

nią ciepła K dla przyjętych podczas doświadczenia warunków pomiarowych. Wielkość tę odnoszono następnie do pól powierzchni zawartych pod wykresami DTA .

W celu przejrzystego ujęcia zarejestrowanych zmian sporządzono dla poszczególnych próbek wykres $\Delta H = f(t)$ (rys. 1).

Z wykresów na rys. 1 wynika, że największe ciepło przemiany DH posiadały próbki 2.2, natomiast najmniejsze - stopy 1.2. Zauważono ponadto, że czas wyzarczenia ujednorodniającego wpływa na wielkość przedziału temperaturowego, w którym zachodzi przemiana uporządkowania. Dlatego też postanowiono oznaczyć przez T_{PP} temperaturę początku, a przez T_{KP} temperaturę końca przemiany, a ich różnicę przez ΔT_p . Różnicę ΔT_p przedstawiono graficznie na rysunku 2. Z wykresów tych wynika, że największe przedziały temperaturowe ΔT_p występowały dla nieujednorodnianych (czas $t = 100$ minut jest okresem trwania pomiaru) stopów 1.1 i 2.2. Natomiast wygrzewanie próbek powodowało rozszerzenie przedziału temperaturowego dla wszystkich badanych stopów z wyjątkiem 2.2. Dalszy wzrost czasu ujednorodniania zaznaczył się niewielkim zmniejszeniem wartości ΔT_p .

Pomiar twardości

Twardość mierzono po wygrzewaniu ujednorodniającym w temperaturze 350K oraz 520K przez następujące okresy: 5,10,15,24 i 48 godzin. Wyniki zilustrowano graficznie na rysunku 3.

Wygrzewanie w $T = 350K$ (czyli poniżej temperatury T_{pp} , w której powstaje przemiana) spowodowało wzrost twardości w próbkach 2.1 i 2.2 po okresie ich wygrzewania $t = 5-15$ h. Dla stopów grupy pierwszej przeprowadzona podobnie obróbka spowodowała spadek twardości. Natomiast wygrzewanie przez wyżej podany okres w temperaturze 520K (w obszarze występowania uporządkowania) było przyczyną podwyższenia wartości HV dla wszystkich stopów z wyjątkiem próbek 1.2.

Analiza struktury

Wykonane badania na mikroskopie elektronowym wykazały, że w próbkach nie zawierających azotków, a więc stopach grupy pierwszej oraz z dodatkiem **Zr** 2.1 występowały początki procesu porządkowania fazy α_2 . Świadczyły o tym rozmyte refleksy układające się w linie w połowie

odległości pomiędzy refleksami typu [002], co pokazano na rysunku 4a. W stopach tych wartości parametru D' wyznaczono na 0,360. Natomiast w przypadku występowania w strukturze azotków' typu **ZrN** (stop 2.2) obserwowano wyraźnie linie refleksów pochodzących od uporządkowanej fazy α_2 (rys. 4b). Wartość parametru D' wynosiła wówczas 0.372.

PODSUMOWANIE

Rafinacja azotem stopu Cu-A19 bez cyrkonu wpłynęła na zmniejszenie skłonności do tworzenia się stref uporządkowanych. Objawiało się to zmniejszeniem wartości entalpii oraz twardości. Nie obserwowano również wyraźnych struktur uporządkowania bliskiego zasięgu.

Utworzone podczas rafinacji azotem azotki cyrkonu wpłynęły na znaczne zintensyfikowanie procesów porządkowania. Zanotowano wzrost entalpii tworzenia się obszarów uporządkowanych i wzrost parametru D' .

Reasumując można stwierdzić, że rafinacja azotem stopu z aktywnym pierwiastkiem azotkotwórczym wpływa na proces formowania się obszarów bliskiego zasięgu w badanym stopie Cu-A19. Natomiast przepływ azotu przez stop nie zawierający pierwiastków łatwo tworzących z nim związki, wyłącznie oczyszcza go z niemetalicznych wtrąceń, przez co osłabia efekt porządkowania atomów w zakresie bliskiego ułożenia.

LITERATURA

- [1] Król J., Bydalek A.W.: Mat. XI Zebrania PAN Wydziału IV Kozubnik 1987. s. 209.
- [2] Bydalek A.W., Król J.: Zeszyty Naukowe Politechniki Rzeszowskiej, Mechanika z. 8, Rzeszów, 1985, s. 123.
- [3] Bydalek A.W., Król J.: Inżynieria Materiałowa, 4-5, Rok VII. 1986, s. 126.
- [4] Murray P.: Intern. Mat. Rev., 30, 1985, s. 230.
- [5] Kwarciak J.: Przemiany gazowe w stopach Cu-Al, Cu-Al-Zn, praca doktorska, Univ. Śląski, Katowice 1983.
- [6] Breislein M., Nowikow H.: „Priewraszczenia w metalach” Metallurgija, Moskwa 1981.
- [7] Kinoshita C.: Trans. J. I. Met. 14, 1974, s. 91.
- [8] Kang S.: Mem. Rew. Metallurg. 5, 1982, s. 79.
- [9] Borie B., Sparks C.: Acta Crystal. 17, 1984, s. 827.
- [10] Basarija G.A.: Soobscz. AN GSSR. 3, 1982, s. 517.
- [11] Schmeeweiss, U. Gonsler Scr. Met. 17, 1983, s. 463, 466.
- [12] Borchardt H J, Daniels F.: J. Amer. Chem. Soc., 79, 1957, s. 4.

WOJCIECH PRZETAKIEWICZ, SŁAWOMIR KACZMAREK,
ANDRZEJ PAWLATA, JÓZEF RAFA

UKD 669.15-194:621.791.054

Analiza efektów cięcia blach ze stali niskowęglowych laserem technologicznym

WSTĘP

Laserowa obróbka metali i stopów obejmuje pięć grup technologii: obróbkę ubytkową, spawanie, obróbkę cieplną, domieszkowanie warstwy wierzchniej pierwiastkami stopowymi oraz kształtowanie. Szczególnie dużą różnorodność odmian posiada ubytkowa obróbka lasero-

wa. Należą do nich [1]:

- cięcie (m.in. wycinanie z blach elementów o skomplikowanych kształtach),
- drażnienie otworów, perforowanie,
- nacinanie w celu podziału,
- znakowanie, grawerowanie,
- toczenie i frezowanie (rozumiane w tym przypadku jako wycinanie makroobjętości materiału).

Obróbka laserowa materiałów metalowych jest jeszcze w niewielkim stopniu rozpowszechniona w naszym kraju, co jest bezpośrednio

uwarunkowane małą liczbą urządzeń laserowych, których parametry (np. gęstość mocy) umożliwiają realizację wyszczególnionych wyżej operacji technologicznych. Niemniej, rodzima literatura opisująca fizyczne podstawy działania laserów i obróbki laserowej oraz główne zastosowania laserów w różnych dziedzinach techniki jest dość bogata np. [2-11]. Są także dostępne liczne publikacje zagraniczne.

Prace polskich autorów w dużej mierze mają charakter monograficzny lub przeglądowy; stosunkowo mało jest publikacji oryginalnych dotyczących wspomnianych na wstępie grup technologii laserowych. W szczególności odnosi się to do ubytkowej obróbki materiałów metalowych, a w tym - do procesu laserowego cięcia, który w krajach wysoko przemysłowych jest techniką od kilkunastu lat wykorzystywaną z powodzeniem m.in. w przemyśle motoryzacyjnym, lotniczym, narzędziowym i elektrotechnicznym.

Cięcie laserowe przy użyciu laserów CO₂ o pracy ciągłej i mocy do 2,5 kW (najczęściej 200-1500 W) jest w licznych zastosowaniach konkurencyjne pod wieloma względami, w porównaniu z innymi cieplnymi i mechanicznymi procesami cięcia.

SFORMUŁOWANIE PROBLEMU BADAWCZEGO

Efekty ubytkowej obróbki laserowej, oceniane jako zmiany struktury obrabianego elementu, są wypadkowymi oddziaływania szeregu czynników zewnętrznych (parametrów obróbki) oraz wewnętrznych (cech materiałowych). W związku z tym, opis mechanizmu fizycznego tych zmian jest zagadnieniem złożonym i trudnym.

Do istotnych parametrów technicznych charakteryzujących laser technologiczny zalicza się długość fali promieniowania laserowego λ , moc (P) lub gęstość mocy (I) oraz polaryzację wiązki (p). Spośród cech obrabianego materiału, wyróżnia się natomiast absorpcją (A), przewodność cieplną (K), dyfuzyjność cieplną (D), temperaturę topnienia (T_i) oraz temperaturę parowania (T_p) [1].

W opisach procesów cięcia laserowego zawartych w publikacjach o charakterze podręczników [np. 2, 3, 11], na ogół podaje się niektóre spośród następujących parametrów technologicznych: rodzaj i grubość obrabianego materiału, moc lasera, średnicę i położenie ogniska wiązki, rodzaj i ciśnienie gazu roboczego (lub ochronnego) oraz prędkość cięcia. W ogólnych zaleceniach eksponuje się przedziały wartości natężenia (gęstości mocy) wiązki laserowej, umożliwiające realizację cięcia z utlenianiem, ze stapianiem lub z odparowaniem.

W praktyce efektywność cięcia laserowego określa się poprzez wydajność, czyli prędkość jego realizacji. Jest ona zasadniczo wprost proporcjonalna do mocy P danego lasera i odwrotnie proporcjonalna do grubości g przecinanego elementu [1, 3]. Najczęściej publikowane są wykresy doświadczalnie ustalonych zależności $v = f(g)$. Przy zmianie mocy zachowany jest charakter wykresu tej funkcji, a jedynie następuje w przybliżeniu równoległe jego przesunięcie, jako rezultat spełnienia wspomnianej proporcjonalności pomiędzy parametrami v i P .

Za optymalną uznawana jest taka maksymalna prędkość, która zapewni uzyskanie wysokojakościowych powierzchni przecięcia. Przy ocenie jakości procesu cięcia laserowego brane są pod uwagę następujące kryteria:

- szerokość szczeliny przecięcia,
- chropowatość (gładkość) powierzchni przecięcia, związana z występowaniem na niej charakterystycznych nierówności (prążków),
- obecność produktów ubocznych w postaci nacieków i żużla na dolnej krawędzi cięcia,
- prostopadłość powierzchni przecięcia do powierzchni obrabianego materiału.

Ważnym kryterium wydaje się być także szerokość strefy wpływu ciepła, a więc szerokość warstwy wierzchniej przy-krawędziowej, o strukturze i właściwościach zmienionych pod wpływem działania wiązki laserowej. Temu problemowi poświęcono dotychczas stosunkowo mało uwagi, a w krajowej literaturze przedmiotu praktycznie brak jest na ten temat informacji.

W niniejszej pracy oceniano, opierając się na wyszczególnionych wyżej kryteriach, jakość cięcia laserowego blach dwóch gatunków niskowęglowej stali konstrukcyjnej. W procesie obróbki jako parametry

zmienne przyjęto moc lasera, prędkość dęcia oraz odległość ogniska wiązki od powierzchni blachy.

Dla każdej stali przyjęto stałą wartość grubości blachy g . Z uwagi na charakter wspomnianych wcześniej współzależności parametrów v , P oraz g można jednak założyć, iż opis, zwłaszcza jakościowy, geometrycznych i strukturalnych efektów procesu cięcia uzyskanych dla $g = \text{const}$, będzie zawierał szereg informacji i wniosków o charakterze bardziej ogólnym.

METODYKA BADAŃ

Cięciu laserowemu poddano dwa rodzaje blach: blachę ze stali St3SCuX grubości 3 mm i blachę ze stali MStI grubości 2,5 mm. Ich skład chemiczny podano w tabeli I. W stanie dostawy stal St3SCuX posiadała strukturę ferrytyczno-perlityczną, zaś stal MStI zasadniczo ferrytyczną (z bardzo nieznacznym udziałem perlitu). Blacha ze stali St3SCuX charakteryzowała się znacznym zaczerpieniem powierzchni (wskutek utlenienia i nie wytrawienia po walcowaniu), zaś powierzchnie stali MStI były jasne.

Tabela I. Skład chemiczny stali poddanych dęciu laserowemu (% wag.)

Cecha stali	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Fe
St3CuX	0,18	0,75	0,04	0,026	0,066	0,16	0,12	0,32	reszta
MStI	0,04	0,24	0,03	0,026	0,027	0,02	0,03	0,03	reszta

Do cięcia blach wykorzystano laser Hebr-IA produkcji bułgarskiej. Jest to laser gazowy CO₂ ($A = 10,6 \mu\text{m}$) o działaniu ciągłym i o maksymalnej mocy 1,3 kW. Wiązka laserowa ogniskowana jest przez soczewkę ZnSe ($f = 96 \text{ mm}$). Średnica zogniskowanej wiązki wynosi ok. 0,5 mm.

Laser pracował z wiązką promieniowania o charakterze wielomodowym. Przyjęto polaryzację wiązki eliptyczną, zaś gęstość mocy wynosiła ok. $3 \cdot 10^5 \text{ W/cm}^2$. Jako gaz roboczy zastosowano tlen pod ciśnieniem 8 bar. Głowica z wiązką laserową była nieruchoma, natomiast przemieszczaniu podlegał stół z umieszczoną na nim blachą.

Doświadczenia z użyciem stali St3SCuX posłużyły do analizy wpływu zmiany położenia ogniska wiązki laserowej względem górnej powierzchni blachy (z) na efekty dęcia oceniane na podstawie makrogeometrii strefy przecięcia (szerokość szczeliny, chropowatość powierzchni) oraz wywołanych tą obróbką zmian mikrostruktury zachodzących w strefie przypowierzchniowej.

Te same wskaźniki (geometryczne i strukturalne) oceny rezultatów procesu cięcia brano pod uwagę również w przypadku obróbki blachy ze stali MSt I, przy zmiennych wartościach mocy lasera (P) oraz prędkości cięcia (v).

WYNIKI BADAŃ

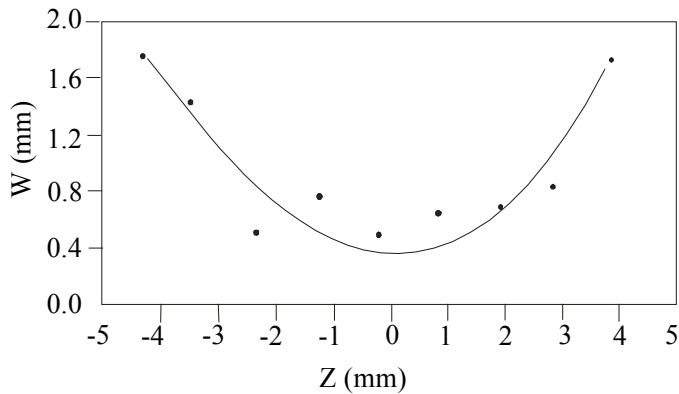
Ocena efektów cięcia blachy ze stali St3SCuX

Cięcie realizowano przy stałej mocy lasera $P = 700 \text{ W}$ oraz przy stałej prędkości cięcia $v = 1400 \text{ mm/min}$. Położenie ogniska wiązki (z) zmieniano skokowo w granicach $(-5,2) - (+3,8) \text{ mm}$, przy czym wartość $z = 0$ odpowiadała poziomowi górnej powierzchni blachy.

Stwierdzono, iż zmiany zarówno szerokości szczeliny (w), jak i szerokości strefy wpływu ciepła (s) w funkcji parametru z posiadają charakter niemonotoniczny. Najwęższą szczelinę oraz najwyższą strefę cieplnie aktywowanych zmian mikrostruktury w warstwie przykrawędziowej uzyskano w przypadku położenia ogniska nieco poniżej górnej powierzchni blachy (dla $z = -0,2 \text{ mm}$). Wynik ten potwierdza informacje zaczerpnięte z literatury [1, 10].

Rozważane zmiany szerokości szczeliny ilustruje wykres na rysunku 1, zaś na rysunku 2 wykazano podobny charakter zmian szerokości strefy wpływu ciepła.

Przy założonych warunkach obróbki laserowej, najmniejsza szerokość przecięcia wynosi ok. 0,5 mm, zaś największa sięga wartości 1,8 mm. Położenie większości punktów doświadczalnych na rysunku 1, dla przedziału wartości parametru z od -2 do $+2 \text{ mm}$, nie wykracza jednak



Rys. 1. Zależność szerokości powstającej szczeliny (w) od położenia ogniska wiązki laserowej (z) podczas cięcia blachy ze stali St3SCuX ($P = 700$ W, $v = 1400$ mm/min)

poza wartość szerokości szczeliny $w = 0,7$ mm.

Wielkość strefy wpływu ciepła określano na podstawie charakterystycznych, występujących w każdym przyjętym wariancie cięcia, zmian struktury w warstwie przylegającej do powierzchni przecięcia. Granica strefy wpływu ciepła jest bowiem wyraźna i przebiega równoległe do krawędzi cięcia (rys. 3). Najmniejsza szerokość tej strefy wynosi dla rozważanych warunków obróbki 0,1 mm (przy $z = -0,2$ mm), a największa 0,5 mm (przy $z = -5,2$ mm).

W omawianym obszarze materiału, perlit (oznaczony na rysunku jako P) będący składnikiem wyjściowej struktury ferrytyczno-perlitycznej, ulega przemianom w martenzyt (oznaczone M), a więc następuje zahartowanie strefy przypowierzchniowej. Charakterystyczny jest „ostry”, transkryształiczny przebieg linii strefy wpływu ciepła (rys. 3b).

Różne szerokości stref wpływu ciepła dla poszczególnych wartości parametru dowodzą różnic maksymalnych wartości temperatur uzyskiwanych w obszarze cięcia. Osiągnięcie wyższej temperatury prowadzi podczas chłodzenia do powstania bardziej gruboiglastego martenzytu w strefie przykrawędziowej, jak też sprzyja tworzeniu się bardziej wyodrębnionej, choć ogólnie cenniejszej (ok. 4 μ m grubości) warstewki tlenków (rys. 4).

Należy podkreślić, iż w przypadku cięcia zrealizowanego przy położeniu ogniska wiązki nieznacznie poniżej górnej powierzchni blachy, uzyskano nie tylko wąską szczelinę i wąską strefę wpływu ciepła, ale także najwyższą jakość (gładkość) powierzchni przecięcia. Na rysunku 5 pokazano przykład istotnie różnej jakości tej powierzchni dla wartości z wynoszących $-0,2$ mm (rys. 5a) i $+2,8$ mm (rys. 5b), o chropowatości R_a mieszczącej się w przedziałach odpowiednio 70–100 μ m oraz 400–500 μ m. Widoczne charakterystyczne prążki są spowodowane pofalowaniem roztopionego materiału [1, 10].

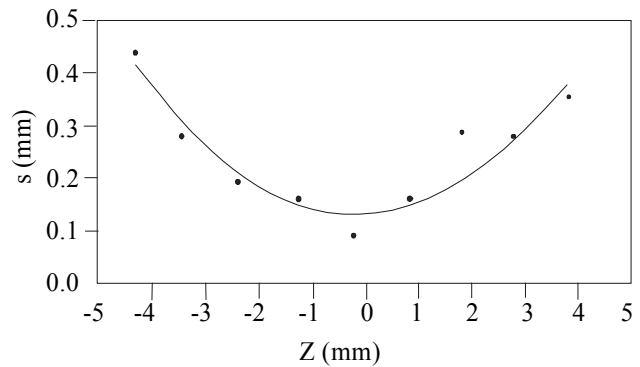
Dotychczas profil i chropowatość powierzchni przecięcia uzależniano od ciśnienia gazu i prędkości cięcia [1,10]. Łatwo jednak zauważyć, iż częstotliwość występowania charakterystycznych prążków rośnie, a wysokość odpowiadających im występów maleje, w miarę zbliżania się ogniska wiązki do górnej powierzchni blachy, przy ustalonych pozostałych parametrach obróbki. Większej chropowatości towarzyszą także nacieki materiału na dolnej krawędzi blachy (rys. 5b, 6).

Ocena efektów cięcia blachy ze stali MST1

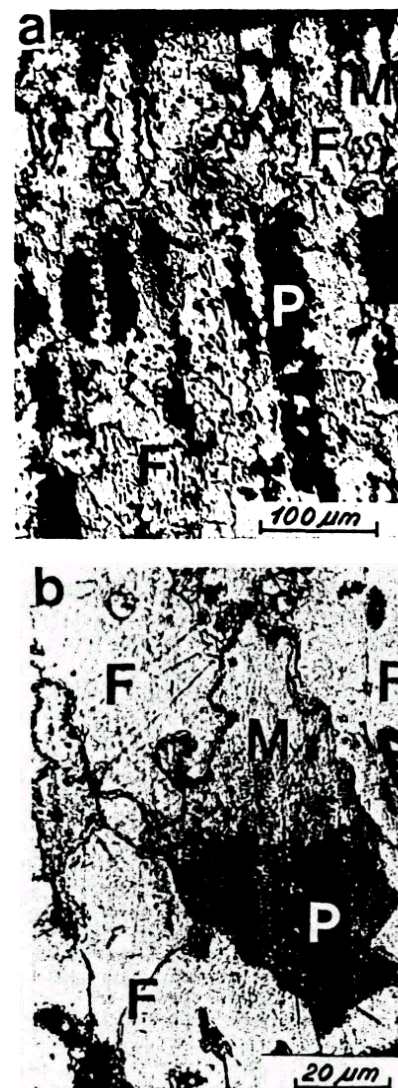
W przeprowadzonych eksperymentach zmieniano moc wiązki lasera (P), która przyjmowała wartości 500, 700 i 900 W oraz prędkość cięcia (v), której - dla każdej mocy P (przy stałym położeniu ogniska wiązki $z = -0,2$ mm) - nadawano następujące wartości: 520, 720, 1000, 1400 i 2000 mm/min.

Oceniając wpływ zmian mocy lasera lub prędkości cięcia na jakość powierzchni przecięcia, nie stwierdzono tak dużych różnic jej gładkości, jak w przypadku zmian położenia ogniska wiązki laserowej. Łatwo to wykazać porównując rysunek 5 z rysunkiem 7, na którym przedstawiono powierzchnie przecięcia najbardziej różniące się mikrogeometrią, spośród uzyskanych wskutek zmiany wartości parametrów P i v .

Na rysunku 7a widoczna jest powierzchnia stanowiąca wynik cięcia stali MST1 w warunkach identycznych jak dla blachy ze stali St3SCuX



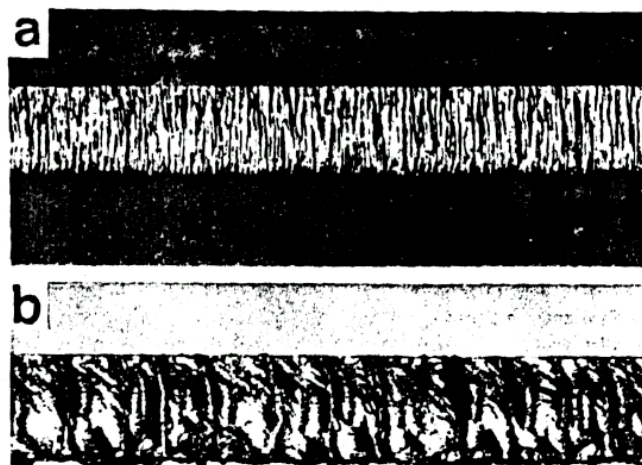
Rys. 2. Wpływ położenia ogniska wiązki laserowej (z) na szerokość strefy wpływu ciepła (s) tworzącej się podczas cięcia blachy ze stali St3SCuX ($P = 700$ W, $v = 1400$ mm/min)



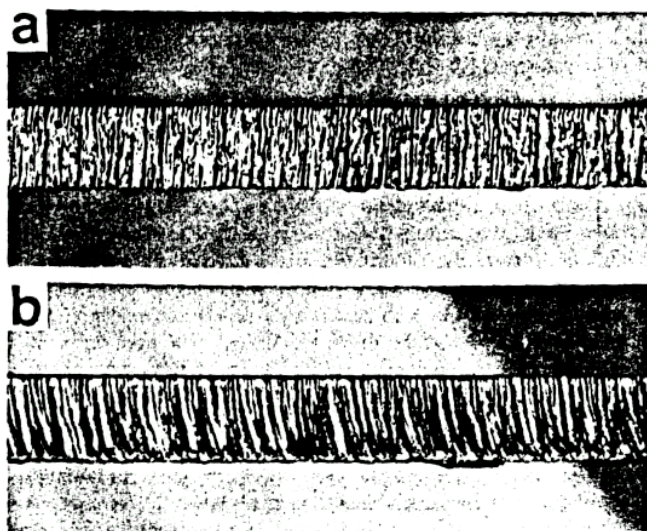
Rys. 3. Zmiany mikrostruktury w strefie wpływu ciepła powstałej podczas laserowego cięcia stali St3SCuX (M - martenzyt, P - perlit, F - ferryt)



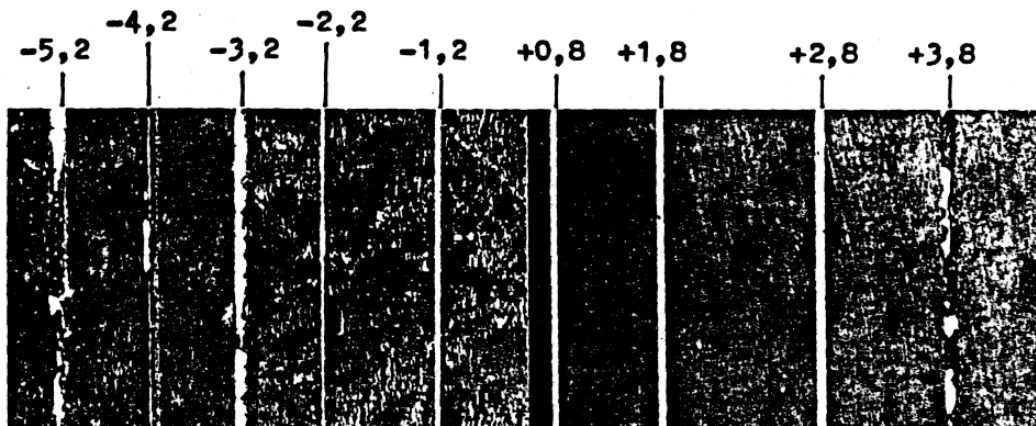
Rys. 4. Różna wielkość igieł martenzytu powstałego w strefie wpływu ciepła podczas cięcia stali St3SCuX przy położeniu ogniska wiązki laserowej $z = -1,2$ mm (a) i $z = -3,2$ mm (b)



Rys. 6. Makroskopowy obraz efektów cięcia stali St3SCuX zrealizowanego przy różnym położeniu ogniska wiązki względem górnej powierzchni blachy ($P = 700$ W, $r = 1400$ mm/min)



Rys. 7. Różna jakość powierzchni rozdziału w następstwie cięcia blachy ze stali MStl z prędkością 1400 mm/min (a) i 2000 mm/min (A), przy stałych wartościach $P = 700$ W i $z = 0,2$ mm



Rys. 5. Różna jakość powierzchni przecięcia blachy ze stali St3SCuX, jako następstwo zmiany położenia ogniska wiązki laserowej; $z = -0,2$ mm (a), $z = +2,8$ mm (b)

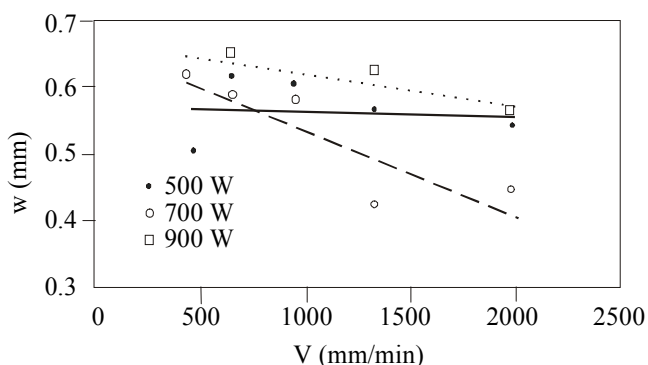
prezentowanej na rysunku 5a ($P = 700 \text{ W}$, $v = 1400 \text{ mm/min}$, $z = -0,2 \text{ mm}$). Jakość obu tych powierzchni jest zbliżona.

Na rysunku 7b pokazano natomiast powierzchnię przecięcia blachy ze stali MStI, uzyskaną przy tych samych, co podane wyżej, wartościach P i z , ale dla prędkości $v = 2000 \text{ mm/min}$. Wzrost prędkości cięcia nie wywołał zwiększenia częstotliwości występowania prążków, lecz - zgodnie z przewidywaniami [1] - spowodował ich zakrzywienie w stronę przeciwną do kierunku tworzenia szczeliny oraz podwyższenie chropowatości powierzchni (wartość R_z zawiera się w przedziale $100 - 150 \mu\text{m}$), zwłaszcza w pobliżu dolnej krawędzi przecięcia.

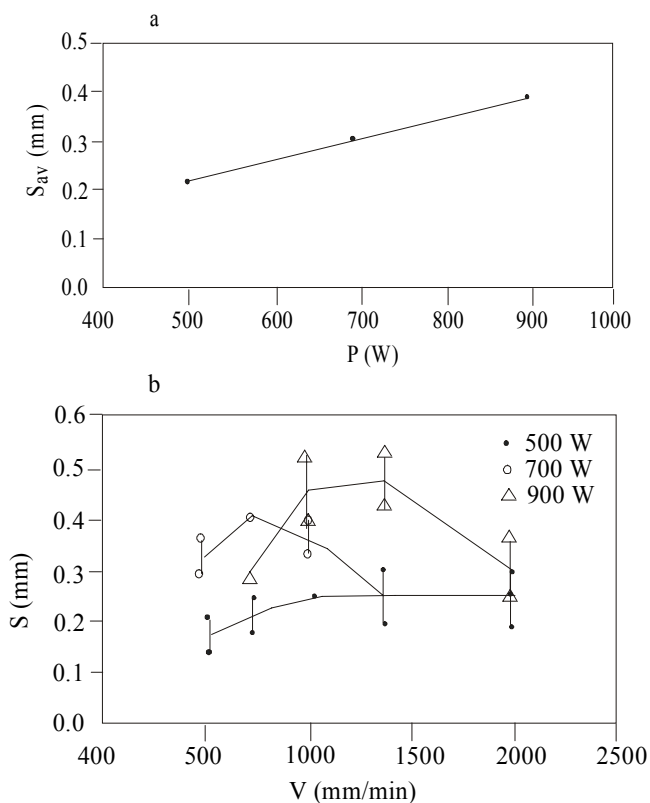
Wpływ zmiany mocy

Analizując zmiany szerokości przecięcia stwierdzono, iż stosując trzy różne wartości mocy lasera, najmniejsze szczeliny uzyskuje się w przypadku mocy pośredniej, wynoszącej 700 W , zwłaszcza dla prędkości cięcia przekraczającej 1000 mm/min (rys. 8). Przy obu pozostałych wartościach mocy (500 i 900 W) rozmiary szczelin są zbliżone dla tych samych prędkości cięcia.

Zwiększenie mocy lasera (w przyjętym tu zakresie) prowadzi do wzrostu średniej szerokości strefy wpływu ciepła (obliczonej jako średnia arytmetyczna dla wszystkich pięciu wartości v) w warstwie przykrawędziowej (rys. 9a). Jednak dla określonej mocy lasera, zmiany



Rys. 8. Zależność szerokości szczeliny (w) od prędkości (v) dla różnych wartości mocy lasera w procesie cięcia blachy ze stali MStI



Rys. 9. Wpływ wartości mocy lasera P (a) i prędkości v (b) na szerokość strefy wpływu ciepła (s) powstałej podczas cięcia blachy ze stali MStI

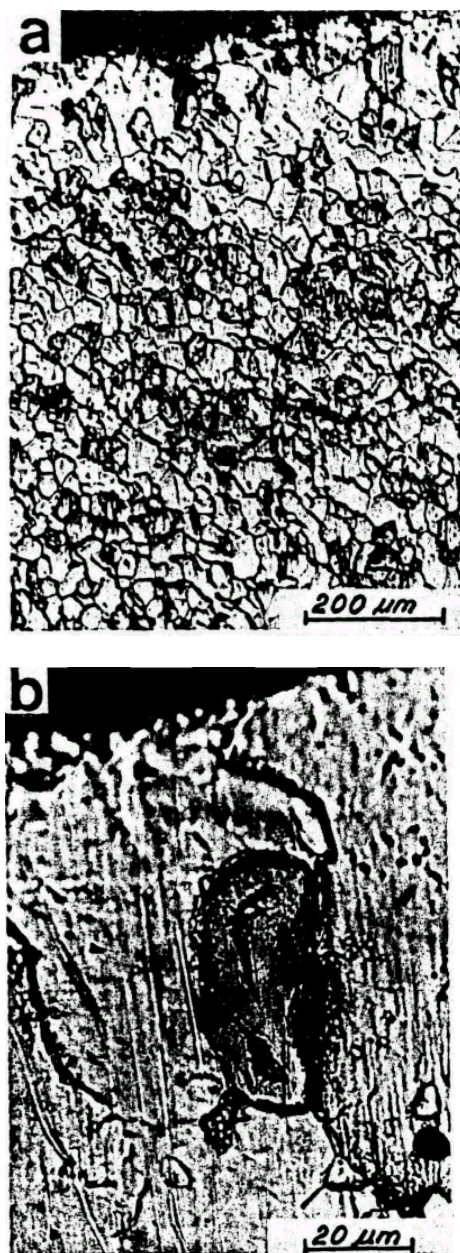
szerokości tej strefy w funkcji prędkości cięcia są niemonotoniczne (rys. 9b). Przy prędkości cięcia wynoszącej 2000 mm/min , różnice wartości s dla poszczególnych mocy lasera są najmniejsze, natomiast największe są przy prędkościach 1000 i 1400 mm/min .

Strefę wpływu ciepła charakteryzuje efekt rozrostu ziaren ferrytu (rys. 10a). Przy wyższej mocy lasera w strefie tej częściej obserwuje się także mikroobszary przetopionego materiału (rys. 10b), zlokalizowane w miejscach występowania perlitu lub cementytu trzeciorzędowego, jako składników strukturalnych o znacznej (odpowiednio $0,8$ i $6,67\%$) koncentracji węgla.

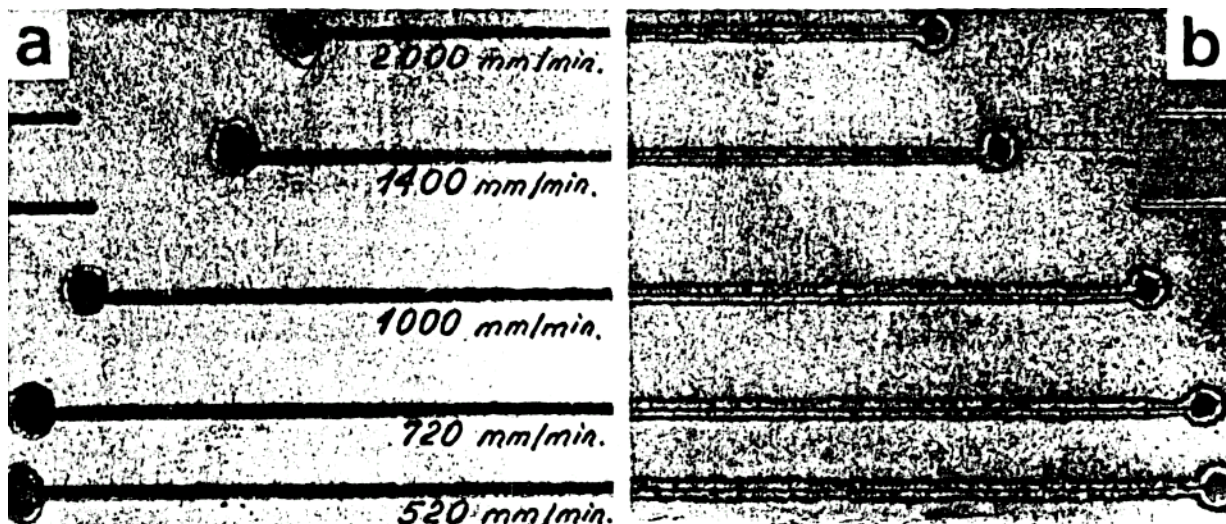
Wpływ zmiany prędkości cięcia

Opierając się na wspomnianym już rysunku 8 można zauważyć tendencję do zmniejszania się szerokości szczeliny, w miarę wzrostu prędkości cięcia. Szczególnie wyraźnie występuje to w przypadku użycia wiązki o mocy 700 W , ale ogólnie biorąc, omawiane wyżej zmiany ujęte zależnością $w = f(v)$ należy ocenić jako nieznaczne.

W strefie wpływu ciepła powstałej w wyniku cięcia, stopień rozrostu



Rys. 10. Zmiany mikrostruktury w strefie wpływu ciepła powstałej podczas laserowego cięcia stali MStI ($P = 900 \text{ W}$, $v = 1000 \text{ mm/min}$, $z = -0,2 \text{ mm}$)



Rys. 11. Różna szerokość strefy wpływu ciepła po stronie górnej (a) i dolnej (b) powierzchni blachy ze stali MStł wzdłuż nacięć wykonanych wiązką lasera przy różnych wartościach prędkości v

ziaren ferrytu wzrasta w przypadku mniejszych wartości prędkości v , ale efekt ten można uznać za mało znaczący.

Granica strefy wpływu ciepła w omawianej stali MStł charakteryzującej się bardzo niską zawartością węgla, nie jest tak wyraźnie zaznaczona jak w stali St3SCuX. Linia graniczna jest nieregularna, przebiega wzdłuż granic ziaren, miejscami odchyła się w głąb materiału obejmując grupy ziaren, które uległy rozrostowi. Jest to prawdopodobnie skutkiem niejednorodnego rozkładu węgla (cementytu) w osnowie struktury ferrytycznej, co warunkuje lokalnie różne możliwości migracji granic ziaren.

Wniosek ten potwierdza wyniki wcześniejszych badań efektów cięcia laserowego blach ze stopu Al-2% Mg [12]. Ujawniono wówczas również nieregularną linię frontu rekryystalizacji wywołanej w strefie przykrawędziowej wskutek oddziaływania temperatury na silnie umocniony przez walcowanie materiał, o strukturze, podobnie jak w stali MStł praktycznie jednofazowej - roztworu stałego z nieznaczoną liczbą dyspersyjnych wydzieleni faz międzymetalicznych.

Analiza makrogeometrii i makrostruktury blach obu badanych stali w strefie ich przecięcia, doprowadziła do jeszcze jednego interesującego wniosku. Jak wiadomo [np. 1, 10], mechanizm tworzenia się szczeliny w czasie cięcia zapobiega rozszerzaniu się jej w dół, dzięki samoogniskowaniu się wiązki w powstającej kapilarze. Jednak oczywiste rozszerzanie się wiązki laserowej poniżej jej ogniska, doprowadza do zwiększenia szerokości strefy wpływu ciepła na poziomie dolnej powierzchni blachy o 25 do 50%, w stosunku do wartości zmierzonych na poziomie górnej powierzchni (rysunek 11).

PODSUMOWANIE

Na podstawie przeprowadzonych badań wykazano, że na jakość procesu laserowego cięcia blach ze stali niskowęglowych bardzo istotny wpływ ma położenie ogniska wiązki względem powierzchni blachy (wartość parametru z). Na przykładzie stali gatunku St3SCuX (zaw. 0,18% C) potwierdzono słuszność ogólnego zalecenia spotykanego w literaturze, iż cięcie należy prowadzić ogniskując wiązkę laserową nieco poniżej górnej powierzchni blachy. Stosując moc lasera 700 W i prędkość cięcia 1400 mm/min, przy położeniu ogniska określonym wartością $z = -0,2$ mm, uzyskano najmniejszą (ok. 0,45 mm) szerokość szczeliny (w), najlepszą jakość (gładkość) powierzchni przecięcia ($R_a < 100 \mu\text{m}$) i najmniejszą (ok. 0,1 mm) szerokość strefy wpływu ciepła (s).

Zmieniając skokowo wartość parametru z w przedziale od $(-5,2)$ do $(+3,8)$ mm wykazano, że zależności $w = f(z)$ i $s = f(z)$ mają charakter malejąco-rosnący, ze wskazanym wyżej minimum.

W stali St3CuX, o wyjściowej strukturze ferrytyczno-perlitycznej, strefa wpływu ciepła jest w skali mikroskopowej wyraźnie wyodrębniona, w wyniku zajścia w tym obszarze przemian fazowych perlit

→ austenit → martenzyt. Linia graniczna omawianej strefy ma charakter transkryystaliczny.

W stali MStł natomiast, strefa rozrośniętych ziaren ferrytu ma kształt nieregularny. Jej linia graniczna przebiega po granicach ziaren.

Analizując z kolei, na przykładzie stali MStł (zaw. 0,4% C), wpływ mocy wiązki zmienianej w zakresie 500–900 W na efekty procesu cięcia stwierdzono, że zmiany szerokości szczeliny w funkcji mocy są mało istotne. Oceniana w ten sposób geometria przecięcia, w większym stopniu warunkowana jest prędkością cięcia. Zależność $w = f(v)$ posiada charakter odwrotnie proporcjonalny, ale obserwowane zmiany także nie są znaczące: szerokości uzyskiwanych szczelin mieszczą się zasadniczo w wąskim przedziale wartości 0,5–0,6 mm.

Dość istotnie zmienia się natomiast szerokość strefy wpływu ciepła w stali MStł, w zależności od warunków obróbki laserowej. Szerokość strefy przykrawędziowej, w której ujawniono wyraźny rozrost ziaren ferrytu, zmienia się w granicach od 0,2 do 0,4 mm. Większe wartości zasadniczo osiągnąć można dla wyższych mocy lasera. Przy zmianie prędkości cięcia w zakresie 500–2000 mm/min szerokość strefy wpływu ciepła zmienia się nie monotonicznie; zależność ta ma charakter rosnąco-malejący.

Biorąc pod uwagę możliwości uzyskania najmniejszych wartości szerokości szczeliny przecięcia oraz szerokości strefy wpływu ciepła - przy ogólnej dobrej jakości powierzchni cięcia - jako zalecane warunki cięcia laserowego stali MStł, o grubości blachy 2,5 mm, można przyjąć: $P = 700$ W, $v = 1400$ mm/min, $z = 0,2$ mm lub $P = 900$ W, $v = 2000$ mm/min, $z = 0,2$ mm.

Oceniając makro- i mikrostrukturalne efekty procesu cięcia dwóch stali węglowych różniących się składem chemicznym (a więc i niektórymi właściwościami, jak np. przewodnością i dyfuzyjnością cieplną), zrealizowanego przy tych samych wartościach parametrów obróbki laserowej ($P = 700$ W, $v = 1400$ mm/min, $z = -0,2$ mm), można sformułować dwa wnioski.

Po pierwsze, w obu przypadkach uzyskano zbliżoną szerokość szczeliny przecięcia (ok. 0,45 mm). Najprawdopodobniej, przy zastosowanej gęstości mocy padającego promieniowania (rzędu 10^5 W/cm²) prowadzącej do przekroczenia temperatury topnienia stali, wpływ różnic w składzie chemicznym obu rodzajów blach na szerokość szczeliny ich przecięcia jest pomijalnie mały (czynnik ten może mieć znaczenie w temperaturze poniżej 1000°C, gdyż tylko wówczas warunkuje odmienną wartość przewodności i dyfuzyjności cieplnej badanych stali). Podobnie, nieistotny jest wpływ różnicy stopnia zacinania powierzchni blach obu gatunków stali.

Po drugie, szerokość strefy wpływu ciepła przylegającej do powierzchni przecięcia jest wyraźnie większa w przypadku stali MStł ($s \sim 0,25$ mm), w porównaniu ze stalą St3SCuX ($s \sim 0,1$ mm), co można tłumaczyć odmienną kinetyką przemian fazowych w obu stalach oraz wyższymi właściwościami cieplnymi struktury ferrytycznej, w stosunku do struktury ferrytyczno-perlitycznej. Dyfuzyjność cieplna (D) dla stali zawierającej 0,04% C wynosi bowiem w temperaturze pokojowej

$1.65 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$, zaś dla stali zawierającej 0,18% C $D = 1.35 \cdot 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$. Wartości przewodności cieplnej (K) wynoszą odpowiednio 60 i 48 W/K · m. Wykazane różnice wartości obu parametrów maleją w miarę wzrostu temperatury i zanikają powyżej 700°C.

Wpływ stopnia zacierzenia blachy na kształtowanie się strefy wpływu ciepła w kierunku prostopadłym do powierzchni przecięcia jest najprawdopodobniej pomijalny.

LITERATURA

- [1] Ocoź K.: Ubytkowa obróbka laserowa. *Mechanik*, 5 (1989) 191-cz. I, 7 (1989) 307-cz. II, 8 (1989) 357 - cz. III.
 [2] Sadowski A., Krechlik R.: Laser w obróbce materiałów i metrologii, WNT, Warszawa 1973.

- [3] Nowicki M.: Lasery w technologii elektronicznej i obróbce materiałów, WNT, Warszawa 1978.
 [4] Kaczmarek F.: Wstęp do fizyki laserów. PWN, Warszawa 1979.
 [5] Klejman H.: Lasery. PWN, Warszawa 1979.
 [6] Kaczmarek F.: Podstawy działania laserów, WNT, Warszawa 1983.
 [7] Zimny J.: Właściwości obróbki laserowej (LHM) trudno skrawalnych stali stopowych, *ZN PK, Mechanika*, z. 67. 1984.
 [8] Burakowski T., Straus J.: Rozwój techniki laserowej dla potrzeb technologicznych., *MOCIP*, 88 (1987) 3.
 [9] Szczeciński Z., Banasik M.: Wykorzystanie laserów do cięcia i spawania materiałów, *MOCIP*, 88 (1987) 26.
 [10] Straus J.: Przemysłowe wykorzystanie laserów CO₂, cz. I. *PM*, 22 (1988) 5.
 [11] Domański R.: Promieniowanie laserowe - oddziaływanie na ciała stałe, WNT, Warszawa 1990.
 [12] Przetakiewicz W., Pawlata A., Kaczmarek S. - Opracowanie niepublikowane.

MIROSLAW GAJEWSKI

UKD 669.15'24'26-194:620.193

Podwyższenie odporności na korozję międzykrystaliczną austenitycznych staliw typu 18/8

WSTĘP

Szerokie stosowanie armatury odlewanej z austenitycznych staliw Cr-Ni dla potrzeb przemysłu chemicznego, spożywczego, a w ostatnich latach także dla energetyki jądrowej, zmusza do nieustannych poszukiwań metod technologicznych umożliwiających podwyższenie odporności tych staliw na korozję międzykrystaliczną. Wynika to z coraz wyższych wymagań stawianych armaturze przemysłowej w zakresie jej trwałości i niezawodności.

Najskuteczniejszą metodą byłaby taka, która pozwalałaby na istotne zwiększenie odporności na korozję przy zachowaniu na zadowalającym poziomie właściwości odlewniczych i mechanicznych. W niniejszym opracowaniu skoncentrowano się więc na próbie wykorzystania procesu modyfikacji łącznie z innymi znanymi i szeroko stosowanymi sposobami zapobiegania korozji międzykrystalicznej.

SPOSOBY ZAPOBIEGANIA KOROZJI MIĘDZYKRystalicznej Cr-Ni STALIW AUSTENITYCZNYCH

Do najczęściej stosowanych sposobów zapobiegania korozji międzykrystalicznej Cr-Ni staliw austenitycznych należą:

- przesycaenie,
- wyżarzanie stabilizujące,
- stabilizacja,
- zmniejszenie zawartości węgla w staliwie,
- korekta składu chemicznego umożliwiająca uzyskanie dwufazowej struktury austenityczno-ferrytycznej w odlewach stalowych. Mniej natomiast znanych i stosowanych w praktyce sposobem jest modyfikacja.

Przesycaenie

Wyżarzanie austenitycznego staliwa 18/8 w zakresie temperatur 950 do 1150°C i szybkie ochłodzenie powoduje, że staliwo to staje się nieczule na korozję międzykrystaliczną.

Sposób ten jest jednak skuteczny tylko wtedy, gdy podczas pracy wyrobów nie jest osiągana temperatura początku zakresu uczulania tj. 400°C. Poza tym, stosowanie tego sposobu zapobiegania korozji międzykrystalicznej nie zawsze jest możliwe z przyczyn natury technicz-

nej. np. uzyskanie zadowalającej szybkości chłodzenia przy przesycaeniu dużych grubościennych odlewów jest istotnie utrudnione.

Wyżarzanie stabilizujące

Zwiększenie odporności staliwa 18/8 na korozję międzykrystaliczną można osiągnąć poprzez wyżarzanie przy temperaturze ok. 850°C [1,2]. W czasie takiego wyżarzania zachodzi prawie całkowite wydzielenie się węglików chromu oraz ich koagulacja. Równocześnie następuje wyrównywanie się koncentracji chromu, dzięki czemu jego zawartość w przygranicznych strefach ziarn austenitu jest nadal wyższa od 12%, a więc od tej granicznej zawartości, która gwarantuje staliwu wystarczającą odporność na działanie środowisk korozyjnych.

Stabilizacja

Zmniejszenie skłonności staliwa 18/8 do korozji międzykrystalicznej można uzyskać poprzez dodanie do niego tytanu lub niobu, przy czym niob można częściowo lub całkowicie zastępować tantalem. Najczęściej przyjmuje się, że następujące ilości: Ti = 5 x (% C), Nb = 10 x (% C) lub Ta = 20 x (% C) są w zupełności wystarczające, aby staliwa te w większości wypadków były całkowicie odporne na korozję międzykrystaliczną po spawaniu lub innych zabiegach technologicznych przeprowadzanych na gorąco [1, 2, 3, 4, 6].

W odlewnictwie korzystniejsze jest stosowanie niobu jako stabilizatora. Tytan bowiem rozkłada się nierównomiernie w masie odlewu z powodu utleniania się podczas zalewania.

Zmniejszenie zawartości węgla w staliwie

Najskuteczniejszym sposobem uniknięcia korozji międzykrystalicznej staliw 18/8 jest zmniejszenie zawartości węgla w tych staliwach poniżej granicy jego rozpuszczalności w zakresie temperatur 400—800°C. Istotnie, zmniejszenie zawartości węgla do ilości mniejszych niż 0,02% powoduje, że proces korozji międzykrystalicznej nie wystąpi nawet po bardzo długim okresie wygrzewania staliwa 18/8 w zakresie temperatur krytycznych [1, 2, 4, 5].

Staliwa o tak niskich zawartościach węgla nie nadają się jednakże do odlewania, w związku z istotnym pogorszeniem się leżności, co z kolei utrudnia, bądź wręcz uniemożliwia wykonywanie odlewów cienkościennych o skomplikowanych kształtach. Obniżeniu ulegają także właściwości wytrzymałościowe staliw.