

Adam WINDYGA

POLITECHNIKA WARSZAWSKA,
INSTYTUT TECHNOLOGII BEZWIÓROWYCH, ZAKŁAD SPAWALNICTWA
ul. Narbutta 85, 02-524 Warszawa

Redukowanie fazy ferrytycznej w spoinach stali austenitycznych

1. WSTĘP

Własności eksploatacyjne złączy spawanych ze stali austenitycznych chromowo-niklowych w znacznej mierze zależą od zawartości fazy ferrytycznej w spoinach. Dla typowych spawanych konstrukcji przemysłowych obecność fazy ferrytycznej w spoinach jest ~~po~~żądana. Z jednej strony sprzyja rozdrobnieniu struktury spoin i zwiększa odporność spoin na gorące pęknięcia, a z drugiej wpływa na zmniejszenie plastyczności spoin, pracujących w podwyższonych temperaturach, w wyniku procesu sigmatyzacji. Zawartość fazy ferrytycznej w spoinach stali austenitycznych musi być zatem dość precyzyjnie określona i kontrolowana. Powszechnie przyjęto, że w celu zapewnienia odpowiedniej wytrzymałości technologicznej złączy zawartość fazy ferrytycznej /ferrytu δ / powinna zawierać się w granicach ~~3-8%~~ 3-8%. Z obecnością ferrytu δ w spoinach jest związana również odporność korozyjna złączy, przy czym zależy ona od morfologii ferrytu δ , jak również od środowiska agresywnego chemicznie. Znane są przypadki, gdzie ze względów korozyjnych zawartość ferrytu δ w spoinach musi być ograniczona do minimum bądź wręcz równa zeru.

Podobnie, chociaż z innych powodów, ani złącza spawane ani same stale austenityczne nie powinny zawierać ferrytu δ w konstrukcjach i urządzeniach produkowanych przez przemysł elektrotechniczny i elektroniczny. W konstrukcjach aparatów elektronicznych ferryt δ jako składnik ferromagnetyczny jest często fazą zupełnie niepożądaną.

Przykładowo, w lampach kineskopowych telewizji kolorowej płytki odchylające wiązkę elektronów są wykonywane ze stali austenitycznej. Aby nie dopuścić do zakłóceń przebiegu wiązki elektronów zawartość ferrytu w płytkach i spoinach tych płytek musi być równa zeru.

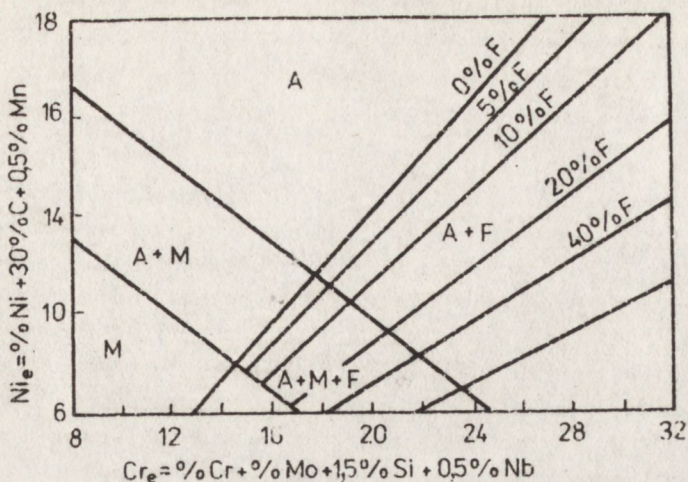
Podobnym przykładem może być urządzenie do spawania wiązką elektronów, w którym 80% elementów jest wykonanych ze stali austenitycznych chromowo-niklowych. W spoinach takich podzespołów, jak: wyrzutnia elektronów, kanał przelotowy wiązki, zawory odcinające obszar komory roboczej od komory wyrzutni czy oprzyrządowanie wewnątrz komory roboczej nie może występować ferromagnetyczna faza δ .

Z powyższych względów istotnym problemem jest niedopuszczenie do obecności ferrytu δ w spoinach urządzeń elektronicznych, wykonanych ze stali austenitycznych chromowo-niklowych.

2. POWSTAWANIE I OKREŚLANIE ZAWARTOŚCI FERRYTU δ W SPOINACH STALI AUSTENITYCZNYCH

Najczęściej stosowanymi kwasoodpornymi stalami austenitycznymi chromowo-niklowymi są stale zawierające ok. 20% Cr i 10% Ni. O zawartości ferrytu δ w strukturze spoin tych stali decyduje przede wszystkim udział składników austenitycznych i ferrytotwórczych w stopie. Literatura techniczna podaje wiele danych dotyczących wpływu poszczególnych składników stopowych na zawartość fazy ferrytycznej w spoinach stali austenitycznych. Uważa się, że ten aspekt spawalności stali austenitycznych jest w zasadzie dostatecznie wyjaśniony.

W praktyce spawalniczej powszechnie jest stosowana metoda sterowania i kontrolowania zawartości ferrytu δ poprzez dobór składu chemicznego spoiwa w stosunku do składu materiału spawanego, w celu odpowiedniego zbilansowania składników ferrytotwórczych i austenitycznych. Metoda ta korzysta z wykresu Schaefflera [1] przedstawionego na rys. 1. Znając skład chemiczny stopiwa /w powstawaniu spoiny z reguły bierze udział materiał dodatkowy - spoiwo/ można, po obliczeniu równoważników chromu Cr_e i niklu Ni_e , określić strukturę spoiny. Niektóre stale austenityczne, np. krajowa stal 1H18N9T, mogą i wykazują w swojej strukturze pewne ilości ferrytu δ . W literaturze spawalniczej dla stali, których struktura określona za pomocą wykresu Schaefflera leży po prawej stronie linii 0% F, przyjęto nazwę stali o dodatniej tendencji ferrytycznej. Przeciwnie, stale o strukturze leżącej po lewej stronie linii 0% F określa się jako stale o ujemnej tendencji ferrytycznej.



Rys. 1. Część wykresu Schaefflera dotycząca stali austenitycznych chromowo-niklowych

- A - austenit
- F - feryt
- M - martenzyt

Dokładność określenia struktury na podstawie wykresu Schaefflera jest oceniana na $\pm 4\%$ zawartości ferytu. Nowoczesne metody określania zawartości ferytu δ w strukturze stali i spoin, jak: ferytomierze pracujące na zasadzie pomiaru nasycenia magnetycznego lub siły odrywania magnesu, oraz metoda wykorzystująca tzw. efekt Mössbauera [2] pozwalają znacznie dokładniej ocenić zawartość fazy ferytycznej.

Badania podstawowe przeprowadzone przez Fredrilwsona [3] i Matsudę [4] wykazały, że istnieją dwa schematy krzepnięcia spoin, zależne od składu chemicznego. W przypadku spoin czysto austenitycznych i dwuskładnikowych o niewielkiej ilości ferytu podczas krzepnięcia otrzymuje się strukturę przechłodzonego austenitu i ferytu rozłożonego na granicach struktury komórkowo-dendrytycznej.

W przypadku, gdy stopiwo spoin jest wzbogacone w składniki feryto-twórcze lub zubożone w składniki stabilizujące austenit, feryt staje się pierwszą fazą powstającą w czasie krzepnięcia. Podczas chłodzenia od punktu solidusu do temperatury pokojowej feryt przechodzi w austenit. Austenit ten formuje się w przestrzeniach międzycytrycznych, natomiast feryt pozostaje trwały w temperaturze pokojowej jedynie wzdłuż osi dendrytów w postaci odosobnionych wydzielań. Dla wytłumaczenia pozostawienia pewnych ilości ferytu δ w spoinach stali zawierających ok. 20% Cr i 10% Ni Lippold i Savage [5] proponują zastosowanie teorii przetrwania masywnej.

Zagadnienia krzepnięcia spoin ze stali austenitycznych chromowo-ni-
klowych i powstawania oraz morfologii ferrytu δ zostały przeanalizo-
wane w pracy [6].

3. METODYKA I PRZEBIEG BADAŃ

O ilości ferrytu δ w strukturze spoin ze stali austenitycznych de-
cyduje nie tylko wzajemna korelacja składników austenitotwórczych i fer-
rytotwórczych w stopiwie ale również czynniki technologiczne mające
wpływ na przebieg przemiany masywnej $\delta \rightarrow \gamma$ poprzez oddziaływanie cieplne.
Ponadto, jak już wspomniano, metoda sterowania ilością ferrytu δ na
drodze odpowiedniego zbilansowania składników stopowych w materiale ro-
dzimym i spoiwie jest mało dokładna, w wielu przypadkach niewystarza-
jąca. Istnieje wiele technologicznie uzasadnionych przypadków spawania
stali austenitycznych /np. spawanie cienkich elementów za pomocą meto-
dy TIG/, w których nie ma możliwości sterowania zawartością ferrytu δ
poprzez konwencjonalną zmianę składu chemicznego stopiwa spowodowaną
przez odpowiedni dobór materiału dodatkowego. Biorąc powyższe pod uwagę
oraz dla ustalenia wpływu czynników technologicznych, celem pierwszej
części badań było określenie oddziaływania procesu spawania na zawartość
ferrytu δ w spoinach.

We wstępnej części artykułu wskazano na przypadki, w których nie moż-
na dopuścić do powstania pewnych, choćby minimalnych ilości ferrytu δ
w spoinach.

Powszechnie jest znany austenitotwórczy wpływ azotu jako dodatku sto-
powego do stali austenitycznych. Niewielki dodatek azotu w tych stalach
zwiększa zakres istnienia austenitu, jego stabilność oraz zmniejsza za-
wartość ferrytu δ w stali. Azot tworzy trudno topliwe azotki będące
zarodkami krystalizacji, rozrabnia strukturę oraz podwyższa własności
wytrzymałościowe stali. Ponadto azot zmniejsza znacznie tendencję do
tworzenia fazy sigma i wielokrotnie zwiększa czas potrzebny do wystąpie-
nia korozji międzykrystalicznej poprzez opóźnienie czasu wydzielania się
węglików chromu.

W procesie spawania metodą TIG istnieje możliwość wprowadzania kontro-
lowanych ilości azotu poprzez osłonę gazową, którą w normalnych warunkach
spawania stanowi czysty argon.

W drugiej części badań podjęto próbę sterowania a właściwie redukcji
ferrytu δ w spoinach metodą metalurgicznego oddziaływania azotu wpro-
wadzonego do osłony gazowej.

W badaniach przyjęto założenie, że w tworzeniu spoin bierze udział
jedynie materiał rodzimy. Konsekwencją tego założenia jest przyjęcie
do badań cienkich elementów spawanych metodą TIG bez dodatku spoiwa.

Założenie to zapewnia stały /oprócz azotu/ skład chemiczny spoin oraz pozwala na jednoznaczne określenie wpływu podstawowych parametrów spawania i azotu na zawartość ferrytu δ w spoinach.

Za podstawowe parametry spawania uważa się:

- natężenie prądu spawania I_s ,
- prędkość spawania V , $I_s \cdot U$
- energię liniową $q_L = \frac{I_s \cdot U}{V}$

gdzie: U - napięcie łuku.

Są to czynniki mające największy wpływ na cykl cieplny spawania. Pozostałe parametry procesu spawania, tj. napięcie łuku, długość łuku, średnica elektrody wolframowej oraz średnica dyszy palnika i wydatek gazu ochronnego są z reguły określane ściśle przez warunki technologiczne i należy je rozumieć jako wielkości stałe.

Do badań przyjęto próbki płaskie o grubości 2 mm, ze stali austenitycznych chromowo-niklowych w gatunkach 1H18N9 i 1H18N9T, przy czym wybrano cztery materiały różniące się wyjściową tendencją ferrytyczną. Dwa rodzaje materiałów odznaczały się dodatnią tendencją ferrytyczną /1,5% i 4,5% ferrytu δ w strukturze stali/ natomiast dwa pozostałe ujemną /zerową/ tendencją ferrytyczną, tzn. miały strukturę czysto austenityczną. Odtworzone atesty składu chemicznego próbek przedstawiono w tabeli 1. Z materiałów tych przygotowano próbki o wymiarach 2x200x60 mm, z których wykonywano złącza doczołowe.

Próby spawania przeprowadzono za pomocą spawarki EGT 300 firmy Morelisse /Holandia/. Skalowanie urządzeń pomiarowych spawarki /natężenie prądu spawania i napięcie łuku/ przeprowadzono za pomocą rejestratora pętlicowego Honeywell typu T2C050EGL /RFN/. Zmiany prędkości spawania realizowano za pomocą układu jezdnego z bezstopniową regulacją prędkości. Układ ten był sprzężony z palnikiem urządzenia EGT 300.

Nadmuch gazu ochronnego realizowano zarówno od strony lica jak i grani spoiny. Do uzyskania mieszanki ochronnej o pożądanej proporcji argonu i azotu wykorzystano mieszalnik typu KM60-2 firmy WITT. Pomiar zawartości ferrytu w badanych materiałach i spoinach wykonano za pomocą ferrytomierza EN8d2Fe firmy FISCHER /RFN/.

W celu określenia praktycznej przydatności redukcji ferrytu δ w spoinach stali austenitycznych za pomocą azotu, próbne złącza spawane zostały poddane badaniom wytrzymałościowym i eksploatacyjnym.

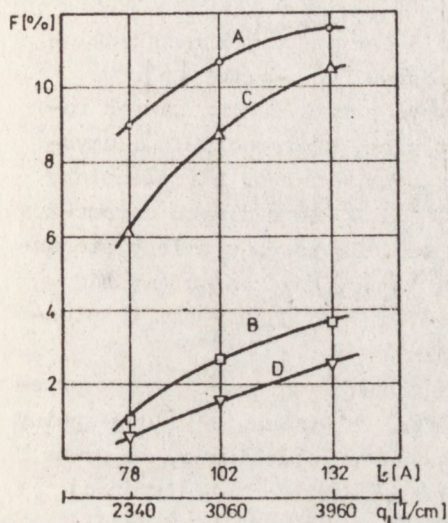
4. WYNIKI BADAŃ

W celu wstępnego ustalenia wpływu parametrów procesu spawania na zawartość ferrytu δ w spoinach przeprowadzono próby spawania złączy przy

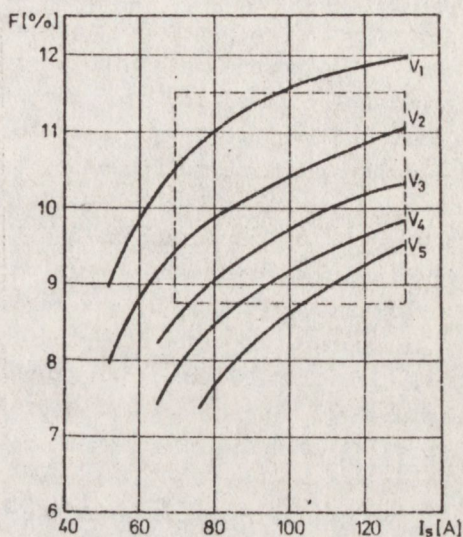
Skład chemiczny i wyjściowa tendencja ferrytyczna materiałów zastosowanych w badaniach

Stal	Składnik [%]													Wyjściowa tendencja ferrytyczna na [%] wg pomiarów magnetycznych	
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	W	V	Ti	Co		N
A	0,073	1,59	0,39	0,034	0,008	18,95	9,00	0,11	0,24	0,03	0,036	0,63	0,14	0,0107	4,5
B	0,074	1,35	0,43	0,022	0,016	19,65	9,20	0,11	0,12	0,16	0,047	0,048	0,11	0,0877	0
C	0,047	1,61	0,59	0,018	0,016	20,28	9,18	0,10	0,06	0,05	0,01	0,085	0,034	0,0531	1,5
D	0,104	1,80	0,37	0,032	0,015	18,15	10,68	0,18	0,19	0,04	0,029	0,41	0,06	0,0225	0

stałej prędkości spawania $V = 0,33 \text{ cm/s}$ i napięcia łuku $U = 10 \text{ V}$, dla trzech różnych wielkości natężenia prądu spawania $I_s = 78 \text{ A}$, 102 A i 132 A , co odpowiada energiom liniowym 2340 , 3060 i 3960 J/cm . Wykonano po trzy złącza dla każdej wartości prądu i każdego materiału. Wyniki tej serii badań przedstawiono na rys. 2.



Rys. 2. Wpływ natężenia prądu i energii liniowej na zawartość ferrytu δ w spoinach stali A, B, C i D



Rys. 3. Wpływ natężenia prądu i szybkości spawania na zawartość ferrytu δ w spoinach stali A
 $V_1=0,25 \text{ cm/s}$, $V_2=0,33 \text{ cm/s}$, $V_3=0,42 \text{ cm/s}$, $V_4=0,5 \text{ cm/s}$, $V_5=0,58 \text{ cm/s}$

Z rys. 2 wynika, że wzrostowi natężenia prądu i energii liniowej odpowiada wzrost zawartości ferrytu δ w spoinach niezależnie od rodzaju stali. Z rys. 2 wynika również jednoznaczna zależność zawartości ferrytu δ w spoinach od ilości ferrytu w materiale rodzimym. Dla materiałów A i C, które w strukturze wyjściowej zawierają pewne ilości ferrytu /4,5% i 1,5%/, otrzymano zdecydowanie wyższe ilości ferrytu δ w spoinach niż w przypadku czysto austenitycznych materiałów rodzimych B i D.

W dalszym etapie materiał A poddano szerszym badaniom zmieniając parametry spawania w następujących granicach:

- natężenie prądu spawania $54 \div 132 \text{ A}$
- prędkość spawania $0,25 \div 0,58 \text{ cm/s}$.

Wyniki przedstawiono na rys. 3.

Jak wynika z rys. 3, wpływ natężenia prądu spawania na zawartość ferrytu δ jest analogiczny jak w przypadku rys. 2. Natomiast wzrostowi prędkości spawania odpowiada zmniejszenie zawartości ferrytu δ w spoinach stali austenitycznych. Należy zauważyć, że zarówno natężenie prądu jak i prędkość spawania są czynnikami mającymi istotny wpływ na prędkość chłodzenia złączy spawanych i tym należy tłumaczyć zależność zawartości fazy ferrytycznej od parametrów spawania.

Wpływ czynników technologicznych na zawartość ferrytu δ , z uwzględnieniem prędkości chłodzenia, szczegółowo przedstawiono w pracy [6].

Na rys. 3 linią kreskową oznaczono z pewnym przybliżeniem zakres realnych parametrów procesu spawania, tzn. takich, które pozwalają uzyskać złącza o poprawnym kształcie spoin. Jak wynika z rys. 2 i 3, zmiany ilości ferrytu δ w spoinach ze stali A, B, C i D dla realnych parametrów spawania zawierają się w granicach 1,5-4%. Są to więc zmiany stosunkowo niewielkie, ale mogą być szczególnie istotne, gdy znajdujemy się w dolnym lub górnym zakresie dopuszczalnej, ze względu na warunki eksploatacyjne, ilości tej fazy w strukturze spoin.

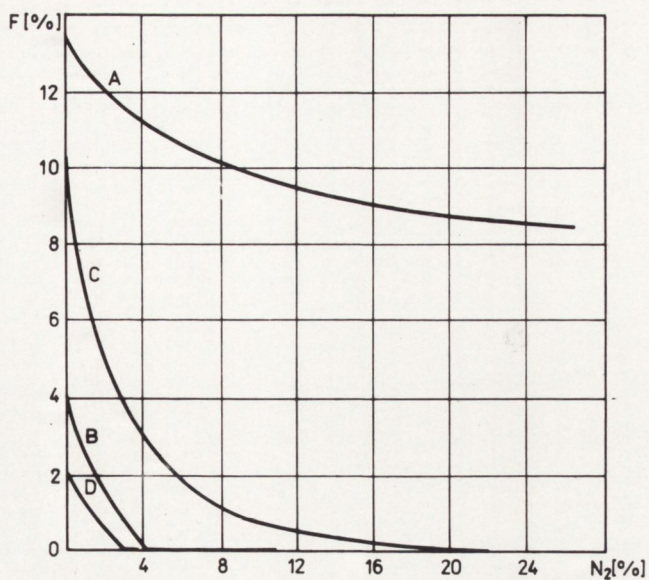
Badania dotyczące redukcji zawartości ferrytu δ za pomocą azotu przeprowadzono dla wszystkich czterech materiałów. Po wykonaniu każdej spoiny przeprowadzono pomiary ilości ferrytu δ , ponieważ oczekiwano, że pewne ilości tego gazu mogą doprowadzić do otrzymania czysto austenitycznej struktury spoin. Z uwagi na fakt, że ferrytomierz EN832Fe nie określa "ujemnych ilości ferrytu", nie było celowe zwiększenie zawartości azotu w mieszance gazu ochronnego w przypadkach, w których osiągnięto czysto austenityczną strukturę spoin.

Zawartość azotu w mieszance gazu ochronnego zmieniono od 0 do ilości, przy której otrzymywano czysto austenityczne struktury spoin bądź do zawartości azotu 33,3%, przy której zaobserwowano gwałtownie pogarszający się wygląd zewnętrznej spoiny i niestabilnie jarzący się łuk elektryczny.

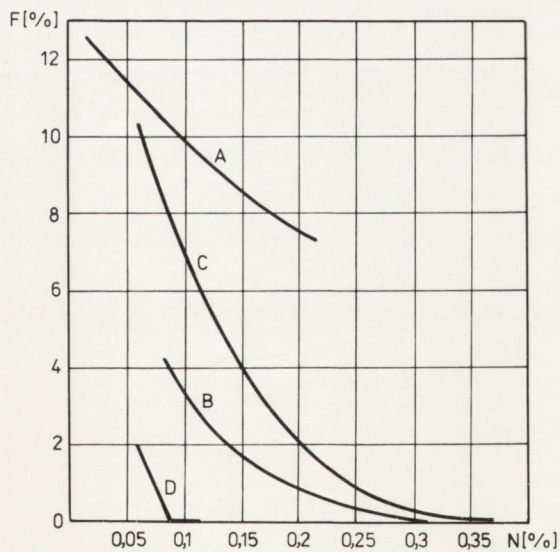
Parametry procesu spawania miały stałą wartość dla wszystkich prób i wynosiły:

- natężenie prądu spawania $I_s = 100$ A
- napięcie łuku $U = 10$ V
- prędkość spawania $V = 0,25$ cm/s
- wydatek gazu ochronnego $Ar + N_2 = 12$ l/min

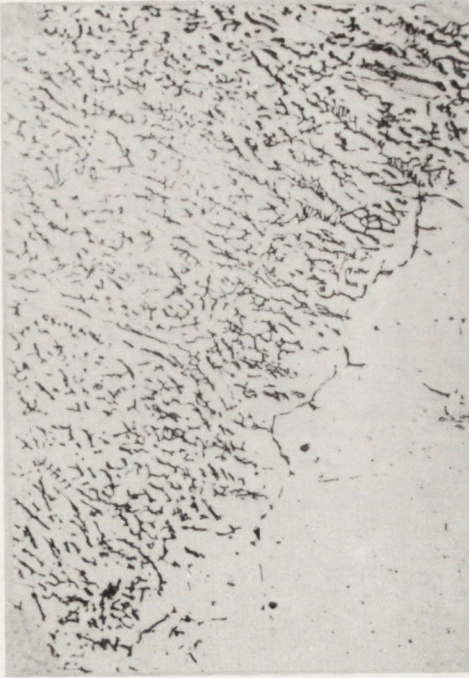
Po określeniu zawartości ferrytu δ w spoinach, z próbek wycięto spoiny, aby określić ich skład chemiczny. Uzyskane wyniki przedstawiono na rys. 4 i 5. Wprowadzenia z mieszanki $Ar + N_2$ do stopiwa stosunkowo niewielkich ilości azotu wpływa znacznie na zmniejszenie zawartości ferrytu δ w spoinach. Intensywność oddziaływania azotu na strukturę spoin jest związana ze składem chemicznym stali i skłonnością do tworzenia ferrytu δ - tzw.



Rys. 4. Wpływ ilości azotu w mieszance gazu ochronnego na zawartość ferrytu δ w spoinach stali A, B, C i D



Rys. 5. Wpływ ilości azotu wprowadzonego do stopiwa na zawartość ferrytu δ w spoinach stali A, B, C i D



Rys. 6. Mikrostruktury linii wtopienia złączy spawanych ze stali B
a/ 0% N₂, 3,7% ferrytu δ wg pomiarów magnetycznych,
b/ 9% N₂, 0% ferrytu δ wg pomiarów magnetycznych.
Trawienie elektrolityczne w 10n NaOH. Powiększenie 200 \times .

tendencją ferrytyczną. W przypadku stali o niskiej tendencji ferrytycznej /np. stali B i D/ wystarczają stosunkowo małe ilości azotu, aby otrzymać czysto austenityczną strukturę spoin. Najsłabsze oddziaływanie azotu na zawartość ferrytuów stopiwie ma miejsce w przypadku stali A mającej najwyższą tendencję ferrytyczną. W tym przypadku nawet przy bardzo dużych zawartościach azotu w mieszance gazu ochronnego nie otrzymano czysto austenitycznych spoin.

Należy ponadto zwrócić uwagę na fakt, że w przypadku wszystkich stali najintensywniejsze działanie azotu ma miejsce wtedy, gdy jego zawartość w mieszance gazu ochronnego jest mała i nie przekracza 6%.

Jak już wspomniano, celem sprawdzenia praktycznej przydatności redukcji ferrytu δ za pomocą azotu, złącza spawane poddano badaniom metalograficznym, wytrzymałościowym i eksploatacyjnym. Badaniom tym poddano wszystkie cztery materiały, przy czym określono:

- wytrzymałość złączy na rozciąganie według próby A zgodnie z PN-64/M-69710,
- mikrotwardość na zglądach metalograficznych za pomocą PMT-3,
- własności plastyczne /próba zginania na trzpieniu o średnicy 6 mm/,
- zmiany strukturalne na zglądach metalograficznych wykonanych poprzecznie do osi złącza,
- odporność złączy na korozję międzykrystaliczną zgodnie z PN-66/H-04630 według próby B,
- odporność złączy na gorące pęknięcia /próba Trans-Varestraint/.

Powyższym badaniom poddano jedynie te próbki, które nie wykazywały żadnej porowatości i charakteryzowały się nienagannym wyglądem lica spoin, wykonanych w osłonie argonu z dodatkiem azotu poniżej 14,3%.

Szczegółowe wyniki tych badań są prezentowane w pracy [6], a w niniejszym opracowaniu zostaną one jedynie skomentowane.

Wzrost zawartości azotu w mieszance gazu ochronnego, w granicach 2,5% ÷ 14,3% oraz odpowiadający mu wzrost ilości azotu wprowadzonego do spoiny powoduje nieznaczny, bo niespełna 5%, wzrost ich wytrzymałości na rozciąganie i ok. 10% wzrost mikrotwardości w stosunku do złączy spawanych w atmosferze czystego argonu.

W próbie zginania wszystkie bez wyjątku złącza dały się zgiąć o kąt 180° bez wykazania najmniejszych pęknięć i rys, nawet podczas obserwacji przy powiększeniu 30-krotnym.

Wyniki badań metalograficznych przedstawiono /rys. 6/ na przykładzie stali B. Na rys. 6a jest widoczna typowa dla stali austenitycznych chromowo-niklowych struktura spoiny tuż przy linii wtopienia /materiał rodzimy niewytrawiony/, wykonanej w normalnych warunkach, tzn. w atmosferze czystego argonu. Na tle austenitycznej osnowy są widoczne wydzielienia ferrytu δ . Na rys. 6b przedstawiono analogiczny obszar spoiny, ale

spawanej w atmosferze argonu z 9% dodatkiem azotu. W spoinie tej według pomiarów magnetycznych nie stwierdzono obecności ferrytu. Obraz metalograficzny świadczy jednak o istnieniu wąskiego /ok. 40 μm / pasma wydzieleni ferrytu δ biegnącego wzdłuż linii wtopienia. Pozostawienie tych niewielkich ilości ferrytu jest spowodowane największą prędkością chłodzenia krzepnącego metalu spoiny na granicy faz ciekłej i stałej.

Pomiary ubytków wagowych, próby zginania złączy oraz obserwacje metalograficzne w badaniach korozyjnych nie dały podstaw do negatywnej oceny wpływu azotu wprowadzonego do spoiny na korozję międzykrystaliczną.

W badaniach odporności złączy na gorące pęknięcia stwierdzono nieznaczne zmniejszenie się tej odporności dla złączy spawanych z dodatkiem azotu. Takie oddziaływanie azotu można wytłumaczyć jego redukującym wpływem na ilość ferrytu δ , który jak wiadomo jest czynnikiem zwiększającym odporność złączy na gorące pęknięcia.

Uzyskane wyniki badań wytrzymałościowych i eksploatacyjnych upoważniają do stwierdzenia, że istnieje praktyczna możliwość redukcji ferrytu δ w spoinach stali austenitycznych chromowo-niklowych, za pomocą azotu.

5. WNIOSKI

1. Istnieje możliwość sterowania zawartością ferrytu δ w spoinach stali austenitycznych przy spawaniu metodą TIG bez dodatku spoiwa:

- za pomocą podstawowych parametrów procesu spawania,
- w wyniku oddziaływania azotu celowo wprowadzonego do spoiwa z osłony gazowej.

2. Proces spawania powoduje wzrost zawartości ferrytu δ w spoinach w stosunku do jego ilości w materiale rodzimym, przy czym może on powstać również w spoinach materiałów o czysto austenitycznej strukturze wyjściowej.

3. Badania wskazują jednoznacznie, że poszczególne parametry spawania oddziałują na ilość ferrytu δ w sposób następujący:

- wzrost natężenia prądu spawania i energii liniowej powoduje zwiększenie ilości ferrytu δ ,
- podwyższenie prędkości spawania obniża ilość ferrytu δ ,
- zwiększenie zawartości azotu w osłonie gazowej powoduje spadek zawartości lub całkowitą redukcję ferrytu δ w spoinach.

/Tekst dostarczono 27.06.1984 r./

LITERATURA

1. Schaeffler A. L.: Constitution diagram for stainless steel weld metal; Metal Progres, 1949 nr 11.
2. Windyga A.: Metody określania ilości fazy ferrytycznej w złączach spawanych ze stali austenitycznych, Przegląd Spawalnictwa nr 4, 1976.
3. Fredriksson H.: Solidification sequence in an 18-8 stainless steel, Investigated by Directional Solidification. Metallurgical Transactions, 1972 nr 12.
4. Arata Y., Matsuda F., Katayama S.: Fundamental investigation on solidification behavior of fully austenitic and duplex microstructures and effect of ferrite on microsegregation. Trans. of JWRJ 1976 nr 5.
5. Lippold J. C., Savage W. F.: Solidification of austenitic stainless steel weldments: Part 1-A Proposed Mechanism. Welding Journal 1979 nr 12.
6. Windyga A.: Sterowanie procesem spawania stali kwasoodpornych w celu uzyskania optymalnych własności złączy z kontrolowaną zawartością ferrytu δ . Praca doktorska. Politechnika Warszawska, 1981.