza tych prac wskazuje na możliwość występowania dwóch rodzajów wysp M-A, pod względem ich morfologii, tj. wydłużonych (*elongated* [8]) oraz o kształcie owalnym (*massive* [8]). Definiowanie obu rodzajów wysp odbywa się na podstawie współczynnika kształtu. Autorzy pracy [9] wskazują na związek między prędkością chłodzenia a morfologią wysp M-A, stwierdzając, że przy krótszych czasach chłodzenia wyspy są bardziej wydłużone. Przeprowadzone badania próbek poddanych różnym wariantom cykli cieplnych (tabele 1–3) w pewnym stopniu potwierdzają tę tezę. Uzyskane w badaniach zmiany średniej wartości współczynnika kształtu mieszczą się w granicach 0,55±0,65. Współczynniki kształtu w tym przedziale wskazują na raczej wydłużony charakter wysp M-A, choć w umiarkowanym stopniu (wartość współczynnika kształtu równa 1 oznacza idealne koło, natomiast bliska 0 oznacza płaski kształt). W celu dokładniejszej analizy wykreślono, dla wszystkich wariantów, rozkłady wartości współczynnika kształtu. Analiza rozkładów pozwala stwierdzić, że częstość występowania wysp o kształtach owalnych jest dominująca dla wariantów o dłuższych czasach chłodzenia ($t_{9/5} = 94$ s i 200 s), natomiast w przypadku krótkiego czasu chłodzenia $t_{9/5} = 13$ s przeważają obszary o współczynniku kształtu zbliżonym do podanych

wartości średnich, czyli o umiarkowanym wydłużeniu. Przyczyną występowania wydłużonych wysp M-A, w przypadku szybkiego chłodzenia, jest lokowanie się ich między listwami ferrytu bainitycznego, które to listwy, gdy powstają w trakcie szybkiego chłodzenia są znacznie wydłużone. Taka budowa struktury powoduje również, że wyspy M-A są generalnie cieńsze i mniejsze niż przy innych wariantach cykli cieplnych, o dłuższych czasach chłodzenia. Wniosek ten jest poparty: analizą średniej wielkości wysp M-A (tabele 1–3), analizą rozkładu wielkości wysp dla różnych wariantów oraz porównaniem zdjęć z obserwacji przy użyciu mikroskopu skaningowego. O rozdrobieniu składników strukturalnych świadczą również wyniki pomiarów średnich odległości między wyspami M-A, które dla wariantów z szybkim chłodzeniem są ogólnie mniejsze przy porównywalnej ilości wysp w strukturze – tabele 1–3.

Wnioski

Badania symulowanej SWC umożliwiły szczegółową analizę strukturalną oraz właściwości mechanicznych dla poszczególnych jej obszarów, co nie jest możliwe w przypadku badań gotowych złączy spawanych. Na podstawie przeprowadzonych prac stwierdzono:

1. Badania strukturalne wykazały obecność wysp martenzytu i austenitu szczałkowego rozmieszczonego między listwami martenzytycznymi.

2. Opracowano metodę ujawniania wysp M-A w strukturze strefy wpływu ciepła pozwalającą na ich ocenę ilościową.

3. Ilościowa analiza potwierdziła wpływ rodzaju cyklu cieplnego na skład fazowy oraz morfologię wysp M-A. Zwiększenie szybkości chłodzenia prowadzi do powstania wysp o bardziej wydłużonym kształcie.

4. Największe ilości austenitu szczałkowego (do 6,3%) obserwowano po szybkich cyklach cieplnych ($t_{8/5}=13$ s). Wolniejsze chłodzenie powodowało tworzenie się wysp głównie martenzytu ze śladową ilością austenitu szczałkowego.

5. Analiza wpływu szybkości chłodzenia na udarność i twardość strefy wpływu ciepła wykazała, że z wydłużeniem czasu chłodzenia następuje równoczesny spadek udarności i twardości.

6. Przeprowadzone badania i uzyskane wyniki wykazały niekorzystny wpływ małych prędkości chłodzenia i obecności wysp M-A na udarność strefy wpływu ciepła. Wynika z tego, że w przypadku spawania stali o dużej wytrzymałości konieczne jest stosowanie niskich energii liniowych łuku i utrzymanie niskiej temperatury międzyścigowej.

Bibliografia

- [1] Pilarczyk J., *Nowości w technologiach spawalniczych*, Inżynieria Materiałowa 6/2003
- [2] Kusiński J., *Lasery i ich zastosowanie w inżynierii materiałowej*, Wyd. Naukowe „Akapit”, Kraków 2000
- [3] Niagaj J., *Metoda A-TIG szansą na obniżenie kosztów oraz wzrost jakości i wydajności produkcji spawalniczej*, Mat. konf., Seminarium „Nowości technologiczno-materiałowe w spawalnictwie i możliwości uzyskania wsparcia na ich wdrożenie”, Gliwice 2004
- [4] Tasak E., *Metalurgia i metaloznawstwo połączeń spawanych*, Wydaw. AGH, Kraków 1985
- [5] Tasak E., *Spawalność stali*, Fotobit, Kraków 2002
- [6] Mrocza K., Tasak E., *Problemy spawania stali o dużej wytrzymałości na konstrukcje okrętowe*, Inżynieria Materiałowa 6/2003
- [7] Pietras A., *Możliwości zastosowania metody FSW*, Mat. konf., Seminarium „Nowości technologiczno-materiałowe w spawalnictwie i możliwości uzyskania wsparcia na ich wdrożenie”, Gliwice 2004
- [8] Okada H., Matsuda F., Li Z., *Behaviour of the M-A constituent in a simulated HAZ after single and multiple welding thermal cycles: HAZ toughness in 780 and 980 MPa class HSLA steels welded with high heat input (1st report)*, Welding International 1994 8 (9)
- [9] Okada H., Ikeuchi K., Matsuda F., Hrivnak I., Li Z., *Metallographic investigation of M-A constituent Deterioration and improvement of HAZ toughness in 780 and 980 MPa class HSLA steels welded with high heat input (2nd report)*, Welding International 1994 8 (11)
- [10] Kawabata F., Amano K., Itakura N., *Morphologic effect of local hard phase on toughness of local brittle zone*, Iron & Steel Research Labs, W. DOC X-1254-92

Investigation of microstructure and properties of heat-affected zone in high-strength steels

Summary

This work presents the results of a study concerning the structure and properties of heat-affected zone in high-strength low-alloy steels. The material for investigation were samples after heat treatment (single- and multi-welding thermal cycles). The samples were representative of the heat-affected zone of single- and multi-pass weld. M-A (martensite-austenite) islands are shown and their structure is described. The changes of properties (impact strength and hardness) depending on thermal cycles are examined as well. The introduction describes problems concerning welding HSLA steels.

Key words: M-A islands, HSLA steels, HAZ of welded joints