

ADAM LUBUŚKA
Instytut Metalurgii Żelaza

STAŁE SPAWALNE O PODWYŻSZONEJ I WYSOKIEJ WYTRZYMAŁOŚCI

Streszczenie: Przedstawiono przegląd tendencji rozwojowych w hutnictwie światowym w zakresie tematyki dotyczącej stali spawalnych o podwyższonej i wysokiej wytrzymałości. Podano charakterystykę nowych grup stali i nowych sposobów umocnienia, zdefiniowano znaczenie nowych pojęć i nakreślono podstawy teoretyczne rozwoju całej dziedziny.

Ostatnie dziesięciolecie charakteryzuje się szczególnie intensywnym rozwojem stali spawalnych o podwyższonej wytrzymałości, którego osobliwą cechą jest indywidualizacja dróg rozwojowych w poszczególnych krajach, uzasadniana zróżnicowaniem podstaw ekonomicznych. W imię tej indywidualizacji powstała w hutnictwie światowym spora już dziś liczba nowych gatunków stali, sięgająca kilkuset, pojawiły się nowe klasy strukturalne stali spawalnych, nowe technologie ich wytwarzania i umocnienia, a także nowe kryteria oceny ich wartości użytkowej. Wszystkie te zmiany nie wywarły jednak wpływu na cztery podstawowe wytyczne rozwoju zagadnienia, w myśl których każdy nowy gatunek stali powinna cechować wysoka wytrzymałość, dobra plastyczność, dobra spawalność i ekonomiczna opłacalność zastosowania. Takie same wymagania powinna spełniać każda nowa technologia wytwarzania i umocnienia stali lub co najmniej powinna ona zapewniać podwyższenie poziomu chociażby jednego z tych czynników pod warunkiem, że nie nastąpi to kosztem pozostałych. Jeśli jednak w opracowaniach konieczne jest analizowanie wszystkich tych czynników, to w przeglądzie tendencji rozwojowych wystarcza oprzeć dyskusję na dwu pierwszych, tzn. wytrzymałości i plastyczności oraz przyjąć, że dotrzymanie pozostałych bywa zabezpieczone głównie ograniczeniami składu chemicznego. Przy tych założeniach historyczny przegląd zagadnienia pozwala wyodrębnić przynajmniej

trzy fazy rozwojowe, charakteryzujące się zmianami poglądów na umocnienie stali.

W pierwszej fazie, obejmującej czasokres do ok. 1945 r., zadowalano się głównie rozpoznaniem wymagań i znaczenia składników strukturalnych dla poziomu własności mechanicznych stali spawalnych. Bodajże najważniejszym osiągnięciem tego okresu było opracowanie stali typu C-Mn, często ze zwiększoną zawartością krzemu, które przy zawartości max. 0,23%C i 1,3-1,7%Mn potrafią zapewnić w wyrobach o grubości do 25 mm granicę plastyczności rzędu 33 kg/mm^2 , dotrzymując równocześnie zadowalający poziom plastyczności, spawalności i opłacalności. Odpowiednikiem tej grupy są u nas stale typu 18G2.

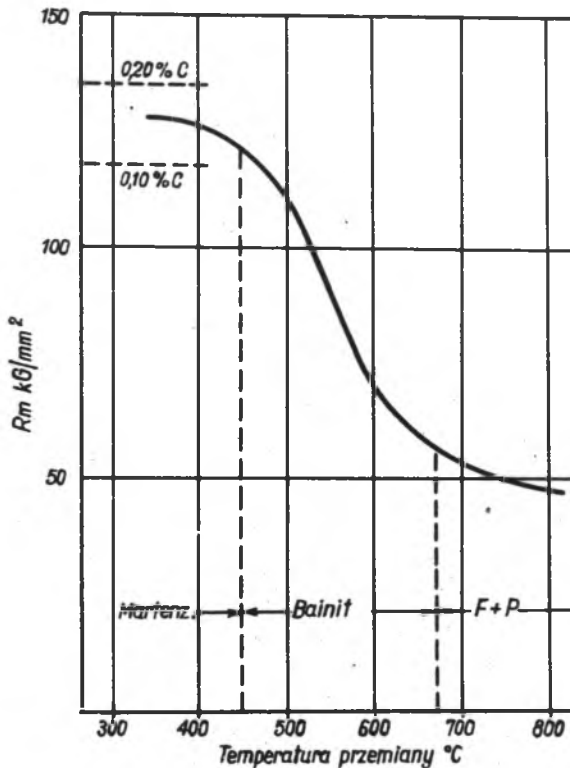
Druga faza rozwojowa, przypadająca na lata 1946-1955, charakteryzowała się szerokim frontem prac, zmierzających do podwyższenia wytrzymałości głównie przez modyfikację struktury oddziaływaniem składu chemicznego stali. Opracowano wówczas bogaty asortyment stali niskostopowych, których wspólną cechą była duża liczba a ograniczona zawartość dodatków stopowych, sięgająca łącznie ok. 3%. Wykorzystując oddziaływanie dodatków dla obniżenia temperatury przemiany, umocnienia ferrytycznej osnowy oraz rozdrobnienia ziarn austenitu otrzymano w rezultacie trzy grupy stali spawalnych, zróżnicowane rodzajem struktury:

a. Stale ferrytyczno-perlityczne, stanowiące modyfikację opracowanych wcześniej stali typu C-Mn, otrzymaną przez wprowadzenie niewielkich dodatków Si, Cr, Mo, V, Cu, P i Al dla rozdrobnienia ziarn i umocnienia ferrytu, a niekiedy też dla zwiększenia odporności korozyjnej. Z perspektywy lat można sądzić, że najtrwalszymi osiągnięciami w zakresie tych opracowań okazały się: - wprowadzanie dodatku glinu w ilości rzędu 0,02%, stosowanie dodatku 0,25-0,50%Cu oraz podniesienie znaczenia fosforu do roli dodatku stopowego w stali typu Cor-Ten. Z ekonomicznego punktu widzenia natomiast, interesującym kierunkiem działania było usiłowanie stosowania rud stopowych dla wprowadzenia odpowiednich dodatków, co było skuteczne dla niektórych przypadków.

- b. Stale bainityczne otrzymane przez wprowadzenie do stali niskowęglowych lub do stali typu C-Mn kombinowanego dodatku Mo + B, zapewniającego głównie opóźnienie wydzielenia ferrytu proeutektoidalnego. Grupę tę reprezentuje stal typu FORTIWELD, która w pierwotnej wersji zawierała 0,15% C, 0,6% Mn, 0,5% Mo, 0,003% B, co zapewniało granicę plastyczności rzędu 45 kG/mm^2 , a przy podwyższonej zawartości Mn (do 1%) i dodatku 1% Cr - granicę plastyczności rzędu 60 kG/mm^2 po normalizowaniu i odpuszczeniu. Rozwój tej grupy napotkał na trudności wynikające z niekorzystnych własności plastycznych bainitu i związanej z tym konieczności wysokiego odpuszczania stali.
- c. Stale ulepszone cieplnie, w których skład chemiczny zapewnia obniżenie temperatury przemiany do zakresu martenzytycznego, a odpuszczanie stosuje się dla polepszenia własności plastycznych. Stale te można uważać za modyfikację stali bainitycznych, otrzymaną przez uzupełnienie składu dalszymi dodatkami Cr, Ni, V, Zr wprowadzanymi dla zmniejszenia krytycznej szybkości chłodzenia oraz dla zapewnienia drobnoziarnistości i odporności na zmiękczenie przy odpuszczaniu. Typowym przedstawicielem tej grupy jest stal typu T1, zawierająca w pierwotnej wersji 0,15% C, 0,9% Mn, 0,9% Ni, 0,5% Cr, 0,5% Mo, 0,003% B, 0,1% V, 0,3% Cu, co przy stosunkowo wysokim równoważniku węgla, wynoszącym ok. 0,77%, zapewnia granicę plastyczności rzędu 70 kG/mm^2 . Innym przedstawicielem tejże grupy, lecz o mniejszej wartości równoważnika, rzędu 0,44%, jest stal typu N-A-XTRA. Zawiera ona przeciętnie 0,15% C, 0,8% Mn, 0,7% Si, 0,6% Cr, 0,2% Mo, 0,003% B, 0,1% Zr i po cieplnym ulepszeniu osiąga granicę plastyczności nie niższą niż 55 kG/mm^2 . Podobnie jak w przypadku stali bainitycznych rozwój tej grupy stali jest uwarunkowany możliwościami realizacji obróbki cieplnej.

Osiągnięcia tego okresu podsumowuje przejrzyste schemat zależności wytrzymałości stali spawalnych od temperatury przelanej (rys. 1), na którym oznaczono omówione trzy klasy strukturalne stali, różniące się pomiędzy sobą poziomem wytrzymało-

ści. Na wykresie nie powiązano efektu przechłodzenia przemiany ani z oddziaływaniem składu chemicznego, ani z warunkami chłodzenia, które również mogą zapewnić otrzymanie różnych klas strukturalnych stali. Przejawem działania w kierunku wykorzystania tego ostatniego spostrzeżenia były próby zastosowania tzw. umocnienia cieplnego, polegającego na przyspieszonym chł-



Rys. 1. Charakterystyka wytrzymałości stali spawalnych w zależności od temperatury przemiany [8]

dzeniu wyrobów ze stali węglowych bezpośrednio z temperatury walcowania. W rezultacie takiego zabiegu otrzymywano zazwyczaj mieszaną strukturę ferrytu, bainitu i ewentualnie martenzytu, co wprawdzie zapewniało podwyższenie wskaźników wytrzymałości, lecz z równoczesnym pogorszeniem plastyczności tworzywa. Dla wielu jednak zastosowań wyrobów masowych tę tech-

nikę umocnienia uznano za wielce opłacalną z uwagi na znikomy koszt realizacji zabiegu oraz perspektywy oszczędności tworzywa w konstrukcjach, a te okoliczności przeważały szalę na korzyść jej rozwoju w przyszłości.

Trzecia faza rozwojowa rozpoczęła się ok. roku 1955 i charakteryzuje się wielokrotnością działania. Poprzedziło ją opracowanie teorii granicy plastyczności i teorii progu kruchości, które dostarczyły wskazówek dla dalszego rozwoju techniki umocnienia stali. W rozwinięciu tych teorii, opartym na statystycznych badaniach współzależności pomiędzy własnościami mechanicznymi a składem chemicznym i strukturą stali, otrzymano wzory empiryczne pozwalające ocenić znaczenie i wkład rozlicznych czynników do poprawy umocnienia i plastyczności stali.

Dla umocnienia, wyrażonego poziomem granicy plastyczności, otrzymano tą drogą wyrażenie o następującej postaci ogólnej:

$$Re = \sigma_0 + f_1(\% Me) + f_2(d^{-a}) + f_3(l^{-b}),$$

w którym pierwszy wyraz reprezentuje oddziaływanie osnowy tworzywa, wyraz drugi - wpływ składników stopowych, trzeci - wpływ wielkości ziarn, mierzonej ich przeciętną średnicą d , a czwarty - wpływ dyspersji wydzielen, definiowanej przeciętną odległością l pomiędzy nimi. Przeprowadzona w oparciu o podane wyrażenie analiza wpływu różnych czynników na umocnienie stali spawalnej o podwyższonej wytrzymałości pozwoliła ocenić ich udział w umocnieniu i wyrazić go liczbowo w sposób przedstawiony w tabl. 1. Rezultaty takiej oceny uwypukliły znaczenie rozdrobnienia ziarn i dyspersji wydzielen i zwiększyły zainteresowanie wykorzystaniem tych czynników w praktyce umocnienia.

Zagadnienie plastyczności jest bardziej złożone niż zagadnienie umocnienia głównie dlatego, że istotne znaczenie ma nie tyle poziom wartości poszczególnych wskaźników plastyczności, ile zakres temperatur, w którym stal zachowuje dobre własności plastyczne. Z reguły wymaga się, by zakres ten był szerszy niż zakres temperatur, w którym konstrukcja ma być użytkowana. Zakres ten ogranicza od dołu temperatura przejścia materiału w

Tablica 1

Wpływ różnych czynników na umocnienie stali

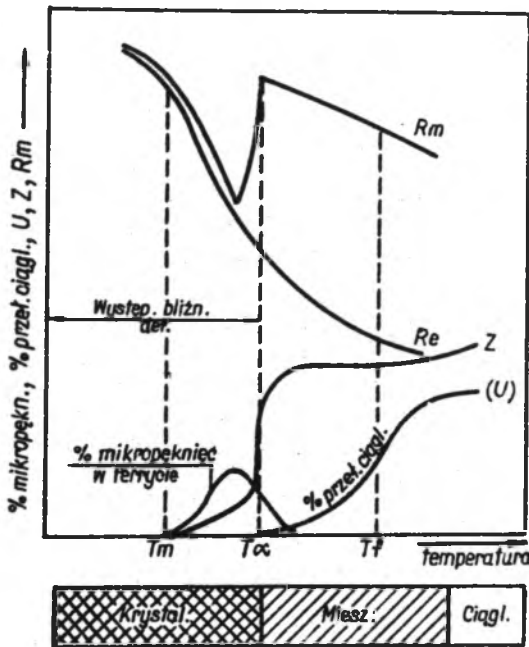
Czynnik umocnienia	Udział czynnika w umocnieniu stali			
	dla ziarna ASTM: 10		dla ziarna ASTM:12	
	w kg/mm^2	w %	w kg/mm^2	w %
Żelazo (σ_0)	5,6	12,5	5,6	10
Składn.roztw.st.	7,5	16,0	7,5	14
Perlit	5,5	12,5	5,5	10
Wydziel.dyspers.	9,5	21,0	9,5	18
Rozdrobn. ziarn	17,0	38,0	24,5	48
R a z e m:	45,0	100,0	52,5	100,0

stan kruchy, stanowiąca podstawowy wykładnik plastyczności materiału. Przechodzenie materiału w stan kruchy jest jednak zjawiskiem złożonym, rozciągającym się na pewien zakres temperatur, rozmaity dla różnych stali. Okoliczność ta utrudnia wybór jednoznacznego kryterium oceny temperatury przejściowej i sprzyja dość znacznej dowolności ustalania kryteriów umownych. Systematyczne badania różnych stali pozwoliły jednak ustalić schemat zmian własności stali w zakresie temperatur przejścia materiału w stan kruchy (rys. 2), a to pozwoliło zaproponować następujące trzy racjonalne kryteria dla temperatury przejściowej:

- T_f - temperatura, przy której na próbkach typu Charpy z karbem V występuje 50% przełomu krystalicznego,
- T_d - temperatura, przy której na próbkach typu Charpy z karbem V występuje 100% przełomu krystalicznego,
- T_m - temperatura, przy której nie stwierdza się już w materiale mikropęknięć poprzedzających zerwanie, gdyż już pierwsze z nich stanowi zarodek zniszczenia.

Te trzy wielkości mają jednak znaczenie fizycznych cech materiału tylko dla ustalonych warunków badania, w rzeczywistości natomiast zależą nie tylko od temperatury, lecz także od szyb-

kości łamania, wymiarów i kształtu próbki i karbu oraz innych czynników postronnych, a to utrudnia ocenę zachowania się stali w gotowych konstrukcjach. Zmusza to do mnożenia sposobów badania modelujących warunki pracy stali w konstrukcji, a równocześnie usprawiedliwia wprowadzanie dalszych kryteriów umownych, dogodniejszych dla badań laboratoryjnych.



Rys. 2. Charakterystyka zmian własności stali w zakresie temperatur przejścia w stan kruchy [6]

Niezależnie jednak od opisanych trudności zdołano dotychczas zgromadzić spory zasób informacji, który w interpretacji statystycznej pozwolił wyrazić zależność pomiędzy temperaturą przejściową a czynnikami materiałowymi wyrażeniem o następującej postaci ogólnej:

$$T_k = T_0 + \varphi_1 (\%de) - \varphi_2 (d^{-a'}) + \varphi_3 (1^{-b'}) + \varphi_4 (q),$$

w którym poszczególne składowe zachowują analogiczne znaczenie, jak w wyrażeniu dla granicy plastyczności, z tym, że występuje tu dodatkowa składowa, reprezentująca wpływ wtrąceń niemetalicznych, szacowany ich udziałem q w strukturze. Wyrażenie to również uwypukla korzystny wpływ rozdrobnienia ziarn, jednakże wciąż jeszcze nie pozwala ono dokonać ilościowej oceny wpływu poszczególnych czynników w taki sposób, jak uczyniono dla poziomu granicy plastyczności.

Suma zebranych doświadczeń pozwala natomiast przedstawić ich znaczenie w sposób następujący:

1. Na ogół wpływ składu chemicznego wyraża się podwyższaniem temperatury przejściowej w miarę wzbogacania stali składnikami stopowymi, przy czym obserwuje się to zwłaszcza przy zwiększaniu zawartości węgla i fosforu, natomiast wyjątkami w tej regule są dodatki manganu oraz niklu. Nadto, korzystny wpływ na temperaturę przejściową wywiera dobre odalenie stali oraz wiązanie azotu.
2. Rozdrobnienie ziarn najbardziej skutecznie obniża temperaturę przejściową i dlatego temu czynnikowi poświęca się najwięcej uwagi. W praktyce drobnoziarnistość stali osiąga się utrzymaniem wysokiego stosunku zawartości manganu do węgla (rzędu $Mn:C > 5$), przyhamowaniem rekrytalizacji austenitu podczas gorącej przeróbki plastycznej, a także normalizowaniem stali, zwłaszcza gdy zawierają one dodatek Al lub inne mikrodotatki, formujące wydzielenia hamujące rozrost ziarn.
3. Wydzielenia dyspersyjne z reguły powodują podwyższenie temperatury przejściowej, jednakże w przypadku wykorzystania ich dla hamowania rekrytalizacji austenitu podczas gorącej przeróbki plastycznej lub dla przeciwdziałania rozrostowi ziarn przy normalizowaniu, ich niekorzystne oddziaływanie jest kompensowane działaniem w kierunku rozdrobnienia ziarn. W rezultacie, w takich przypadkach efektem końcowym jest zazwyczaj zwiększenie umocnienia bez istotnych zmian plastyczności.

4. Z reguły przy umiarkowanej zawartości wtrąceń niemetalicznych obniżają one udarność, natomiast hamując rozprzestrzenianie pęknięć powstrzymują pojawienie się przełomu krystalicznego. Stąd też obserwuje się, że wpływ wtrąceń niemetalicznych wyraża się podwyższeniem temperatury przejściowej, oznaczanej na podstawie udarności, natomiast obniżeniem temperatury przejściowej, oznaczanej na podstawie wyglądu przełomu.

Korzystny wpływ rozdrobnienia struktury tak na umocnienie stali, jak i na jej plastyczność, sprawił, że czynnik ten odegrał rolę wiodącą w nowych opracowaniach stali o podwyższonej wytrzymałości. Opracowania te cechuje różnorodność sposobów oddziaływania na własności mechaniczne stali, polegające na wykorzystaniu wpływu składu chemicznego oraz wpływu technologii wytwarzania wyrobów stalowych, niekiedy równocześnie, w formie kombinacji kilku sposobów umocnienia. Gwoli przejrzystości konieczne jest jednak odrębne ich omówienie, zwłaszcza w odniesieniu do sposobów, wykorzystujących wpływ technologii wytwarzania.

Ostatecznym celem sposobów technologicznych jest zapewnienie drobnoziarnistości produktów rozkładu austenitu, jednakże osiąga się to w oparciu o rozmaite zasady oddziaływania, pozwalające wyodrębnić przynajmniej trzy grupy zabiegów:

1. Szybką i wielokrotną reaustenizację, która w praktyce zapewnia czterokrotne rozdrobnienie struktury w porównaniu do efektów konwencjonalnej obróbki cieplnej. Reaustenityzacja, stosowana do gotowych wyrobów, nie znalazła dotychczas szerszego zastosowania do stali spawalnych o podwyższonej wytrzymałości.
2. Rozdrobnienie macierzystego austenitu przez zgniot z przyhamowaniem jego rekrytalizacji przed rozpoczęciem przemiany. Sposób ten daje się zrealizować już w trakcie gorącej przeróbki plastycznej, a w praktyce został rozwinięty w dwu wersjach, a mianowicie jako:
 - a) Obróbka cieplno-mechaniczna, której istotnym zamierzeniem jest utrzymanie do temperatury przemiany pełnego zdefek-

towania struktury zgniecionego austenitu, a więc całkowite powstrzymanie rekrytalizacji zgniecionego austenitu przez szybkie oziębienie wyrobu. W pierwotnych opracowaniach efekt ten osiągnano przez wywieranie zgniotu na austenit przechłodzony do zatoki probainitycznej, z czasem jednak, głównie ze względu na opór plastyczny austenitu, przewagę zdobywa odmiana wysokotemperaturowa, zbliżona do normalnych warunków przeróbki plastycznej na gorąco.

- b. Regulowane walcowanie, które cechuje dążność do ograniczenia możliwości rekrytalizacji zgniecionego austenitu przez przyhamowanie jej na etapie poligonizacji, kontrolowanym równoczesnym postępowaniem wydzielania dyspersyjnego. W praktyce przy regulowanym walcowaniu zwraca się uwagę na wszystkie parametry procesu, tak, że faktycznie polega ono na obniżeniu temperatury nagrzewania wsadu walcowniczego, niewielkich a licznych gniotach, zwłaszcza w końcowym etapie walcowania, obniżeniu temperatury końca walcowania i przyspieszonym chłodzeniu wyrobów po walcowaniu do ok. 600°C . Szczególnie korzystne efekty regulowane walcowanie zapewnia w stalach mikrostopowych, gdzie formujące się w trakcie walcowania wydzielania dyspersyjne hamują rekrytalizację zgniecionego austenitu, zapewniając drobnoziarnistość struktury wyjściowej i produktów jej przemiany. W rezultacie osiąga się wówczas po walcowaniu korzystne własności wytrzymałościowe i plastyczne bez zastosowania dodatkowych zabiegów obróbki cieplnej. Sposób ten, inicjowany w krajach anglosaskich, rozwinęli do perfekcji Japończycy na przykładzie stali IN, w których po walcowaniu osiąga się granicę plastyczności min. 45 kg/mm^2 przy udarności na próbkach typu Charpy z karbem V wynoszącej ok. 12 kGm przy 0°C (stal IN 60).

3. Rozdrobnienie produktów przemiany przez przechłodzenie rozkładu austenitu do zakresu odpowiednio niskich temperatur. Sposób ten stopniowo nabiera znaczenia w wersji wykorzystującej ciepło gorącego walcowania, jako umocnienie cieplne.

polegające na chłodzeniu wyrobów po gorącym walcowaniu natryskiem wodnym. Mimo niestabilnych wyników i obniżenia plastyczności, sposób ten, jako bardzo opłacalny, znalazł zastosowanie do wyrobów masowych ze stali niskowęglowych i dalej się upowszechnia w zastosowaniu do stali do zbrojenia betonu i stali profilowej, przy czym coraz wyraźniej przejawia się tendencja do wzbogacenia go doświadczeniem nabytym przy rozwoju obróbki cieplno-mechanicznej i regulowanego walcowania.

Omówione technologiczne sposoby umocnienia znajdują już szerokie zastosowanie w rozwoju asortymentu stali spawalnych o podwyższonej i wysokiej wytrzymałości. Rozwój ten charakteryzuje przede wszystkim wprowadzenie nowych klas strukturalnych oraz rozległe wykorzystanie dyspersoidów dla podwyższenia granicy plastyczności bez pogorszenia własności plastycznych. Pomiedzy najważniejsze osiągnięcia w tym kierunku, wykorzystywane już w praktyce hutniczej, zalicza się obecnie opracowanie następujących grup stali:

1. Ferrytyczno-perlityczne stale mikrostopowe z dodatkami Nb, V, Ti lub Al, formującymi dyspersyjne wydzielenia azotków lub węglików, których zadaniem jest współdziałanie w rozdrobnieniu struktury i podwyższeniu wytrzymałości. Na ogół są to stale typu 18G2A, zawierające alternatywnie dodatek ok. 0,03% Nb, 0,09% V, 0,09% Ti lub 0,04% Al, przy czym w ostatnich trzech przypadkach często podwyższa się zawartość azotu w stali około trzykrotnie. Zależnie od odmiany stale te zapewniają granicę plastyczności rzędu 38 - 48 kg/mm^2 . Często podlegają one regulowanemu walcowaniu, które przy współdziałaniu wydzieleni dyspersyjnych jest zdolne zapewnić drobnoziarnistość i korzystne własności wytrzymałościowe i plastyczne bez potrzeby normalizowania wyrobów. W przypadkach uzasadnionych wymaganiami dużej plastyczności poświęca się nadto uwagę ograniczeniu zawartości wtrąceń niemetalicznych, wprowadzając w tym celu odpowiednie modyfikacje procesu stalowniczego. Przykładem skutecznego sposobu takiego postępo-

wania może posłużyć japoński proces DM, polegający na krótkotrwałym odsiarczaniu surowki dodatkiem węgla wapnia w ekscentrycznie wirującym konwertcrze, co w rezultacie zapewnia lepszą udarność stali, zmniejszoną wrażliwość na działanie karbu oraz możliwość skutecznego wykorzystania mikrodotatku niobu, nawet bez potrzeby regulowanego walcowania czy normalizowania.

2. Bainityczne stale mikrostopowe, dostarczane często po regulowanym walcowaniu, bez obróbki cieplnej. Obecnie są one przedmiotem opracowań, a jak dowodzą doświadczenia japońskiego koncernu MITSUBISHI, produkującego już takie stale, jako stale MB, potrafią one zapewnić granicę plastyczności rzędu 50 - 90 kG/mm².
3. Martenszytyczne stale nierdzewne, typu PH, zawierające 12 - 17% Cr oraz dodatki składników, formujących dyspersyjne wydzielenia związków międzymetalicznych, jak Ni₃Al, Fe₂Mo, podczas wyskiego odpuszczania stali. Stale tego typu zapewniają granicę plastyczności rzędu 125 kG/mm².
4. Stale martenszytyczne starzone, typu MARAGING, zawierające max. 0,03%C, 18-20% Ni oraz głównie ok. 9% Co, ok. 5% Mo lub mniej skuteczną kombinację dodatków Ti-Al-Nb. W tych stalach przy studzeniu tworzy się miękki martensyt, podatny do obróbki skrawaniem, który można następnie utwardzić przez wygrzanie przy 500°C przez 3 godziny, osiągając wówczas granicę plastyczności rzędu 210 kG/mm² przy stosunkowo dobrej plastyczności. W tych stalach stwierdzono wydzielenie fazy Ni₃Mo oraz efekty uporządkowania roztworu pod wpływem dodatku Co, niemniej jednak uważa się, że w tym przypadku wydzielenia nie hamują ruchu dyslokacji a tylko spowalniają go, to zaś mogłoby tłumaczyć dobrą plastyczność tych stali. Jakkolwiek są to stale kosztowne, a proces ich wytwarzania dość trudny, to jednak znajdują coraz szersze zastosowanie z uwagi na bardzo dobrą spawalność nawet po utwardzeniu i łatwość operowania nimi w dalszych zabiegach technologicznych.

5. Stale austenityczne utwardzone wydzieleniami związków Ti, Al lub Nb, których dyspersję reguluje się poprzez zmianę gęstości ośrodków wydzielenia, przy czym można tu wyróżnić dwa sposoby postępowania:
- a. Zwiększenie gęstości błędów ułożenia, jako ośrodków wydzielenia węglików tytanu lub niobu, przez przesycaanie z temperatury 1300°C z następnym wyżarzaniem przy 700°C. Zapewnia to granicę plastyczności rzędu 60 kG/mm².
 - b. Zwiększenie gęstości dyslokacji, jako ośrodków wydzielenia, przez deformację plastyczną przy podwyższonej temperaturze przed całkowitym ostudzeniem przesyconego austenitu. Ten sposób pozwala osiągnąć granicę plastyczności rzędu 120 kG/mm².

Omówienie to nie wyczerpuje zagadnienia chociażby dlatego, że rozwój sposobów umocnienia i postępujące podwyższanie granicy plastyczności pociągają za sobą podwyższanie innych wymagań, zwłaszcza dotyczących wrażliwości na działanie karbu, a to z kolei zmusza do zwiększania czystości stali i gładkości powierzchni wyrobów oraz do poważnych zmian w kierunku polepszenia technologii spawania.

Współczesny rozwój stali spawalnych zwraca też uwagę na radykalną zmianę poglądów na postulaty opłacalności tych stali, wyrażającą się wprowadzaniem stali wysokostopowych, zawierających znaczne ilości składników uważanych dotychczas za deficytowe, jak Ni, Mo, Co, Nb, nadto - budową zakładów obróbki cieplnej, specjalnie przeznaczonych do obróbki wyrobów ze stali spawalnych, a nawet - specjalizowaniem stalowni i walcowni w produkcji takich stali, co jest szczególnie charakterystyczne w przodującym dziś hutnictwie japońskim. Ta sytuacja skłania do rewizji dotychczasowych poglądów na zagadnienia ekonomiki tych stali, poglądów, które bazowały na jak najdalszym ograniczaniu zawartości dodatków stopowych, sięgając niekiedy granic przesyady.

LITERATURA

- [1] CRACKNELL A., PETCH N.J.: Acta Met., 3, 1955, 186.
- [2] PICKERING F.B., GLADMAN T.: I.S.I. Spec.Rep., 81, 1963, 19.
- [3] PETCH N.J.: J.I.S.I., 173, 1953, 25.
- [4] ANSELL G.S., LENEL F.V.: Acta Met., 8, 1960, 612.
- [5] GREDAY T., LUTTS A.: C.N.R.M., 8, 1966, 29.
- [6] HAHN G.T. i in.: Fracture, Proc. of Intern. Conf., 1959, 51.
- [7] Van der VEEN J.H.: Revue de Met., 1, 1968, 1.
- [8] IRVINE K.J.: Metallurgia, 7, 1958, 13.

СВАРИВАЕМЫЕ СТАЛИ ПОВЫШЕННОЙ И ВЫСОКОЙ ПРОЧНОСТИ

Р е з ю м е

Приводится обзор стремлений развития в мировой металлургии по свариваемости сталей повышенной и высокой прочности. Приведено характеристику новых групп стали и новых способов упрочнения, дано определение значения новых понятий и теоретические основания развития этой области в целом.

HIGH STRENGTH WELDABLE STEELS

S u m m a r y

A review of the present day trends concerning the development of high strength weldable steels. The characteristics of several new groups of the steel grades. The description of some new methods of strengthening the steel. The definition of new meanings introduced already into the domain. An outline of the whole domain development theoretical basis.