5. Wyniki badań i ich omówienie

5.1. Wyniki badań procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego stali z mikrododatkami

Badania procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego stali HSLA ferrytyczno-perlitycznych oraz perlitycznych z mikrododatkami V, Nb, Ti, B i N pozwoliły na określenie wpływu parametrów austenityzowania i warunków odkształcenia plastycznego na zjawisko umocnienia zgniotowego i procesy rekrystalizacji austenitu odkształconego na podstawie analizy przebiegu krzywych płynięcia σ - ε , jak również charakterystycznych wielkości zarejestrowanych naprężeń i odkształceń. Krzywe σ - ε badanych stali uzyskane w próbie wysokotemperaturowego skręcania przedstawiono na wykresach (rys. 5.1÷5.6, 5.10÷5.19), a w próbie ściskania na gorąco na wykresach (rys. 5.7÷5.9). Analizowane parametry obejmują: temperaturę austenityzowania w zakresie (1150÷1250°C), temperaturę odkształcenia plastycznego (800÷1180°C) i prędkość odkształcenia od ok. 0,1 s⁻¹ do 19,0s⁻¹.

Krzywe płynięcia σ - ε badanych stali B1 i B2 uzyskane w procesie skręcania na gorąco wykazują w zasadzie charakterystyczne przebiegi dla procesu ciągłej rekrystalizacji dynamicznej (rys. 5.1, 5.2). Analiza krzywych pozwala stwierdzić, że istotny wpływ na ich przebieg wywiera temperatura i prędkość odkształcenia oraz skład chemiczny badanych stali, a w szczególności stężenie Nb. Oddziaływanie tych czynników dotyczy przede wszystkim zmian wartości naprężeń maksymalnych (σ_{max}) (rys. 5.3a), naprężeń w stanie ustalonym (σ_{ss}), jak również zmian wartości odkształceń ε_m (rys. 5.4) odpowiadających σ_{max} oraz odkształceń granicznych (ε_{gr}) (rys. 5.3b) przyjętych ogólnie za kryterium plastyczności stali w procesie odkształcenia na gorąco. Stwierdzono, że wielkość naprężeń płynięcia badanych stali zmienia się przede wszystkim z temperaturą i prędkością odkształcenia. Na wartość odkształcenia ε_{gr} wpływa istotnie stężenie Nb w badanych stalach (rys. 5.3 b).



Rysunek 5.1. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali B1 austenityzowanej w temperaturze 1150°C: a) $\dot{\varepsilon} = 0.15 \text{ s}^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 0.8 \text{ s}^{-1}$, c) $\dot{\varepsilon} = 4.4 \text{ s}^{-1}$, d) $\dot{\varepsilon} = 18, 5 \text{ s}^{-1}$

Stal B1 odkształcona z prędkością $\dot{\varepsilon}$ w zakresie od 0,15s⁻¹ do 18,5s⁻¹ w temperaturze od 850°C do 1050°C wykazuje przyrost naprężenia w początkowej fazie odkształcenia (ε >1) i jego wyraźny spadek po osiągnięciu maksimum do wartości σ_{ss} stanu ustalonego. Krzywe charakteryzują się wyraźnie zaznaczonym okresem ustalonych naprężeń płynięcia w szerokim zakresie odkształceń. Wzrost temperatury odkształcenia w badanym zakresie powoduje obniżenie maksymalnych naprężeń uplastyczniających od ok. 120 MPa do ok. 50 MPa dla $\dot{\varepsilon} = 0,15s^{-1}$.



Rysunek 5.2. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali B2 austenityzowanej w temperaturze 1150°C: a) $\dot{\varepsilon} = 0.15s^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 0.8s^{-1}$, c) $\dot{\varepsilon} = 4.4s^{-1}$, d) $\dot{\varepsilon} = 18, 5s^{-1}$

Wzrost szybkości odkształcenia do 18,5s⁻¹ powoduje istotny przyrost naprężenia płynięcia, szczególnie w początkowym etapie odkształcenia oraz wyraźne obniżenie σ_p po osiągnięciu maksimum (rys. 5.1). Maksymalne naprężenie płynięcia zwiększa się od ok. 120 MPa do ok. 220 MPa dla temperatury odkształcenia 850°C i od 50 MPa do 120 MPa dla temperatury odkształcenia 1050°C, odpowiednio dla $\dot{\varepsilon} = 0,15s^{-1}$ i 18,5s⁻¹ (rys. 5.3a).

Krzywe płynięcia stali B2 (rys. 5.2) wykazują podobny przebieg jak w przypadku stali B1. Stwierdzono jednak, że przy tych samych warunkach odkształcenia plastycznego na gorąco, stal B2 wykazuje wyższe wartości naprężeń uplastyczniających i niższą plastyczność w porównaniu ze stalą B1 (rys. 5.1÷5.3). Przyrosty $\Delta \sigma_{max}$ w badanym zakresie prędkości

^{5.} Wyniki badań i ich omówienie

odkształcenia (od $0,15s^{-1}$ do $18,5s^{-1}$) wynoszą ok. 30 MPa dla temperatury 850° C i ok. 20 MPa dla temperatury 1050° C (rys. 5.3a). Zwiększenie temperatury odkształcenia powoduje obniżenie naprężeń w badanym zakresie $\dot{\varepsilon}$, podobnie jak w przypadku stali B1.

Analiza krzywych płynięcia stali B2 wykazała, że jej plastyczność zależy istotnie od temperatury i prędkości odkształcenia. Niemniej charakterystyki plastyczności tej stali są odmienne w porównaniu ze stalą B1. Stwierdzono, że niska plastyczność stali B2 wyrażona odkształceniem granicznym (ε_{gr} ok. 5÷6) występuje przy temperaturze odkształcenia 850°C i 950°C niezależnie od prędkości odkształcenia. Natomiast dla wyższej temperatury odkształcenia w zakresie 950÷1050°C plastyczność zwiększa się ze wzrostem temperatury i prędkości odkształcenia. Stal B2 odkształcena przy $\dot{\varepsilon} = 0,15s^{-1}$ w temperaturze od 950°C do 1050°C wykazuje wartości odkształcenia granicznego w zakresie ε_{gr} ok. 7÷9, natomiast przy prędkości $\dot{\varepsilon} = 18,5s^{-1}$ odpowiednio ε_{gr} ok. 14÷17 (rys. 5.3b).



Rysunek 5.3. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na wartość maksymalnych naprężeń σ_{max} (a) i odkształcenia granicznego ε_{gr} (b) stali B1 i B2

Stwierdzono, że plastyczność stali B1 zależy głównie od prędkości odkształcenia i zwiększa się ze wzrostem ż szczególnie w zakresie niższych prędkości odkształcenia

(od 0,15s⁻¹ do 4,4s⁻¹). Zwiększanie plastyczności przy wyższych *ė* (od 8,0s⁻¹ do 18,5s⁻¹) zależy głównie od temperatury odkształcenia. Wzrost plastyczności stali ze wzrostem prędkości odkształcenia zachodzi w wyniku korzystnego oddziaływania procesu rekrystalizacji dynamicznej na wielkość ziarn i podstrukturę dynamicznie zrekrystalizowanego austenitu. Wzrost szybkości odkształcenia powoduje zmniejszenie wielkości ziarn na skutek zwiększenia gęstości zarodkowania i szybkości rekrystalizacji [51, 56]. Wpływ temperatury odkształcenia wyraża się głównie w zwiększaniu energii aktywacji i intensyfikacji dynamicznych procesów usuwania skutków odkształcenia plastycznego na gorąco. Natomiast wyraźne obniżenie plastyczności stali B2 w porównaniu ze stalą B1 w badanych warunkach odkształcenia na gorąco jest związane przede wszystkim z oddziaływaniem mikrododatku Nb na proces umocnienia i rekrystalizacji austenitu badanych stali.



Rysunek 5.4. Wpływ temperatury (a) i prędkości odkształcenia (b) na wielkość ε_m dla stali B1 i B2

Analiza wartości odkształceń ε_m na krzywych σ - ε pozwala stwierdzić, że w wyniku prób skręcania na gorąco w badanym zakresie temperatury i prędkości odkształcenia wartości ε_m dla stali B2 są znacznie wyższe niż dla stali B1 (rys. 5.4). Świadczy to o hamowaniu procesu rekrystalizacji dynamicznej w stali B2, w wyniku oddziaływania mikrododatku niobu niezależnie od temperatury odkształcenia. Przy prędkości odkształcenia 4,4s^{-1,} $\Delta\varepsilon_m$ badanych stali wynosi 0,5 i 0,2 odpowiednio dla temperatury odkształcenia 850°C i 1050°C (rys. 5.4a). Zwiększenie prędkości odkształcenia wpływa również na wzrost wartości ε_m .



Rysunek 5.5. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali K1 austenityzowanej w temperaturze $1200^{\circ}C$: a) $\dot{\varepsilon} = 0.13s^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 3$, s^{-1} , c) $\dot{\varepsilon} = 15.9s^{-1}$, d) $\dot{\varepsilon} = 1.3s^{-1}$ i $4.0s^{-1}$

Wzrost $\dot{\epsilon}$ od 0,15s⁻¹ do18s⁻¹ w temperaturze 850°C powoduje wzrost ϵ_m od ok. (1,1÷ 2,0) dla stali B1 i ok. (1,5÷2,6) dla stali B2 (rys. 5.4b). Można sądzić, że hamujące oddziaływanie Nb związane jest z jego oddziaływaniem w roztworze γ lub w stanie przedwydzieleniowym, wytworzonym w austenicie odkształconym [171].

Krzywe płynięcia dla stali mikrostopowych K1 i K2 o wyższej zawartości Nb (0,04÷0,05%) wykazują duży stopień podobieństwa w zakresie badanych parametrów odkształcenia na gorąco metodą skręcania (rys. 5.5 i 5.6). Istotny wpływ na ich przebieg wywiera temperatura odkształcenia w zakresie 800÷1150°C po austenityzacji stali w temperaturze 1200°C.



Rysunek 5.6. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali K2 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a) $\dot{\varepsilon} = 0,068s^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 4,6s^{-1}$, c) $\dot{\varepsilon} = 8,9s^{-1}$, d) $\dot{\varepsilon} = 19, 5s^{-1}$

W badanym zakresie $\dot{\varepsilon}$ od ok. $0.1s^{-1}$ do ok. $20s^{-1}$ krzywe σ - ε wykazują typowy przebieg dla procesu rekrystalizacji dynamicznej ciągłej z pojedynczym maksimum naprężenia płynięcia, którego wartość zmniejsza się ze wzrostem temperatury odkształcenia.

Wzrost temperatury odkształcenia stali K1 w zakresie od 800 do 1180°C powoduje, że wartość naprężenia σ_{max} maleje od 145 MPa do 40 MPa dla $\dot{\varepsilon} = 0,13s^{-1}$ i od 230 MPa do 90 MPa dla prędkości odkształcenia 15,9s⁻¹ (rys. 5.5). W przypadku stali K2 analogiczne zmiany temperatury odkształcenia wpływają na obniżenie naprężenia maksymalnego na krzywych płynięcia od 135 MPa do 20 MPa i od ok. 200 MPa do ok. 70 MPa odpowiednio dla odkształcenia z prędkością 0,068s⁻¹ i 8,9s⁻¹ (rys. 5.6). Zmiany wartości odkształcenia $\varepsilon_m(\sigma_{max})$ dla analizowanych stali K1 i K2 wykazują podobną tendencję ze wzrostem temperatury i obniżaniem prędkości odkształcenia.

Znamienną cechą krzywych σ - ε stali K1 i K2, szczególnie w zakresie temperatury odkształcenia 800÷1000°C, jest nagły i intensywny spadek naprężeń płynięcia dla odkształceń większych od ε_{m} , praktycznie bez wystąpienia etapu naprężeń ustalonych na poziomie σ_{ss} . Taki przebieg krzywych σ - ε występuje dla badanego zakresu temperatury odkształcenia w stopniu tylko nieznacznie zależnym od prędkości odkształcenia. Zarejestrowane wartości odkształceń granicznych w tym zakresie temperatury odkształcenia nie są wyższe niż ok. 3÷4. Przebieg krzywych σ - ε zmienia się zasadniczo dla temperatury odkształcenia od 1000°C do 1150°C. Analizowane krzywe wykazują wyraźnie etap stanu naprężeń ustalonych σ_{ss} po przekroczeniu odkształceń $\varepsilon(\sigma_{max})$, a nawet efekty oscylacji tych naprężeń o cechach rekrystalizacji dynamicznej cyklicznej. Obserwuje się również zmiany temperatury badanych próbek plastometrycznych przy wyższych stopniach odkształcenia plastycznego realizowanego metodą skręcania wysokotemperaturowego. Wartości odkształcenia granicznego stali K1 zwiększają się w wyższej temperaturze (1000÷1150°C) od ok. 8 do ok. 15 ze wzrostem prędkości odkształcenia od 0,163s⁻¹ do 15,9s⁻¹. Natomiast dla stali K2 o maksymalnym stężeniu Nb (0,05%) odkształcenie graniczne w analogicznych warunkach próby skręcania nie jest większe niż ok. 6.

Stal G1 o porównywalnej zawartości węgla (ok. 0,16%) z mikrododatkiem 0,037% Nb i 0,0093% N oraz śladami Ti (0,004%) odkształcana w próbie wysokotemperaturowego ściskania do ε =1,2 wykazuje krzywe płynięcia o zróżnicowanych przebiegach zależnych głównie od temperatury austenityzowania oraz temperatury i prędkości odkształcenia (rys. 5.7÷5.9).



Rysunek 5.7. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia w próbie ściskania na przebieg krzywych płynięcia stali G1 austenityzowanej w temperaturze 1250°C

Po austenityzowaniu stali w temperaturze 1250°C i 1200°C i odkształceniu w zakresie temperatury 1100÷1250°C z prędkością $\dot{\varepsilon}$ od 1,0s⁻¹ do 15,9s⁻¹ zarejestrowane krzywe σ - ε charakteryzują się występowaniem mniej lub bardziej wyraźnego maksimum naprężeń płynięcia oraz ograniczonym zakresem naprężeń ustalonych, uwarunkowanych przebiegiem rekrystalizacji dynamicznej.

W niższej temperaturze odkształcenia (900 i 1000°C) proces rekrystalizacji dynamicznej nie ujawnia się (rys. 5.7 a, b i 5.8 a, b). Odkształcenie ($\varepsilon = 1,2$) osiągane w realizowanych próbach ściskania jest bowiem za niskie dla zainicjowania procesu rekrystalizacji dynamicznej w badanej stali. W tych warunkach odkształcenia decydującym procesem usuwającym całkowicie skutki umocnienia zgniotowego jest zdrowienie dynamiczne. Przy wyższej temperaturze odkształcenia

(1100÷1250°C) krzywe σ - ε wykazują nieznaczne zmniejszenie wartości naprężenia płynięcia w funkcji odkształcenia po osiągnięciu σ_{max} wskutek relaksacji naprężenia, wynikającej z procesów aktywowanych cieplnie, w szczególności - rekrystalizacji dynamicznej.



Rysunek 5.8. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia w próbie ściskania na przebieg krzywych płynięcia stali G1 austenityzowanej w temperaturze 1200°C

Stal G1 austenityzowana w temperaturze 1100°C i odkształcana w zakresie temperatury 900÷1000°C z prędkością odkształcenia w zakresie 9,5÷15,9s⁻¹ wykazuje krzywe płynięcia charakterystyczne dla przebiegu rekrystalizacji dynamicznej (rys. 5.9). Analizowane wartości ε_m na krzywych σ - ε zmniejszają się ze wzrostem temperatury i zmniejszeniem prędkości odkształcenia. Zmiany naprężenia płynięcia badanej stali odkształcanej na gorąco zależą

istotnie od temperatury i prędkości odkształcenia, natomiast nie zależą wyraźnie od temperatury austenityzowania w badanym zakresie (1250÷1100°C). Wartości naprężeń maksymalnych stali G1 po austenityzowaniu i odkształceniu w temperaturze 1200°C zwiększają się od 78,8 MPa do 115,6 MPa ze wzrostem prędkości odkształcenia w zakresie 1,0s⁻¹ do 15,9s⁻¹ (rys. 5.8d). Po austenityzowaniu w temperaturze 1200°C i odkształceniu w temperaturze 1100°C przy zachowaniu analogicznej prędkości $\dot{\varepsilon}$ wartości σ_{max} zwiększają się od 108 MPa do 151 MPa (rys. 5.8c).



Rysunek 5.9. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia w próbie ściskania na przebieg krzywych płynięcia stali G1 austenityzowanej w temperaturze 1100°C

Wprowadzenie mikrododatku Nb (0,03%) i Ti (0,11%) do stali ferrytyczno-perlitycznej S9 o podwyższonym stężeniu węgla (0,38%) oraz dodatku chromu (0,56%) i krzemu (0,63%) powoduje, że podczas odkształcenia na gorąco obserwowano wyraźny wzrost naprężenia płynięcia σ_{max} , zmniejszenie wartości odkształceń granicznych ε_{gr} dla badanych warunków próby skręcania (rys. 5.10), w porównaniu do stali mikrostopowych B1, B2 oraz K1, K2 i G1.

Szczególnie wyraźnie efekt ten występuje po odkształceniu stali w niskiej temperaturze (800÷900°C) niezależnie od $\dot{\varepsilon}$. Podczas odkształcenia z prędkością $\dot{\varepsilon}=1,0s^{-1}$ wartości ε_{gr} wynoszą ok. 4 i 5 odpowiednio dla temperatury 800°C i 850°C. Ze wzrostem temperatury odkształcenia w zakresie 900÷1000°C plastyczność badanej stali zwiększa się istotnie. Wielkości ε_{gr} osiągają wartości w zakresie (11÷15) i ok. 23 odpowiednio dla prędkości $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$ i 10,0s⁻¹. Niższe wartości ε_{gr} (ok. 3÷5) przy $\dot{\varepsilon} = 10,0s^{-1}$ występują w szerszym

zakresie temperatury odkształcenia (800÷900°C). Ze wzrostem temperatury odkształcenia od 800°C do 1000°C naprężenia σ_{max} zmniejszają się od ok. 225 MPa do 110 MPa i od ok. 265 MPa do 150 MPa, odpowiednio dla $\dot{\varepsilon}=1,0\text{s}^{-1}$ i 10,0s⁻¹. Obniżenie temperatury i wzrost prędkości odkształcenia powoduje hamowanie procesów aktywowanych cieplnie i występowanie maksimum naprężeń przy większych wartościach odkształcenia ε_m . Przy wzroście $\dot{\varepsilon}$ od 1,0 do 10,0s⁻¹ wartość ε_m zwiększa się od 0,95 do 1,36 w temperaturze odkształcenia 1000°C i analogicznie od 1,90 do 2,31 w 800°C (tablica 5.1).



Rysunek 5.10. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S9 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a) $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 10,0s^{-1}$

	Predkość					Τe	empe	eratur	a od	lkszta	lcenia	ı,°C				
Oznaczenie	odkształcenia		800			850			900			950			1000)
stali	έ, s ⁻¹	σ _{max} MPa	E _m	Egr	σ _{max} MPa	E _m	Egr	σ _{max} MPa	E _m	Egr	σ _{max} MPa	E _m	Egr	σ _{max} MPa	E _m	E _{gr}
50	1,0	225,4	1,90	3,94	183,4	1,77	5,03	147,4	1,64	10,88	129,3	1,36	14,41	111,2	0,95	14,69
59	10,0	264,5	2,31	4,21	225,4	2,17	4,89	201,5	1,90	5,16	180,4	1,63	22,71	151,8	1,36	22,71

Tablica 5.1. Charakterystyczne wielkości σ i ε wyznaczone z krzywych płynięcia stali
ferrytyczno - perlitycznej S9 austenityzowanej w temperaturze 1200°C

Krzywe płynięcia austenitu stali perlitycznych (S0÷S8) z mikrododatkami V, N, B i Ti, jak również z dodatkami stopowymi Si w zakresie 0,48÷0,58% oraz Cr (0,79÷0,91%) wyznaczone po austenityzacji w 1200°C metodą skręcania w zakresie temperatury 800÷1000°C przy prędkości odkształcenia $1,0s^{-1}$ i $10s^{-1}$ wykazują przebieg σ - ϵ charakterystyczny dla procesu rekrystalizacji dynamicznej z pojedynczym, najczęściej rozmytym maksimum (σ_{max}) (rys. 5.11÷5.19). Występujące różnice w przebiegu krzywych płynięcia zależą przede wszystkim od składu chemicznego stali i warunków próby skręcania na gorąco.

Austenit stali perlitycznej S0 (badanej w celach porównawczych) odkształcany plastycznie na gorąco charakteryzuje się typowym wzrostem naprężenia płynięcia do wartości σ_{max} w początkowej fazie odkształcenia ($\varepsilon < 1,6$) oraz jego zmniejszeniem do wartości σ_{ss} w zakresie stanu płynięcia ustalonego (rys. 5.11). Zmiany naprężenia płynięcia w zakresie stanu ustalonego są nieznaczne przy mniejszej prędkości odkształcenia i wyraźne przy większej.



Rysunek 5.11. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S0 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a) $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 10,0s^{-1}$

Maksymalne umocnienie austenitu stali S0 występuje podczas odkształcenia w temperaturze 800°C z $\dot{\varepsilon} = 10,0s^{-1}$. Obniżenie temperatury odkształcenia od 1000°C do 800°C wpływa na wzrost wartości maksymalnego naprężenia od ok. 75 MPa do ok. 190 MPa przy $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$ i od ok. 122 MPa do 265 MPa przy $\dot{\varepsilon} = 10,0s^{-1}$. Stwierdzono, że ze wzrostem temperatury odkształcenia przyrost wartości naprężeń maksymalnych zmniejsza się. Obniżenie temperatury i zwiększenie prędkości odkształcenia powoduje, że zainicjowanie procesu rekrystalizacji dynamicznej w badanej stali wymaga większych wartości odkształcenia z zakresu $\varepsilon_c = 0,8\div0,9 \varepsilon_m$ (tablica 5.2). Naprężenie σ_{max} na krzywych płynięcia stali S0 wyznaczonych podczas próby skręcania w temperaturze 1000°C występuje dla wartości $\varepsilon_m = 1,09$

i 1,22 odpowiednio dla $\dot{\varepsilon}=1,0s^{-1}$ i $10s^{-1}$, natomiast przy temperaturze odkształcenia 800°C analogicznie dla wartości $\varepsilon_m=1,49$ i 1,70 (tablica 5.2).

Stal perlityczna S2 z mikrododatkiem wanadu (0,09%) wykazuje na ogół w badanych warunkach odkształcenia wyższe wartości naprężeń uplastyczniających w porównaniu ze stalą odniesienia S0 (rys. 5.12 i tablica 5.2). Krzywe płynięcia uzyskane w temperaturze skręcania 800°C przy prędkości odkształcenia $1,0s^{-1}$ i $10,0s^{-1}$ wykazują wartości naprężenia σ_{max} odpowiednio ok. 200 MPa i 250 MPa. Zwiększenie temperatury odkształcenia do 1000°C powoduje obniżenie tych wartości do ok. 100 MPa i 145 MPa dla analogicznych wartości $\dot{\varepsilon}$.



Rysunek 5.12. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S2 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a) $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 10,0s^{-1}$

Zapoczątkowanie procesu rekrystalizacji dynamicznej austenitu badanej stali wymaga również znacznie większego odkształcenia przy niższej temperaturze skręcania i większej prędkości odkształcenia. Obniżenie temperatury odkształcenia od 1000°C do 800°C powoduje zwiększenie wartości odkształcenia ε_m od 1,09 do 1,77 przy prędkości odkształcenia 1,0s⁻¹ oraz analogicznie od 1,29 do 2,04 dla $\dot{\varepsilon} = 10,0s^{-1}$ (tablica 5.2).

Wprowadzenie do stali perlitycznej S1 mikrododatku wanadu (0,10%) i dodatkowo azotu o stężeniu 0,008% nie powoduje istotnych zmian naprężenia płynięcia w badanych warunkach odkształcenia (rys. 5.13) oprócz wyraźnego zaniżenia plastyczności stali skręcanej w zakresie temperatury (800÷850°C) niezależnie od prędkości odkształcenia. Wartości ε_{gr} dla stali S1 są mniejsze o ok. 50% w porównaniu ze stalą S0. Szczególnie wyraźnie występuje to w badanym zakresie temperatury odkształcenia, dla wyższej prędkości odkształcenia (tablica 5.1).

Wprowadzone do stali perlitycznej S3 mikrododatki wanadu (0,09%) i boru (0,008%) powodują nieznaczne podwyższenie wartości σ_{max} i wyraźne zaniżenie plastyczności w badanym zakresie temperatury i prędkości odkształcenia w porównaniu ze stalą S1 (rys. 5.14 i tablica 5.2). Niska plastyczność tej stali występuje szczególnie wyraźnie dla temperatury odkształcenia (800÷850°C). Wartość ε_{gr} badanej stali zmniejsza się od ok. 16 do ok. 5 wraz z obniżaniem temperatury od 1000°C do 800°C.

Modyfikacja składu chemicznego stali perlitycznej S4 mikrododatkiem wanadu (0,020%), tytanu (0,020%) i azotu (0,015%) spowodowała wyraźny wzrost naprężenia płynięcia i wartości ε_{gr} w badanych warunkach odkształcenia, w porównaniu ze stalą S1 (rys. 5.13 i 5.15 oraz tablica 5.2). Ze wzrostem temperatury odkształcenia od 800°C do 1000°C wartości naprężenia σ_{max} badanej stali maleją od ok. 190 MPa do ok. 90 MPa i od ok. 280 MPa do ok. 130 MPa odpowiednio dla prędkości odkształcenia 1,0s⁻¹ i 10,0s⁻¹. W analizowanym zakresie temperatury odkształcenia, szczególnie przy wyższej prędkości ε_{gr} wynoszą ok. 28 i 38 odpowiednio dla $\varepsilon = 1,0s^{-1}$ i 10,0s⁻¹ (tablica 5.2). Analizowane na podstawie krzywych płynięcia wartości odkształcenia ε_m świadczą o istotnym hamowaniu rekrystalizacji dynamicznej w stali S4. Decydujący wpływ na ten proces oprócz składu chemicznego wywiera temperatura i prędkość odkształcenia. Wraz ze wzrostem ε i obniżaniem temperatury odkształcenia wartość ε_m zwiększa się.



Rysunek 5.13. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S1 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a) $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 10,0s^{-1}$

Jednoczesne wprowadzenie do stali perlitycznej S5 mikrododatków tytanu (0,020%), boru (0,002%) i azotu (0,024%) nie spowodowało istotnych zmian w typowym przebiegu krzywych płynięcia (rys. 5.16), w porównaniu do stali S4 o podobnym układzie mikrododatków oprócz wanadu. W stali S5 stwierdzono średnio nieznacznie niższe naprężenia płynięcia w badanym zakresie temperatury i prędkości odkształcenia i wyższe wartości ε_{gr} w porównaniu ze stalą S4. Analizowane wartości ε_{gr} są również zdecydowanie wyższe w całym zakresie eksperymentu w porównaniu ze stalą S3 z binarnym oddziaływaniem mikrododatku boru z wanadem.



Rysunek 5.14. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S3 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a) $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 10,0s^{-1}$



Rysunek 5.15. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S4 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a) $\dot{\varepsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 10,0 \text{ s}^{-1}$

Stal perlityczna podwyższonej zawartości dodatków stopowych Si i Cr do ok. 0,85% (stal S6) jak również stale perlityczne a mikrododatkami, zawierające w składzie chemicznym: Si (0,53%), Cr (0,91%) i mikrododatek V (0,09%) - stal S7, a także Si (0,48%), Cr (0,79%) i mikrododatek Nb (0,02%) - stal S8, poddane plastometrycznej próbie skręcania na gorąco wykazują zróżnicowany przebieg krzywych płynięcia zależny głównie od temperatury i prędkości odkształcenia.



Rysunek 5.16. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S5 austenityzowanej w temperaturze 1200°C; a) $\dot{\varepsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 10,0 \text{ s}^{-1}$

Stal S6 użyto do badań eksperymentalnych wyłącznie dla porównawczej analizy wyników oddziaływania mikrododatków w stalach S7 i S8. Obniżenie temperatury i wzrost prędkości odkształcenia wpływa na zwiększenie wartości naprężeń σ_{max} i ich wystąpienie przy wyższych wartościach odkształcenia ε_m w badanych stalach S6÷S8 (tablica 5.2).

 Tablica 5.2. Zestawienie charakterystycznych wielkości z krzywych σ-ε dla stali mikrostopowych perlitycznych

 odkształconych plastycznie na gorąco metodą skręcania

							Temn	erafura	odksz	rtalcen	Jo C					
Oznaczenie	Prędkość odbezta konia		800			850			900			950			1000	
stali	bunsztartoma É, S ⁻¹	σ_{max} MPa	\mathcal{E}_m	ε_{gr}	σ_{max} MPa	\mathcal{E}_m	ε_{gr}	σ_{max} MPa	\mathcal{E}_m	ε_{gr}	σ_{max} MPa	ε_m	ε_{gr}	σ_{max} MPa	£m	ε_{gr}
GD	1,0	189,4	1,49	14,6	144,3	1,42	20,6	108,3	1,36	27,6	84,2	1,22	30,2	75,1	1,09	40,0
00	10,0	264,6	1,70	27,4	198,4	1,53	31,4	162,3	1,42	36,4	159,2	1,36	34,8	121,7	1,22	47,9
G	1,0	198,4	1,77	14,5	168,3	1,49	18,1	141,3	1,36	14,8	111,3	1,22	18,4	99,2	1,09	28,0
20	10,0	246,5	2,04	9,8	216,5	1,77	20,9	210,4	1,63	25,0	144,3	1,42	25,6	144,3	1,29	29,4
C 1	1,0	159,4	1,77	6,5	138,3	1,49	10,0	120,3	1,36	15,2	109,7	1,09	20,0	73,7	0,95	23,6
10	10,0	216,4	1,90	8,3	192,4	1,63	10,2	174,4	1,56	24,5	135,3	1,49	23,5	126,3	1,22	32,5
C 2	1,0	180,4	2,04	5,9	171,4	1,90	5,0	120,3	1,77	7,0	90,2	1,49	11,9	75,2	1,15	16,3
CC.	10,0	234,5	ı	4,6	216,4	I	5,0	162,3	1,90	13,7	150,4	1,63	18,9	126,2	1,22	16,3
C N	1,0	192,4	2,17	18,4	180,4	1,90	17,4	138,3	1,63	20,9	96,2	1,36	31,9	87,2	1,09	28,3
5 4	10,0	276,5	2,31	29,2	216,4	2,17	31,0	186,3	1,90	25,6	156,3	1,49	32,6	132,3	1,22	38,4
25	1,0	174,4	2,17	14,7	156,3	1,49	18,5	129,3	1,36	16,7	90,2	1,22	38,6	69,1	0,95	45,7
ĉ	10,0	234,5	1,77	28,3	222,5	1,49	37,0	171,4	1,42	33,2	138,3	1,36	34,8	120,2	1,36	41,3
95	1,0	204,4	1,49	11,97	177,4	1,36	12,37	144,3	1,22	13,60	111,2	0,95	20,13	67,2	0,81	22,17
00	10,0	258,5		4,35	240,5	ı	7,07	201,4	1,77	11,01	153,3	1,70	14,01	123,3	1,63	29,92
27	1,0	222,5	2,04	8,02	130,4	1,46	11,69	156,3	1,36	10,47	126,3	1,22	14,00	99,2	1,15	17,14
10	10,0	252,6	ı	4,76	246,5	I	6,12	192,5	1,22	5,84	189,4	1,15	19,04	156,3	0,95	20,51
20	1,0	189,4	2,04	5,44	162,4	1,77	10,74	138,3	1,49	11,97	108,2	1,29	15,50	75,2	1,22	30,74
00	10,0	276,6	ı	5,84	231,5	2,04	7,07	210,5	1,70	29,24	171,4	1,53	25,57	141,3	1,36	28,02

Krzywe σ - ϵ analizowanych stali skręcanych z prędkością odkształcenia $1.0s^{-1}$ i $10.0s^{-1}$ w zakresie temperatury (800÷1000°C) wykazują przebieg typowy dla rekrystalizacji dynamicznej (rys. 5.17÷5,19) z różnym etapem zaniku umocnienia zgniotowego po osiągnięciu naprężenia σ_{max} . Badane stale odkształcane z większą prędkością ε w zakresie temperatury (800÷850°C) charakteryzuja sie niskim poziomem plastyczności wysokotemperaturowej, odpowiadającej wartościom ε_{gr} rzędu 4÷6 (rys. 5.17b, 5.18b, 5.19b). Obniżona plastyczność tych stali związana jest prawdopodobnie z występowaniem zjawiska dynamicznego wydzielania dyspersyjnych faz międzywęzłowych węglików, azotków lub węglikoazotków po granicach ziarn austenitu odkształconego, prowadzacego do kruchości miedzykrystalicznej stali [56, 59]. Przebieg krzywych płyniecia badanych stali odkształcanych w zakresie wyższej temperatury (900÷1000°C) nie zależy od predkości odkształcenia i jest typowy dla procesu rekrystalizacji dynamicznej ze stabilnym etapem ustalonych naprężeń płynięcia σ_{ss} oraz wysokimi wartościami ε_{gr} ok. 30. Rekrystalizacja dynamiczna jest decydującym procesem zarówno kształtowania poziomu naprężeń w zakresie odkształceń $\varepsilon(\sigma_{max}) \div \varepsilon(\sigma_{ss})$, jak również wielkości maksymalnych odkształceń granicznych do zniszczenia materiału w trakcie próby skręcania na goraco.



Rysunek 5.17. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S6 austenityzowanej w temperaturze 1200°C; a) $\dot{\varepsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 10,0 \text{ s}^{-1}$

Analiza przebiegu krzywych σ - ε pozwala na stwierdzenie, że indywidualne oddziaływanie mikrododatku wanadu w stali S7 i niobu w stali S8 prowadzi do większego umocnienia odkształceniowego tych stali w badanym zakresie temperatury skręcania, szczególnie dla stali

S7 przy wyższej prędkości odkształcenia, jak również w przypadku mikrododatku Nb - do zwiększenia odkształcenia granicznego i tym samym do większej plastyczności stali S8 w porównaniu ze stalą odniesienia S6.



Rysunek 5.18. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S7 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a) $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 10,0s^{-1}$



Rysunek 5.19. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na przebieg krzywych płynięcia stali S8 austenityzowanej w temperaturze 1200°C: a) $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, b) $\dot{\varepsilon} = 10,0s^{-1}$

Niezależnie od parametrów próby skręcania najwyższe wartości naprężeń σ_{max} występują na krzywych płynięcia stali S7. Obniżenie temperatury odkształcenia tej stali z 1000°C do 800°C podczas próby skręcania z prędkością 1,0s⁻¹ i 10,0s⁻¹ powoduje zwiększenie σ_{max}

odpowiednio od ok. 100 MPa do ok. 220 MPa i od 156 MPa do 253 MPa. Odkształcenia ε_m odpowiadające tym naprężeniom przyjmują wartości ok. 1,15 i ok. 2,04 dla $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$. Podobną zależność obserwuje się dla stali S8. Odpowiednie przyrosty naprężeń związane z obniżeniem temperatury odkształcenia w zakresie (1000÷800°C) wynoszą od ok. 75 MPa do ok. 190 MPa i od ok. 140 MPa do ok. 277 MPa dla identycznych zmian prędkości odkształcenia (tablica 5.2).

5.2. Wyniki badań kinetyki procesu rekrystalizacji statycznej wybranych stali z mikrododatkami

Badania kinetyki procesu rekrystalizacji statycznej stali mikrostopowych B1 i B2 austenityzowanych w temperaturze 1150°C i odkształconych metodą skręcania w zakresie 900÷1050°C z prędkością odkształcenia 4,4s⁻¹ pozwoliły na wyznaczenie krzywych RTT i określenie istotnych czynników warunkujących przebieg tego procesu. Analizy kinetyczne prowadzono dla wartości odkształcenia $\varepsilon < \varepsilon_{cd}$, a mianowicie $\varepsilon = 0,68$, odpowiadającego równoważnej wartości gniotu w procesie walcowania (z = 44%) oraz czasów wytrzymania izotermicznego w temperaturze odkształcenia do ok. 200s (rys. 5.20 i 5.21).



Rysunek 5.20. Wpływ temperatury odkształcania na kinetykę rekrystalizacji statycznej stali B1 i B2 po próbie skręcania na gorąco z prędkością odkształcenia 4,4 s⁻¹ (T_A = 1150°C, ε = 0,68)



Rysunek 5.21. Zależność udziału rekrystalizacji statycznej od temperatury odkształcenia oraz czasu wytrzymania izotermicznego dla stali B1 i B2 po próbie skręcania na gorąco

Analiza krzywych rekrystalizacji austenitu stali B1 wskazuje, że proces ten przebiega monotonicznie, a krzywe kinetyki mają charakter funkcji wykładniczej. Szybkość procesu wzrasta z temperaturą odkształcenia plastycznego. Wyznaczone krzywe nie wykazują wyraźnego etapu zdrowienia statycznego chociaż dla minimalnych czasów ($\tau < 1$ s) stopień zmiękczenia materiału wynosi ok. 10÷30%. W zależności od temperatury odkształcenia zapoczątkowanie procesu rekrystalizacji zachodzi dla czasów wytrzymania izotermicznego poniżej 1s, natomiast zakończenie procesu obserwuje się po ok. 10÷30s.

Przebieg krzywych kinetyki rekrystalizacji austenitu stali B2 o wyższym stężeniu Nb (0,03%) jest podobny do analizowanych krzywych stali B1 (rys. 5.21) tylko w zakresie temperatury odkształcenia (1000÷1050°C), natomiast różni się w zakresie (900÷950°C). Charakterystyczne krzywe postępu rekrystalizacji w niższej temperaturze przesunięte są wyraźne do dłuższych czasów wytrzymania izotermicznego. Szczególnie wyraźnie zaznacza się to dla temperatury 900°C i 950°C. Proces rekrystalizacji statycznej po odkształceniu w temperaturze 900°C rozpoczyna się po ok. 10s, a w temperaturze 950°C po ok. 2÷3s i jest w pełni zakończony po ok. 100÷200s. W temperaturze 1000°C i 1050°C całkowita rekrystalizacja statyczna austenitu stali B2 zachodzi natomiast w czasie ok. 10s.

Na podstawie uzyskanych wyników badań procesu kinetyki rekrystalizacji statycznej badanych stali wyznaczono krzywe RTT charakteryzujące zależność udziału rekrystalizacji statycznej w funkcji parametrów odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego (rys. 5.21). Analiza krzywych wskazuje na wyraźną zależność hamowania procesu rekrystalizacji od stężenia Nb w stali. Maksymalne spowolnienie procesu rekrystalizacji austenitu stali B2 występuje w temperaturze 900°C. W wyższym zakresie temperatury zmniejszenie szybkości rekrystalizacji jest nieznaczne. Przebieg krzywych kinetycznych austenitu stali B1 i B2 jest zgodny z modelem procesu zdrowienia i rekrystalizacji statycznej po odkształceniu plastycznym w zakresie $\varepsilon < \varepsilon_{cd}$ warunkującym zainicjowanie rekrystalizacji dynamicznej [13, 14, 157, 162].

Proces kinetyki rekrystalizacji statycznej stali K1 z podwyższonym stężeniem Nb (0,04%) badano przy prędkości odkształcenia 3,6s⁻¹ w analogicznych warunkach temperatury austenityzowania i odkształcenia jak dla stali B1 i B2. (rys. 5.22). Przyjęte odkształcenie wstępne odpowiadało wartości większej od krytycznej dla zapoczątkowania rekrystalizacji dynamicznej, praktycznie dla $\varepsilon \approx \varepsilon_m$.



Rysunek 5.22. Krzywe kinetyki rekrystalizacji statycznej dla stali K1 wyznaczone w próbie skręcania na gorąco z prędkością odkształcenia 3,6s⁻¹

Analiza przebiegu krzywych frakcji zrekrystalizowanej w funkcji czasu wytrzymania pozwala na opisanie zjawisk aktywowanych cieplnie zgodnie z modelem uwzględniającym procesy zdrowienia statycznego, rekrystalizacji metadynamicznej i rekrystalizacji statycznej. Na krzywej $X(\tau)$ wyznaczonej dla odkształcenia $\varepsilon_m = 2,04$ i temperatury 850°C można wyróżnić etap zdrowienia i rekrystalizacji statycznej. Natomiast w temperaturze 950°C dla odkształcenia $\varepsilon_m = 1,36$ zanik umocnienia zgniotowego austenitu jest efektem przebiegu rekrystalizacji metadynamicznej i statycznej. Czas inkubacji rekrystalizacji statycznej w temperaturze 1050°C dla odkształcenia $\varepsilon_m = 1,09$ wynosi 0,36s. W tych warunkach odkształcenia rekrystalizacja metadynamiczna jest wyłącznym procesem odpowiedzialnym za zmiękczanie austenitu stali K1.

Krzywe RTT stali K1 (rys. 5.23) wyznaczone na podstawie wyników badań kinetyki rekrystalizacji wskazują na wyraźne zmniejszenie szybkości procesów aktywowanych cieplnie odpowiedzialnych za usunięcie umocnienia zgniotowego austenitu badanej stali z obniżaniem temperatury odkształcenia. W temperaturze 1050°C austenit stali K1 rekrystalizuje natychmiast po zakończeniu odkształcenia ($\tau < 0.3s$), a po ok. 2s następuje kompletna rekrystalizacja. Natomiast w temperaturze 950°C i 850°C rekrystalizacja statyczna rozpoczyna się odpowiednio w czasie <1s i ok. 1,5s i kończy (X=80%) dla analogicznej temperatury po upływie 25s i 200s (rys. 5.23).



Rysunek 5.23. Zależność udziału rekrystalizacji statycznej od temperatury odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego dla stali K1 po próbie skręcania na gorąco

Badania rekrystalizacji statycznej stali mikrostopowych perlitycznych S0, S1 i S7 po wysokotemperaturowym skręcaniu pozwoliły głównie na określenie wpływu składu chemicznego oraz parametrów odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na kinetykę procesów aktywowanych cieplnie zachodzących w austenicie, które determinują jego strukturę i stan umocnienia (rys. 5.24÷5.28). Wpływ temperatury odkształcenia w zakresie (800÷1000°C) analizowano przy prędkości $\dot{\varepsilon} = 1,0$ s⁻¹ dla wartości odkształceń odpowiadających naprężeniom maksymalnym na krzywych płynięcia. Stwierdzono, że krzywe kinetyki rekrystalizacji badanych stali wykazują zróżnicowany przebieg w zależności od składu chemicznego oraz temperatury i stopnia odkształcenia.



Rysunek 5.24. Wpływ temperatury odkształcania na kinetykę rekrystalizacji statycznej stali perlitycznej S0 po skręcaniu na gorąco

W przypadku stali S0 przebieg krzywych kinetycznych odpowiada procesom rekrystalizacji statycznej poprzedzonej rekrystalizacją dynamiczną podczas odkształcenia na gorąco. Wyznaczone krzywe kinetyki rekrystalizacji nie ujawniają etapu zdrowienia statycznego. W niższym zakresie temperatury odkształcenia i wytrzymania izotermicznego proces rekrystalizacji statycznej wymaga dłuższego czasu zarówno do rozpoczęcia jak i zakończenia

procesu. Rekrystalizacja statyczna rozpoczyna się w badanym zakresie temperatury odkształcenia w czasie 2÷4s przy zaawansowaniu procesu na poziomie X \approx 10÷20%. Zapoczątkowanie rekrystalizacji przy częściowym usunięciu skutków umocnienia zgniotowego wskazuje, że proces zdrowienia statycznego zachodzi w bardzo krótkich czasach ($\tau < 1s$).



Rysunek 5.25. Wpływ temperatury odkształcania na kinetykę rekrystalizacji statycznej i metadynamicznej stali perlitycznej SI po skręcaniu na gorąco

Dla stali mikrostopowych perlitycznych S1 i S7 na krzywych kinetyki rekrystalizacji $X(\tau)$ występują odcinki o różnym nachyleniu oraz charakterystyczne przegięcia i odcinki płaskie tzw. plateau, przy których stopień rekrystalizacji nie zmienia się (rys. 5.25 i 5.27). Analizowane krzywe kinetyki rekrystalizacji statycznej badanych stali są przesunięte do dłuższych czasów w porównaniu z krzywymi $X(\tau)$ stali S0 (rys. 5.24 i 5.25). Przebieg krzywych kinetycznych dla stali S1 wskazuje, że usunięcie efektu umocnienia zgniotowego po odkształceniu na gorąco zachodzi w wyniku zdrowienia statycznego i rekrystalizacji statycznej. Występowanie poszczególnych procesów aktywowanych cieplnie zależy przede wszystkim od temperatury i stopnia odkształcenia. W przypadku próby skręcania przy temperaturze 800°C na krzywej kinetyki rekrystalizacji można wyróżnić etapy zdrowienia statycznego i rekrystalizacji statycznej, które występują po wyraźnie zaznaczonym okresie inkubacji (rys. 5.25). Dla wyższej temperatury odkształcenia (900÷1000°C) krzywe X(τ) charakteryzują się przebiegiem monotonicznym rosnącym, odpowiadającym rekrystalizacji statycznej. Udział rekrystalizacji statycznej w całkowitym usunięciu umocnienia zgniotowego zmniejsza się ze wzrostem temperatury odkształcenia. Na krzywych kinetycznych nie występuje etap procesu zdrowienia statycznego, niemniej rekrystalizacja statyczna rozpoczyna się przy większym udziale zaawansowania procesu, oszacowanego analitycznie na ok. X = $20\div40\%$. Należy sądzić, że proces zdrowienia statycznego rozpoczyna się w tym zakresie temperatury odkształcenia, w czasach krótszych niż 2s (rys. 5.25). W porównaniu ze stalą S1 modyfikowaną mikrododatkiem wanadu i azotu proces rekrystalizacji statycznej stali odniesienia S0 w badanym zakresie parametrów odkształcenia przebiega w krótszym czasie.



Rysunek 5.26. Zależność stopnia rekrystalizacji statycznej od temperatury odkształcania i czasu wytrzymania izotermicznego dla stali S0 i S1 po skręcaniu na gorąco

Na podstawie uzyskanych wyników dla stali S0 i S1 wyznaczono również krzywe RTT (rys. 5.26) i stwierdzono, że stal perlityczna S0 odkształcana na gorąco w zakresie temperatury (800÷1000°C) rekrystalizuje statycznie bezpośrednio po odkształceniu w krótszym czasie. Czas rozpoczęcia i zakończenia procesu rekrystalizacji statycznej stali S0 wynosi ok. 9s i 40s, przy temperaturze 800°C oraz ok. 1s i 10s przy temperaturze 1000°C. Proces rekrystalizacji

statycznej stali S1 po odkształceniu na gorąco przebiega natomiast w dłuższym czasie. Maksymalne opóźnienie rekrystalizacji występuje w zakresie temperatury odkształcenia (800÷900°C), natomiast w wyższym zakresie temperatury (950÷1000°C) rekrystalizacja stali S1 zachodzi w czasie porównywalnym do przebiegu tego procesu w stali S0. Proces rekrystalizacji statycznej stali S1 po odkształceniu w temperaturze 800°C rozpoczyna się po ok. 700s (X = 30%) i kończy się po ok. 2000s (X = 50%). Natomiast przy temperaturze 1000°C początek rekrystalizacji występuje po ok. 4s (X = 50%), a zakończenie po ok. 20s (X = 90%).



Rysunek 5.27. Wpływ temperatury odkształcenia na kinetykę rekrystalizacji statycznej i metadynamicznej stali S7 po skręcaniu na gorąco

W przypadku stali S7 charakter krzywych $X(\tau)$ wskazuje, że usunięcie umocnienia zgniotowego po próbie skręcania na gorąco jest wynikiem zdrowienia statycznego i rekrystalizacji statycznej (rys. 5.27). Występowanie poszczególnych procesów aktywowanych cieplnie warunkują parametry odkształcenia plastycznego, głównie temperatura odkształcenia. Po wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 800°C i 850°C na krzywych kinetyki można wyróżnić etapy zdrowienia statycznego i rekrystalizacji statycznej poprzedzonej wyraźnie zaznaczonym okresem inkubacji. W wyższym zakresie temperatury (900÷1000°C) krzywe kinetyki X(τ) charakteryzuje przebieg wykładniczy odpowiadający

procesowi rekrystalizacji statycznej. Również w tym zakresie temperatury nie ujawniono na krzywych kinetycznych odcinków odpowiadających procesowi zdrowienia statycznego, podczas gdy rekrystalizacja statyczna rozpoczyna się przy zaawansowanym procesie relaksacyjnym na poziomie ok. $20\div30\%$. Należy zatem sądzić, że proces zdrowienia w wyższym zakresie temperatury zachodzi w krótszym czasie. Udział poszczególnych procesów aktywowanych cieplnie w usuwaniu skutków umocnienia zgniotowego stali S7 zależy zatem od parametrów wysokotemperaturowego skręcania, a w szczególności od temperatury odkształcenia, podobnie jak w przypadku stali S1. W temperaturze wytrzymania izotermicznego 800°C i 850°C zdrowienie statyczne przebiega w czasie ok. 10s, a zanik umocnienia w wyniku tego procesu wynosi odpowiednio 30% i 50%. Przy wytrzymaniu izotermicznym w temperaturze 900°C i 950°C czas przebiegu procesu rekrystalizacji statycznej odpowiadający udziałom X = 80% i 95% wynosi ok. 100s. Natomiast w temperaturze 1000°C czas do pełnej rekrystalizacji statycznej skraca się do ok. 10s. Stal S7 wymaga dłuższego czasu dla przebiegu procesu rekrystalizacji statycznej w porównaniu ze stalą odniesienia S0 szczególnie w zakresie temperatury (800÷850°C) (rys. 5.28).



Rysunek 5.28. Zależność stopnia rekrystalizacji statycznej od temperatury odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego dla stali S0 i S7 po skręcaniu na gorąco

Pełny przebieg rekrystalizacji statycznej stali S7 w zakresie temperatury ($800 \div 900^{\circ}$ C) wymaga czasu wytrzymania ok ($8 \div 13^{\circ}$). W wyższej temperaturze proces ten zachodzi w czasie porównywalnym do przebiegu rekrystalizacji statycznej stali S0. Wytrzymanie izotermiczne w temperaturze 800°C pozwala na uzyskanie granicznych stopni rekrystalizacji (X = 10 i 60%) po upływie odpowiednio 1s i 700s. W temperaturze wytrzymania 1000°C po upływie 1s i 20s stopień rekrystalizacji X wynosi odpowiednio 30% i 100%.

Krzywe kinetyki rekrystalizacji statycznej stali G1 badane w próbach ściskania na gorąco metodą relaksacji naprężeń charakteryzują się zróżnicowanymi przebiegami, zależnymi przede wszystkim od parametrów odkształcenia plastycznego (rys. 5.29÷5.34). Dla odkształceń w zakresie ε (0,14÷0,27) wytrzymanie izotermiczne po austenityzacji i odkształceniu w tej samej temperaturze 1200°C prowadzi do usunięcia skutków umocnienia zgniotowego stali G1 poprzez procesy zdrowienia statycznego i rekrystalizacji statycznej (rys. 5.29).



Rysunek 5.29. Wpływ stopnia odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na krzywe relaksacji (a) i stopień zmiękczenia (b) stali G1 po próbie ściskania na gorąco $(T_A = T_{def} = 1200^{\circ}\text{C}, \ \dot{\epsilon} = 1,0s^{-1})$

Natomiast dla odkształcenia większego od wymaganego dla zainicjowania procesu rekrystalizacji dynamicznej ($\varepsilon > \varepsilon_{cd}$) usunięcie umocnienia jest wynikiem procesu zdrowienia i rekrystalizacji statycznej oraz rekrystalizacji metadynamicznej. Przy temperaturze odkształcenia 1100°C dla $\varepsilon = 0,2$ mniejszego od ε_{cd} , proces zmiękczania materiału jest wynikiem zdrowienia i rekrystalizacji statycznej, natomiast przy odkształceniu $\varepsilon = 0,3$ odpowiadającym wartości ε_{cd} - relaksacja naprężeń zachodzi na skutek rekrystalizacji statycznej (rys. 5.30). Podczas relaksacji naprężeń po odkształceniu w zakresie temperatury

(800÷1000°C) ujawniono występowanie procesów zdrowienia i rekrystalizacji statycznej, których udział zmienia się w zależności od temperatury i stopnia odkształcenia (rys. 5.30, 5.31).



Rysunek 5.30. Wpływ stopnia odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na krzywe relaksacji (a) i stopień zmiękczenia (b) stali G1 po próbie ściskania na gorąco $(T_A = 1200^{\circ}C, T_{def} = 1100^{\circ}C, \dot{\epsilon} = 1,0s^{-1})$



Rysunek 5.31. Wpływ stopnia odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na krzywe relaksacji (a) i stopień zmiękczenia (b) stali G1 po próbie ściskania na gorąco $(T_A = 1200^{\circ}\text{C}, T_{def} = 1000^{\circ}\text{C}, \dot{\varepsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1})$

Ponadto na krzywych relaksacji zarejestrowanych przy temperaturze odkształcenia 900°C i 800°C dla ε = 0,6 ujawniono prawdopodobnie oprócz przebiegu zdrowienia i rekrystalizacji statycznej etap rekrystalizacji metadynamicznej (rys. 5.32, 5.33). Analiza krzywych RTT (rys. 5.34) dla stali G1 pozwala stwierdzić, że procesy aktywowane

cieplnie w badanych warunkach próby ściskania przebiegają w stosunkowo krótkim czasie.



Rysunek 5.32. Wpływ stopnia odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na krzywe relaksacji (a) i stopień zmiękczenia (b) stali G1 po próbie ściskania na gorąco $(T_A = 1200^{\circ}C, T_{def} = 900^{\circ}C, \dot{\epsilon} = 1,0s^{-1})$



Rysunek 5.33. Wpływ prędkości odkształcenia i czasu wytrzymania izotermicznego na krzywe relaksacji (a) i stopień zmiękczenia (b) stali G1 po próbie ściskania na gorąco $(T_A = 1200^{\circ}C, T_{def} = 800^{\circ}C, \varepsilon = 0,4)$



Rysunek 5.34. Krzywe RTT dla stali G1 po próbie ściskania na gorąco wyznaczone na podstawie metody relaksacji naprężeń

Po odkształceniu plastycznym i wytrzymaniu izotermicznym w zakresie temperatury (1100÷1200°C) czas procesu relaksacji naprężeń wynosi ok. 2s. Natomiast dla temperatury 800°C i 1000°C czas ten wynosi odpowiednio ok. 10s i 15s. Hamowanie procesu rekrystalizacji statycznej badanej stali jest najbardziej intensywne w temperaturze 1000°C po odkształceniu $\varepsilon = 0,2$.

5.3. Wyniki analizy termodynamicznej i kinetycznej procesu wydzielania w badanych stalach

Analiza termodynamiczna stanu równowagi fazowej składników strukturalnych w zakresie austenitu stabilnego badanych stali mikrostopowych (B2 i G1) dotyczyła głównie obliczeń analitycznych składu chemicznego austenitu oraz zawartości i składu chemicznego potencjalnych faz międzywęzłowych typu węglików, azotków lub złożonych węglikoazotków wprowadzonych do stali mikrododatków stopowych w funkcji temperatury grzania lub chłodzenia. Obliczenia przeprowadzono na bazie modelu termodynamicznego Hillert'a i Staffanssona, rozwiniętego przez Adriana [7, 207] dla analizy złożonych faz międzywęzłowych.

Mikrododatki Nb, V i Ti wprowadzone do badanych stali tworza głównie wegliki, azotki i weglikoazotki proste lub złożone, krystalizujące najczęściej w sieci regularnej typu NaCl, które wykazują całkowitą wzajemną rozpuszczalność. Fazy te zarodkują zarówno heterogenicznie na istniejących już wydzieleniach powstałych w wysokiej temperaturze, jak TiN i TiC lub też w sposób niezależny - homogeniczny. W przeprowadzonej analizie termodynamicznej uwzględniono również oddziaływanie dodatku Al - typowego odtleniacza wprowadzonego do stali mikrostopowych typu HSLA ze względu na korzystny wpływ na rozdrobnienie ziarna austenitu. Wiadomo, że Al ma duże powinowactwo chemiczne do azotu i tworzy AlN, który jednak nie rozpuszcza się w węglikoazotkach ponieważ charakteryzuje się odmienną, heksagonalną budową krystalograficzną. Rozpuszczalność poszczególnych faz w austenicie stali mikrostopowych określona jest zależnością logarytmiczną iloczynu rozpuszczalności w funkcji temperatury procesu (zależność 3.26, rozdz. 2.3). Obliczone temperatury rozpuszczalności analizowanych faz utworzonych w badanych stalach mikrostopowych B2 i G1 zestawiono w tablicy 5.3. Biorąc pod uwagę temperaturowe kryterium iloczynów rozpuszczalności analizowanych faz, które potencjalnie mogą utworzyć się w badanych stalach B2 i G1 (rys. 2.32, rozdz. 2.2) można stwierdzić, że w stali B2 wydzielają się fazy typu NbN, NbC, VN i AlN o relatywnie wyższej rozpuszczalności i maksymalnej temperaturze rozpuszczania ok. 1178°C, w porównaniu do fazy o najmniejszej rozpuszczalności (TiN) i maksymalnej temperaturze rozpuszczania ok. 1340°C, która występuje w stali mikrostopowej G1. W stali tej występują również identyczne wydzielenia o wyższej i najwyższej rozpuszczalności (VC), jak w stali B2. Wyznaczone temperatury rozpuszczania analizowanych wydzieleń w warunkach równowagi termodynamicznej pozwoliły na pełną weryfikację, w skali laboratoryjnej, przyjętej temperatury austenityzowania badanych stali mikrostopowych. Austenityzowanie stali B2 w temperaturze 1200°C zapewnia całkowite rozpuszczenie potencjalnych wydzieleń w roztworze γ. Przyjęcie temperatury austenityzowania na poziomie 1150°C skutkuje natomiast niepełnym procesem rozpuszczania faz, zwłaszcza NbN wytwarzając inny stan poczatkowej równowagi fazowej austenitu, zarówno dla procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, jak i procesów wydzielania oraz rekrystalizacji dynamicznej i statycznej. Można przypuszczać, że nierozpuszczona frakcja NbN wpływa jednak korzystnie na rozdrobnienie ziarna austenitu w stali B2 przy temperaturze austenityzowania 1150°C. Austenityzowanie stali mikrostopowej G1 w temperaturze 1200°C prowadzi natomiast do niecałkowitego rozpuszczenia, zarówno NbN, jak i TiC oraz TiN. Podwyższenie temperatury austenityzacji do 1250°C powoduje wprawdzie całkowitą rozpuszczalność w roztworze γ faz międzywęzłowych utworzonych przez mikrododatek Nb i V oraz Al, natomiast nie zapewnia rozpuszczalności potencjalnych wydzieleń typu TiC i TiN, które mogą w tej temperaturze austenityzowania oddziaływać podobnie na wielkość ziarna austenitu jak azotek niobu w stali B2 przy temperaturze austenityzowania 1200°C.

Ln.	Rodzai fazy	Stałe równania lg[M]·[X]=B-AT _r		Temperatura rozpuszczalności faz, °C				
p.	Rouzuj iuzy	А	В	Stal B2	Stal G1			
1.	TiN	15490	5,19	—	1341			
2.	TiC	10745	5,33	—	1261			
3.	NbN	10800	3,7	1178	1240			
4.	NbC	7900	3,3	1133	1156			
5.	VN	7840	3,02	810	741			
6.	VC	9500	6,72	725	657			
7.	AlN	7400	1,95	1060	969			

 Tablica 5.3. Zestawienie temperatury rozpuszczalności poszczególnych faz międzywęzłowych dla stali mikrostopowych B2 i G1

W związku ze wzajemną rozpuszczalnością faz międzywęzłowych, w stali B2 zawierającej mikrododatki Nb i V, w warunkach równowagi termodynamicznej może również utworzyć się złożony węglikoazotek Nb_xV_{1-x}C_yN_{1-y}. Natomiast w stali G1 z mikrododatkiem Nb, Ti i V - złożony węglikoazotek Ti_xNb_vV_{1-x-v}C_yN_{1-y} (tablica 5.4). Wyniki obliczeń składu chemicznego austenitu badanych stali mikrostopowych, a mianowicie określenie zależności temperaturowej zawartości pierwiastków metalicznych [M] = f(T) oraz niemetalicznych [N] = f(T), jak również wyznaczenie składu chemicznego złożonych faz węglikoazotków typu Nb_xV_{1-x}C_yN_{1-y} oraz Ti_xNb_vV_{1-x-v}C_yN_{1-y} w postaci graficznej y = f(T) wraz z określonym udziałem objętościowym analizowanych faz V_v = f(T) przedstawiono, w oparciu o model termodynamiczny, na wykresach (rys. 5.35 i 5.36).

Analiza warunków równowagi termodynamicznej pozwala na stwierdzenie, że w stali mikrostopowej B2 podczas obniżania temperatury od 1204°C wydziela się z roztworu γ złożony węglikoazotek Nb_{0,98}V_{0,02}C_{0,48}N_{0,52} (rys. 5.35), którego udział objętościowy V_v(T) wzrasta z obniżeniem temperatury do ok. 0,07% at. przy temperaturze 850°C. Z obniżeniem temperatury w zakresie (1200÷850°C) stężenie V w analizowanym węglikoazotku wzrasta od

0,01% at. do 0,06% at. Natomiast stężenie węgla w zakresie temperatury (1200÷1030°C) maleje od ok. 0,48% at. do 0,45% at., a stężenie azotu rośnie o ok. 0,02% at. W temperaturze 1030°C zaczyna tworzyć się AlN co wpływa na obniżenie stężenia azotu i zwiększenie stężenia węgla w fazie węglikoazotka. Udział objętościowy AlN zwiększa się z obniżeniem temperatury i wynosi 0,052% at. w temperaturze 850°C. Obliczone składy stechiometryczne w warunkach równowagi termodynamicznej dla analizowanego węglikoazotka, w funkcji temperatury zestawiono szczegółowo w tablicy 5.4.

Temperatura rozpuszczania złożonego węglikoazotka Ti_{0,58}Nb_{0,42}C_{0,04}N_{0,96} w stali mikrostopowej G1, w termodynamicznych warunkach równowagi fazowej wynosi 1330°C. Jest ona zdecydowanie wyższa od przyjętej dla tej stali temperatury austenityzacji 1250°C. Analiza termodynamiczna procesu wydzielania badanego węglikoazotka pozwala na stwierdzenie, że jego udział objętościowy w austenicie $V_v = f(T)$ zwiększa się do ok. 0,1% at. z obniżeniem temperatury do 850°C (rys. 5.36). Obniżenie temperatury w zakresie (1330÷1100°C) powoduje relatywne zmniejszenie stężenia Ti oraz zwiększenie stężenia Nb i V. Analizując zawartość pierwiastków międzywęzłowych w analizowanym węglikoazotku, stwierdzono, że węgiel osiąga maksymalną wartość stężenia 0,23% at. w temperaturze 1100°C i przy obniżaniu temperatury do 850°C jego udział maleje do ok. 0,18% at.

Ln	Temp ⁰ C	Rodzaj utworzonych węglikoazotków				
Lp.	remp. c	Stal B2	Stal G1			
1.	850	$Nb_{0,94}V_{0,06}C_{0,65}N_{0,35}$	$Ti_{0,18}Nb_{0,8}V_{0,02}C_{0,18}N_{0,82}$			
2.	900	$Nb_{0,95}V_{0,05}C_{0,58}N_{0,42}$	$Ti_{0,175}Nb_{0,8}V_{0,015}C_{0,18}N_{0,92}$			
3.	950	$Nb_{0,965}V_{0,045}C_{0,50}N_{0,50}$	$Ti_{0,175}Nb_{0,81}V_{0,014}C_{0,19}N_{0,81}$			
4.	1000	$Nb_{0,96}V_{0,04}C_{0,45}N_{0,55}$	$Ti_{0,18}Nb_{0,81}V_{0,001}C_{0,21}N_{0,79}$			
5.	1050	$Nb_{0,965}V_{0,035}C_{0,46}N_{0,54}$	$Ti_{0,20}Nb_{0,80}C_{0,22}N_{0,78}$			
6.	1100	$Nb_{0,97}V_{0,03}C_{0,47}N_{0,53}$	$Ti_{0,21}Nb_{0,79}C_{0,23}N_{0,77}$			
7.	1150	$Nb_{0,975}V_{0,025}C_{0,475}N_{0,525}$	$Ti_{0,24}Nb_{0,76}C_{0,22}N_{0,78}$			
8.	1200	$Nb_{0,98}V_{0,02}C_{0,48}N_{0,52}$	$Ti_{0,31}Nb_{0,69}C_{0,19}N_{0,81}$			
9.	1250	-	$Ti_{0,42}Nb_{0,56}C_{0,14}N_{0,86}$			
10.	1300	-	$Ti_{0,58}Nb_{0,42}C_{0,04}N_{0,96}$			

Tablica 5.4. Wyznaczone składy stechiometryczne złożonych węglikoazotków utworzonych w badanych stalach mikrostopowych w warunkach równowagi termodynamicznej
Natomiast ze wzrostem temperatury (do temperatury rozpuszczania) obserwuje się podobną tendencję. Stężenie węgla zmniejsza się i w temperaturze 1300°C wynosi ok. 0,04% at. Obserwowane zmiany stężenia azotu w badanym zakresie temperatury są odwrotne do zmian stężenia węgla. W temperaturze austenityzowania 1200°C stężenie równowagowe Nb i Ti w roztworze γ stali G1 wynosi odpowiednio 0,022% at. i 0,00005% at. Dalsze obniżenie temperatury do 850°C nie powoduje już istotnych zmian w składzie chemicznym y = f(T) badanego węglikoazotka.



Rysunek 5.35. Wyniki obliczeń składu chemicznego: a) węglikoazotka $Nb_xV_{1-x}C_yN_{1-y}$, y = f(T), b) udziału objętościowego węglikoazotka (Nb,V)(C,N) i AlN, $V_V = f(T)$, c, d) pierwiastków rozpuszczonych w austenicie; [M] = f(T) i [N] = f(T), stal B2

Wyniki badań eksperymentalnych kinetyki wydzielania potencjalnych faz międzywęzłowych w stalach konstrukcyjnych mikrostopowych (B2 i G1) podczas

wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, jak również w czasie wytrzymania izotermicznego między kolejnymi cyklami odkształcenia, prowadzone przy użyciu plastometru skrętnego i symulatora termomechanicznego Gleeble, przedstawiono odpowiednio na wykresach (rys. 5.37÷5.39) i (rys. 5.40÷5.44). W badaniach kinetycznych procesu wydzielania dynamicznego podczas odkształcenia plastycznego stali mikrostopowej B2 o stężeniu 0,16% C i 0,03% Nb w zakresie temperatury i prędkości odkształcenia odpowiednio 850÷1050°C i 0,15÷18,5s⁻¹ wykorzystano metodykę analizy wartości odkształcenia ε_m w funkcji lnż (rys. 5.37), opisaną w pracy [171], która pozwala na wyznaczenie wartości odkształcenia ε_m^s i ε_m^f oraz prędkości $\dot{\varepsilon}_s$ i $\dot{\varepsilon}_f$, niezbędnych do obliczenia czasu rozpoczęcia (t_{sdyn}) i zakończenia (t_{fdyn}) procesu wydzielania dynamicznego (rys. 5.38).



Rysunek 5.36. Wyniki obliczeń składu chemicznego: a) węglikoazotka $Ti_xNb_vV_{1-x-v}C_yN_{1-y}$, y = f(T), b) udziału objętościowego węglikoazotka (Ti,Nb,V)(CN) i AlN, $V_V = f(T)$, c, d) pierwiastków rozpuszczonych w austenicie; [M] = f(T) i [N] = f(T), stal G1

Analiza czasu rozpoczęcia i zakończenia wydzielania w badanym zakresie temperatury odkształcenia pozwala na stwierdzenie, że proces wydzielania dynamicznego w stali B2 przebiega w relatywnie krótkim czasie (do 0,5s) i wyraźnie wyprzedza proces rekrystalizacji dynamicznej badanej w zakresie temperatury odkształcenia 1000÷1050°C (rys. 5.38). W temperaturze 850÷950°C zakończenie procesu wydzielania odbywa się jednocześnie z rozpoczęciem rekrystalizacji dynamicznej. Z przebiegu krzywych kinetyki rekrystalizacji dynamicznej wynika, że proces ten przebiega w podobnie krótkim czasie (ok. 1s) w niższym zakresie temperatury (850÷900°C) i poniżej 1s w wyższym (950÷1050°C).



Rysunek 5.37. Procedura wyznaczenia pośrednich wartości odksztalcenia ($\varepsilon_m^s, \varepsilon_m^f$) i prędkości ($\dot{\varepsilon}_s$ i $\dot{\varepsilon}_f$) dla ustalenia przebiegu wydzielania dynamicznego w stali mikrostopowej B2 ($T_A=1150^\circ C, T_{def}=900^\circ C$)

Z uwagi na istotne oddziaływanie wydzieleń na wielkość ziarna austenitu metastabilnego, zarówno przed jak i po odkształceniu wysokotemperaturowym oraz na jego umocnienie

wydzieleniowe i przebieg procesów rekrystalizacji statycznej, a w końcowym efekcie - na własności mechaniczne stali mikrostopowych, zbadano kinetykę procesu statycznego wydzielania w stali B2 i G1. W szczególności dla stali B2 określono kinetykę wydzielania statycznego w austenicie nieodkształconym metodą skręcania na gorąco (rys. 5.39) natomiast dla stali G1 - proces wydzielania zbadano zarówno w stanie nieodkształconym jak i po odkształceniu wysokotemperaturowym austenitu, metodą osiowosymetrycznego spęczania próbek (rys. 5.40÷5.44). Krzywe kinetyki wydzielania w austenicie nieodkształconym określano na podstawie pomiaru zmian wartości ε_m , uzyskanych podczas odkształcenia ciągłego przeprowadzonego po różnym czasie wytrzymania izotermicznego.



Rysunek 5.38. Kinetyka dynamicznych procesów wydzielania i rekrystalizacji w stali mikrostopowej B2 odkształcanej w zakresie temperatury $850 \div 1050^{\circ}C$ metodą skręcania $(T_A=1150^{\circ}C, \dot{\varepsilon}=4,4s^{-1})$

Stwierdzono, że zwiększenie czasu wytrzymania przed odkształceniem powoduje wyraźne zmniejszenie wartości ε_m i odpowiadających im naprężeń maksymalnych. Efekt ten jest równoznaczny ze zmniejszeniem stopnia umocnienia zgniotowego austenitu i wynika z rosnącego udziału statycznego wydzielania podczas wytrzymania izotermicznego. Tym samym zmniejsza się potencjał dla dynamicznego wydzielania na etapie umocnienia, co z kolei prowadzi do zmniejszenia stopnia hamowania rekrystalizacji dynamicznej, tłumacząc w ten sposób obserwowane zmiany ε_m dla wartości σ_{max} . Zatem przy braku wydzielania przed odkształceniem uzyskuje się stałą i maksymalną wartość ε_m (rys. 5.39 i 5.40).Jest to związane z maksymalną rozpuszczalnością Nb w austenicie, potencjalnie hamującego proces

zarodkowania rekrystalizacji dynamicznej, obserwowany na etapie wzrostu naprężeń na krzywych płynięcia. Zakończenie procesu wydzielania prowadzi do stabilizacji wartości ε_m na poziomie minimalnym. Stąd koniec pierwszego plateau i początek drugiego na krzywych kinetycznych przyjęto odpowiednio jako czas początku (P_s) i końca (P_f) procesu wydzielania statycznego w badanych stalach mikrostopowych.



Rysunek 5.39. Kinetyka wydzielania statycznego w austenicie nieodkształconym stali mikrostopowej B2 określona na podstawie próby skręcania na gorąco



Rysunek 5.40. Kinetyka wydzielania statycznego w austenicie nieodkształconym stali mikrostopowej G1 określona na podstawie próby ściskania na gorąco

Proces wydzielania statycznego w stali B2 po austenityzowaniu w temperaturze 1150°C i izotermicznym wytrzymaniu w 900°C rozpoczyna się po ok. 740s, a kończy po upływie ok. 6200s (rys. 5.39). Do momentu rozpoczęcia wydzielania w stali B2 wartości ε_m wynoszą 1,51, a po jego zakończeniu $\varepsilon_m = 1,11$. Podczas procesu wydzielania zależność odkształcenia ε_m od czasu izotermicznego wytrzymania jest funkcją liniową malejącą ($\varepsilon_m = -0,43 \cdot lg\tau + 2,67$), której punkty przecięcia z prostą określają czas początku i końca procesu wydzielania.

W przypadku izotermicznego wytrzymania stali mikrostopowej G1 w temperaturze 1100°C po austenityzacji w temperaturze 1200°C (rys. 5.40) zależność odkształcenia ε_m od czasu opisano podobnie. Pierwszy etap równaniem: $\varepsilon_m = 0,53$ w czasie do 47s, natomiast drugi etap (do ok. 1380s) - funkcją liniową: $\varepsilon_m = -0,1 \text{ lg}\tau + 0,7$. Dla czasu wytrzymania izotermicznego $\tau > 1380$ s, trzeci etap o ustabilizowanej wartości opisano wzorem: $\varepsilon_m = 0,37$. Punkty przegięcia funkcji wyznaczają czas rozpoczęcia (P_s = 47s) i zakończenia (P_f = 1380s) procesu wydzielania statycznego w austenicie nieodkształconym badanej stali mikrostopowej przy temperaturze wytrzymania 1100°C.

Proces wydzielania statycznego w stali mikrostopowej G1 badano również metodą dwustopniowego ściskania po austenityzowaniu w temperaturze 1200°C i wstępnym odkształceniu próbek ($\varepsilon = 0,2$) przed ich izotermicznym wytrzymaniem w temperaturze 1100°C. Wykres zmian ε_m w czasie izotermicznego wytrzymania charakteryzują również trzy etapy (rys. 5.41). W początkowym etapie występuje stała wartość: $\varepsilon_m = 0,42$. Następnie wartość ta zmienia się liniowo, aby dla dłuższego czasu wytrzymania ponownie ustalić się na poziomie odkształcenia $\varepsilon_m = 0,62$. Charakterystyczne punkty przegięcia wykresu wyznaczają w analogiczny sposób czas początku i końca procesu wydzielania statycznego w austenicie odkształcenym. Proces zachodzi w czasie wytrzymania izotermicznego po odkształceniu plastycznym od ok. 13s do ok. 28 minut.

W celach porównawczych wydzielanie statyczne w stali mikrostopowej G1 badano również metodą relaksacji naprężeń po austenityzowania w temperaturze 1200°C i wstępnym ściskaniu próbek w symulatorze termodynamicznym Gleeble, w zakresie temperatury (800÷900°C). Czas rozpoczęcia i zakończenia procesu wydzielania statycznego wyznaczono analitycznie i przedstawiono graficznie na wykresach (rys. 5.42÷5.44). Stwierdzono, że wartość odkształcenia wstępnego ($\varepsilon = 0,2$ i 0,4) ma niewielki wpływ na czas do zapoczątkowania wydzielania (P_s ok. 17s) w temperaturze 900°C. Dla maksymalnej wartości odkształcenia ($\varepsilon = 0,6$) analogiczny

czas jest natomiast dwukrotnie większy. Wydzielanie statyczne przy tej temperaturze kończy się niezależnie od wielkości odkształcenia wstępnego po upływie ok. 3 minut. Wydzielanie w niższej temperaturze odkształcenia (800°C) zaznacza się wyraźnym plateau na krzywej relaksacji naprężeń i przebiega w czasie od P_s ok. 30s do P_f ok. 600s (rys. 5.43).



Rysunek 5.41. Kinetyka wydzielania statycznego w austenicie odkształconym stali mikrostopowej G1 określona na podstawie próby ściskania na gorąco



Rysunek 5.42. Krzywe relaksacji naprężeń w stali mikrostopowej G1 poddanej próbie ściskania na gorąco w temperaturze 900°C; $P_{s,f}$ - czasy początku i końca procesu wydzielania statycznego



Rysunek 5.43. Krzywa relaksacji naprężeń w stali mikrostopowej G1 poddanej próbie ściskania na gorąco w temperaturze 800°C



Rysunek 5.44. Zbiorcze wyniki kinetyki wydzielania statycznego (PTT) dla stali mikrostopowej Gl odkształconej plastycznie metodą ściskania na gorąco: P_{s,f} - czas rozpoczęcia i zakończenia procesu wydzielania statycznego

Z badań wynika, że w przypadku austenitu odkształconego przed wytrzymaniem izotermicznym stali G1, czas do zainicjowania procesu wydzielania statycznego jest wyraźnie krótszy niż odpowiadający mu czas dla austenitu nieodkształconego. Analiza kinetyczna wykazała również, że czas zakończenia procesu wydzielania statycznego w obu przypadkach austenitu nieodkształconego i odkształconego przed wytrzymaniem izotermicznym jest jakościowo porównywalny. Analiza kinetyczna uzyskanych wyników dla badanej stali G1

uwzględniająca stan austenitu przed wytrzymaniem izotermicznym, jak również warunki procesu odkształcenia wysokotemperaturowego pozwoliła na wyznaczenie zbiorczych krzywych PTT (rys. 5.44). Krzywe wydzielania statycznego uzyskane dla austenitu stali G1 w badanych warunkach odkształcenia na gorąco wskazują, że proces wydzielania przebiega najszybciej w temperaturze wytrzymania izotermicznego 900°C. Czas rozpoczęcia i zakończenia procesu wydzielania wynosi odpowiednio 17s i 210s. Czas do zainicjowania wydzielania zarówno w wyższej (1000°C) jak i niższej (800°C) temperaturze jest dłuższy i wynosi odpowiednio 22s i 29s. Zakończenie procesu wydzielania w temperaturze 800°C następuje po ok. 10 minutach.

5.4. Wyniki modelowania i symulacji fizycznej procesu odkształcenia plastycznego i rekrystalizacji badanych stali

Wyniki modelowania matematycznego procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego badanych stali z mikrododatkami pozwoliły na analityczna weryfikację przyjętej do analizy modelowej zależności zaproponowanej przez M.C. Sellarsa [182]. Zależność ta opisuje - możliwie najdokładniej - przebieg krzywych płynięcia uzyskanych eksperymentalnie metoda plastometryczna skręcania, jak i osiowosymetrycznego ściskania w badanych warunkach odkształcenia dla metali i stopów o niskiej EBU, wykazujących podczas odkształcenia plastycznego zjawisko rekrystalizacji dynamicznej. Przyjęta w pracy funkcja opisująca naprężenie uplastyczniające od odkształcenia, prędkości odkształcenia i temperatury, sklasyfikowana w III grupie funkcji typu $\sigma_p = \sigma_p$ ($\epsilon, \dot{\epsilon}, T$) została podana wraz z modelem reologicznym uwzględniającym wpływ procesu rekrystalizacji dynamicznej na naprężenia płynięcia w części studialnej literatury (zależność (3.17) rozdz. 2.3). Ponieważ w licznych przypadkach interpretacja otrzymanych wyników prób plastometrycznych jest utrudniona z różnych względów m.in. nierównomierności odkształceń, prędkości odkształcenia, naprężeń rzeczywistych i temperatury próbki, wywołanych zjawiskami tarcia na styku odkształcany metalkowadło lub wymiany ciepła generowanego w wyniku pracy odkształcenia i odprowadzonego z próbki do uchwytów urządzenia i do otoczenia, itp. - to w procedurze identyfikacji naprężeń uplastyczniających zastosowano w pracy metode analizy odwrotnej. Tym sposobem wyeliminowano wiekszość istotnych zakłóceń i wyznaczono wartości napreżeń uplastyczniających reprezentowanych dla właściwości badanych materiałów niezależnie od rodzaju próby plastometrycznej, kształtu próbki, tarcia czy sposobu wymiany ciepła próbki z otoczeniem. Modelowanie matematyczne prowadzono dla wybranych stali mikrostopowych, a mianowicie: stali o zawartości ok. 0,15% C i różnej zawartości mikrododatku Nb (0,017% - stal B1 i 0,03% - stal B2 oraz 0,037% - stal G1), jak również stali o zawartości 0,38% C, 0,63% Si, 0,56% Cr z binarnym układem mikrododatków Nb (0,030%) i Ti (0,11%) oraz stali o eutektoidalnej zawartości węgla (stal S0) z indywidualnym oddziaływaniem mikrododatku V o stężeniu 0,10% (stal S1) i łącznym oddziaływaniu mikrododatku V (0,09%) ze składnikami stopowymi Si (0,53%) i Cr (0,91%) (stal S7). Dane wejściowe do modelowania obejmowały wpływ temperatury austenityzowania (1150°C, 1200°C i 1250°C) i odkształcenia plastycznego w zakresie (800÷1250°C) oraz prędkości odkształcenia od 0,15÷18,5s⁻¹. Obliczenia numeryczne prowadzono na bazie wyników prób plastometrycznych obejmujących ok. 120 krzywych płynięcia zarejestrowanych w badanych warunkach odkształcenia na gorąco. Stosowana w pracy metoda analizy odwrotnej składa się z trzech podstawowych elementów: eksperymentu, modelu tego eksperymentu określonego modelem zadania bezpośredniego i technik optymalizacyjnych.



Rysunek 5.45. Porównanie krzywych eksperymentalnych i obliczonych metodą elementów skończonych dla stali G1 ściskanej na gorąco z prędkością odkształcenia 1,0s⁻¹: a) krzywe siła-przemieszczenie narzędzia, b) zmiany temperatury próbki, c) krzywe σ-ε, linia ciągła - krzywe skorygowane

Modelem zadania bezpośredniego symulującym eksperyment jest najczęściej rozwiązanie MES. W symulacji eksperymentu (rozwiązaniu bezpośrednim) wykorzystano program komputerowy na bazie MES do ściskania próbek osiowosymetrycznych udostępniony przez IMŻ w Gliwicach. Obliczenia metodą MES stanowiły podstawę rozwiązania odwrotnego, którego celem jest określenie takiego modelu reologicznego materiału, który wprowadzony do modelu zadania bezpośredniego (MES) zapewni wartości sił, które są najbliższe do zmierzonych. Sprowadza się to do poszukiwania minimum, względem parametrów modelu reologicznego czyli wyznaczenia funkcji celu zdefiniowanej równaniem:

$$\Phi = \frac{1}{N_e} \sum_{k=1}^{N_e} \frac{1}{N_p} \sqrt{\sum_{i=1}^{N_p} \left(\frac{F_{mki} - F_{oki}}{F_{mki}}\right)^2}$$
(5.1)

gdzie:

F_{mi}, F_{oi} - zmierzone i obliczone wartości sił,

 $N_{\rm e}$ - liczba analizowanych prób plastometrycznych,

 N_{p} - liczba punktów porównania sił w jednej próbie.



Rysunek. 5.46. Porównanie krzywych eksperymentalnych i obliczonych metodą elementów skończonych dla stali G1 ściskanej na gorąco z prędkością odkształcenia 9,5s⁻¹:
 a) krzywe siła-przemieszczenie narzędzia, b) zmiany temperatury próbki,
 c) krzywe σ-ε, linia ciągła - krzywe skorygowane

Wyniki obliczeń uzyskane na bazie MES w formie danych tabelarycznych zależności naprężenia uplastyczniającego od odkształcenia przedstawiono graficznie dla stali G1 na wykresach (rys. 5.45 i 5.46). Kolejnym etapem modelowania matematycznego było poszukiwanie funkcji, a w zasadzie weryfikacja przyjętej zależności M.C. Sellarsa do dokładnego opisu zmian naprężenia uplastyczniającego w szerokim zakresie stosowanych w próbach plastometrycznych zmiennych zewnętrznych, a mianowicie temperatury i prędkości odkształcenia.



Rysunek 5.47. Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali mikrostopowej B1 odkształcanej na gorąco metodą skręcania w temperaturze: a) 850°C, b) 900°C, c) 1000°C, d) 1050°C

Wyznaczone numerycznie wartości współczynników przyjętego modelu z uwzględnieniem metody odwrotnej dla osiemdziesięciu krzywych płynięcia uzyskano z prób plastometrycznych

skręcania stali mikrostopowych B1, B2, S9, S0, S1 i S7 zestawiono w tablicy 5.5. W tablicy tej zamieszczono również wartości energii aktywacji procesu odkształcenia i finalne wartości funkcji celu Φ , która reprezentuje dokładność rozwiązania odwrotnego.

Zróżnicowanie wielkości ziarna γ w analizowanym zakresie nie wpływają istotnie na wielkość energii aktywacji procesu odkształcenia i wartość funkcji celu. Należy jednak podkreślić, że wprowadzenie do modelu reologicznego wielkości mikrostruktury daje lepszą dokładność symulacji reprezentowaną przez niższą wartość funkcji celu (Φ ok. 0,018) w porównaniu z dokładnością uzyskaną dla równania podstawowego (tablica 5.7). Najlepszą zgodność dopasowania krzywych eksperymentalnych i modelowych stali G1 uzyskano w przypadku austenityzaowania w temperaturze 1250°C i odkształceniu w zakresie (1250÷1100°C) dla prędkości odkształcenia 3,6s⁻¹ i 9,5s⁻¹ (rys. 5.53).

<u> </u>		Reologia - σ_0	Energia		
Oznaczenie stali	V	Vspółczynniki	aktywacji O I/mol	Funkcja celu Ø	
Stuff	A	n _o	αο	Q, 9/1101	
B1	4,1200·10 ¹¹	0,0525	2,2969	278323,4	0,0489
B2	$1,7800 \cdot 10^{13}$	0,1223	0,8931	330559,2	0,0399
S9	$2,2300 \cdot 10^8$	0,0535	36,5915	297570,7	0,0336
S0	1,1400.1011	0,1825	261,0217	270523,2	0,0494
S1	$3,7700 \cdot 10^{10}$	0,0193	21,2038	296973,7	0,0518
S7	3,0900·10 ¹¹	0,0288	488,4803	296991,9	0,0365
Oznaczenie					
Oznaczenie stali	R	eologia - umo	enienie i zdrow	ienie dynamiczn	ie
Oznaczenie stali	R A _{sse}	eologia - umo n _{sse}	cnienie i zdrow	ienie dynamiczn	ne q_2
Oznaczenie stali B1	$\frac{\mathbf{A}_{sse}}{3,19\cdot10^{13}}$	n _{sse} 4,2182	cnienie i zdrow α _{sse} 0,0028	ienie dynamiczn q ₁ 0,1668	
Oznaczenie stali B1 B2		n _{sse} 4,2182 4,3216	asse 0,0028 0,0039	q1 0,1668 0,0024 · 10 ⁻²	$ \begin{array}{c} \mathbf{q_2} \\ 0,0067 \cdot 10^{-2} \\ 0,0075 \cdot 10^{-2} \end{array} $
Oznaczenie stali B1 B2 S9	$\begin{array}{r} \mathbf{A_{sse}} \\ \hline \mathbf{A_{sse}} \\ \hline 3,19 \cdot 10^{13} \\ \hline 6,38 \cdot 10^{19} \\ \hline 2,81 \cdot 10^{13} \end{array}$	n _{sse} 4,2182 4,3216 5,3884	asse 0,0028 0,0039 0,0049	q1 0,1668 0,0024 · 10 ⁻² 0,6791	$ \begin{array}{c} $
Oznaczenie stali B1 B2 S9 S0	$\begin{array}{c} \mathbf{A}_{sse} \\ \hline 3,19 \cdot 10^{13} \\ \hline 6,38 \cdot 10^{19} \\ \hline 2,81 \cdot 10^{13} \\ \hline 9,13 \cdot 10^{12} \end{array}$	nsse 4,2182 4,3216 5,3884 3,9826	α _{sse} 0,0028 0,0039 0,0049 0,0046	q1 0,1668 0,0024·10 ⁻² 0,6791 1,1470	$\begin{array}{c c} \mathbf{q_2} \\ \hline \mathbf{q_2} \\ \hline 0,0067 \cdot 10^{-2} \\ \hline 0,0075 \cdot 10^{-2} \\ \hline 0,0026 \cdot 10^{-2} \\ \hline 0,0011 \cdot 10^{-2} \end{array}$
Oznaczenie stali B1 B2 S9 S0 S1	$\begin{array}{c} \mathbf{A_{sse}} \\ \hline \mathbf{A_{sse}} \\ \hline 3,19 \cdot 10^{13} \\ \hline 6,38 \cdot 10^{19} \\ \hline 2,81 \cdot 10^{13} \\ \hline 9,13 \cdot 10^{12} \\ \hline 1,86 \cdot 10^{11} \end{array}$	nsse 4,2182 4,3216 5,3884 3,9826 2,4098	asse 0,0028 0,0039 0,0049 0,0046 0,0203	q1 0,1668 0,0024·10 ⁻² 0,6791 1,1470 1,2176	$\begin{array}{c c} \mathbf{q_2} \\ \hline \mathbf{q_2} \\ \hline 0,0067 \cdot 10^{-2} \\ \hline 0,0075 \cdot 10^{-2} \\ \hline 0,0026 \cdot 10^{-2} \\ \hline 0,0011 \cdot 10^{-2} \\ \hline 0,0001 \cdot 10^{-2} \end{array}$

 Tablica 5.5. Współczynniki modelu reologicznego wyznaczone metodą analizy odwrotnej dla badanych stali z mikrododatkami

5. Wyniki badań i ich omówienie

c.d. tablicy 5.5.

Oznaczenie	Reologia - umocnienie i zdrowienie dynamiczne										
stan	A _{ss}	n _{ss}	α_{ss}	Cc	Nc	Cx	Nx				
B1		2,4377	0,029	0,000036	0,0244	0,0234	0,279958				
B2	$1,22 \cdot 10^{10}$	2,5560	0,0365	0,0433	0,0079	0,0812	0,1763				
S9	5,99·10 ⁸	3,6426	0,0279	0,0944	0,0378	0,6839	0,0957				
S0	$1,22 \cdot 10^{10}$	2,5560	0,0365	0,0003 · 10 ⁻²	0,01042	0,4195	0,1254				
S1	$1,21 \cdot 10^9$	3,9124	0,0302	0,0018.10-2	0,0427	1,4927	0,0670				
S7	8,93·10 ⁹	0,8781	0,0724	0,0192	0,0010	4,6532	0,0000				



Rysunek 5.48. Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali B2 skręcanej na gorąco z prędkością odkształcenia:a - 0,15 s⁻¹, b - 0,8 s⁻¹, c - 4,4 s⁻¹, d - 185 s⁻¹ ($T_A = 1150^{\circ}$ C, $T_{def} = 900^{\circ}$ C)

Temperatura	Temperatura odkształcenia T _{def} , °C	Prędkość odkształcenia ż, s ⁻¹											
austenityzo-		1,0			3,6			9,5		15,9			
		E _{cd}	£m	E _{ss}	E _{cd}	£ _m	£ _{ss}	E _{cd}	£m	£ _{ss}	E _{cd}	£m	E _{ss}
	1250	0,163	0,204	0,514	0,240	0,300	0,756	0,290	0,363	0,990	-	0,450	-
1250	1100	0,330	0,413	0,913	0,439	0,549	0,950	0,481	0,601	1,010	0,600	0,750	1,500
1250	1000	0,493	0,617	-	0,522	0,653	-	0,547	0,684	-	0,543	0,679	-
	900	0,505	0,631	-	0,550	0,688	-	0,595	0,744	-	-	-	-
	1200	0,207	0,259	0,490	0,271	0,339	0,939	0,324	0,405	-	0,289	0,362	-
1000	1100	0,300	0,375	-	0,395	0,494	-	0,407	0,509	-	0,460	0,575	-
1200	1000	0,489	0,611	-	0,434	0,542	-	0,463	0,579	-	0,518	0,647	-
	900	0,503	0,629	-	0,482	0,603	-	0,456	0,570	-	0,507	0,634	-
1100	1100	-	-	-	0,331	0,414	-	0,335	0,444	-	0,378	0,472	-
	1000	-	-	-	0,407	0,509	-	0,457	0,577	-	0,498	0,622	-
	900	-	-	-	0,496	0,620	-	0,529	0,662	-	0,579	0,724	-

 Tablica 5.6. Warunki prób ściskania na gorąco i wyznaczone analitycznie odkształcenie stosowane w modelowaniu matematycznym stali G1

Na podstawie uzyskanych wyników można stwierdzić, że przyjęty model reologiczny uwzględniający pomierzoną wielkość ziarna austenitu z wyznaczonymi metodą analizy odwrotnej współczynnikami, opisują w sposób zadowalający naprężenie uplastyczniające badanej stali G1 jako realną właściwość materiału niezależną od różnego rodzaju zakłóceń związanych z technologiczną próbą spęczania na gorąco.

Ponieważ wprowadzenie do produkcji nowoopracowanych stali mikrostopowych, jak również nowych wyrobów walcowanych w postaci ceowników oszczędnościowych m. in. typu [240E wymagało modernizacji technologii walcowania w celu uzyskania wymaganych własności mechanicznych i polepszenia jakości wyrobów gotowych, w pracy przeprowadzono badania polegające na symulacji fizycznej w warunkach laboratoryjnych procesu walcowania wstępnego i wykańczającego ceownika [240E stosowanego w Walcowni Dużej byłej Huty Katowice. Wyniki badań w zakresie modelowania i symulacji procesów walcowania na gorąco kształtowników ze stali mikrostopowych uzyskane przez Zespół badawczy Instytutu

Metaloznawstwa i Spawalnictwa Politechniki Śląskiej w Gliwicach we współpracy z Instytutem Metalurgii Żelaza (Gliwice) i Zakładem Plastycznej Przeróbki Metali Instytutu Metalurgii AGH w Krakowie zamieszczono w sprawozdaniach z prac naukowo-badawczych i publikacjach zestawionych w literaturze [84, 87, 109, 111, 115, 116].



Rysunek. 5.49. Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali S9 odkształcanej metodą skręcania w temperaturze 900°C (a, b) i 1000°C (c, d) z prędkością odkształcenia 1,0s⁻¹ (a, c) i 10,0s⁻¹ (d, b), ($T_A = 1200$ °C)

Proces walcowania sekwencyjnego analizowanego kształtownika cechuje się wieloma parametrami, które wymagają regulacji. Zalicza się do nich temperaturę, szybkość zmian temperatury i wielkości odkształcenia w każdym cyklu, a także zmianę prędkości odkształcenia w kolejnych przepustach. Parametry te muszą być również rejestrowane i regulowane podczas przerw między przepustami. Zastosowanie próby skręcania na gorąco do modelowania i symulacji walcowania sekwencyjnego pozwoliło na ustalenie wpływu odkształcenia wielostopniowego na przebieg procesu rekrystalizacji statycznej stali mikrostopowej gatunku S355N o oznaczeniu (K1) oraz optymalizację parametrów jej przeróbki cieplno-plastycznej w zakresie technologii walcowania regulowanego.



Rysunek 5.50. Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali S0 odkształconej metodą skręcania w temperaturze 800°C (a, b) i 1000°C (c, d) z prędkością odkształcenia 1,0s⁻¹ (a, c) i 10,0s⁻¹ (c, d) ($T_A = 1200$ °C)

Symulację fizyczną procesu walcowania na gorąco ceownika [240E prowadzono na bazie parametrów istniejącej linii walcowniczej scharakteryzowanej w tablicy 5.8 i na schemacie Adamieckiego (rys. 5.56). Wsadem do walcowania były kęsiska o wymiarach 200x220 mm

i długości 5300 mm. Walcowanie pasma odbywa się w trzynastu przepustach. Pierwsze trzy przepusty - w wykrojach skrzynkowych, w klatce nawrotnej BD. Przepust czwarty jest wykrojem rozcinającym.



Rysunek 5.51. Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali S1 odkształcanej metodą skręcania w temperaturze 800°C (a, b) i 1000°C (c, d) z prędkością odkształcenia $1,0s^{-1}$ (a, c) i $10,0s^{-1}$ (c, d) ($T_A = 1200$ °C)

W klatce Z1 walcuje się pasma w pięciu przepustach, a w klatce Z2 - w trzech, natomiast w klatkach D1 i D2 w jednym przepuście. Proces walcowania symulowano zgodnie z kolejnością przepustów na poszczególnych walcarkach. Uwzględniono obliczone czasy walcowania i przerw między przepustami, jak również zgniot w poszczególnych przepustach. Symulację prowadzono dla początku walcowanego pasma i zakresu temperatury zgodnie ze schematem walcowania sekwencyjnego, jak również dla zakresu temperatury obniżonej

w pierwszym przepuście do 1130°C i w ostatnim przepuście odpowiednio do 950°C, 900°C i 850°C. W celu odniesienia wyników badań plastometrycznych do prób walcowania stosowano odkształcenie równoważne.

Ustalenie możliwości obniżenia temperatury pasma podczas ostatnich przepustów na walcarce D1 i D2 wymagało prób symulowania procesu walcowania [240E z optymalizacją temperatury na walcarce D1 oraz czasu wytrzymania pasma przed ostatnim przepustem. Schemat przebiegu odkształceń cyklicznych podczas procesu symulacji fizycznej procesu walcowania [240E przedstawiono na wykresie (rys. 5.57). Próby skręcania na gorąco metodą cykliczną prowadzono przy prędkości odkształcenia ok. 4,0s⁻¹.



Rysunek 5.52. Porównanie teoretycznych i eksperymentalnych krzywych płynięcia dla stali S7 odkształcanej metodą skręcania w temperaturze 800°C (a, b) i 1000°C (c, d) z prędkością odkształcenia $1.0s^{-1}$ (a, c) i $10.0s^{-1}$ (c, d) ($T_A = 1200$ °C)



Rysunek 5.53. Porównanie eksperymentalnych i modelowych krzywych płynięcia stali G1 ściskanej na gorąco z różną prędkością odkształcenia w temperaturze: a) 1250°C, b) 1100°C

Tablica 5.7. Współczynniki modelu reologicznego wyznaczone metodą analizy odwrotnej dla stali mikrostopowej G1 odkształconej w próbie ściskania na gorąco

Wielkość		Energia									
ziarna γ		aktywacji	Funkcja								
μm	A _o		n _o		α	Q, J/mol	teiu Ψ				
83,6	2,1919.10	22	1,4720	5,7	$004 \cdot 10^{-4}$	288 709,01	0,0176				
75,4	2,9362.10	22	1,2069	4,8	$122 \cdot 10^{-4}$	300 089,62	0,0179				
Wielkość		Reologia - umocnienie i zdrowienie dynamiczne									
ziarna γ	Współczynniki										
μm	A _{sse}		n _{sse}	asse	q ₁	q ₂					
83,6	1,1846.	10^{12}	6,1316	6,8737.10	³ 0,2022	7,1348	10 ⁻¹²				
75,4	1,0525.	10 ¹²	6,1007	7,9326.10	³ 0,1817	6,1444	10 ⁻¹²				
Wielkość	Reologia - rekrystalizacja dynamiczna										
ziarna γ	Współczynniki										
μm	A _{ss}	n _{ss}	α _{ss}	Cc	N _c	Cx	N _x				
83,6	1,1308.1021	7,5237	6,0121.10-4	1,3565.10	3 0,19604	3,7824.10-3	0,4827				
75,4	$1,09365 \cdot 10^{21}$	8,0601	8,1862.10-4	1,1969.10	³ 0,1913	3,9387·10 ⁻³	0,4339				

Analizowane krzywe płynięcia porównywano z krzywymi wyznaczonymi podczas ciągłych prób skręcania w celu ustalenia wpływu sumarycznych cykli odkształceń na zapoczątkowanie i przebieg procesów relaksacyjnych w przerwach między przepustami. Wyniki badań kinetycznych obejmujące analizę ilościową udziału stopnia zaniku umocnienia zgniotowego podczas przerw między przepustami przedstawiono na wykresach (rys. 5.58).



Rysunek 5.54 Porównanie eksperymentalnych i modelowych krzywych płynięcia stali G1 ściskanej na gorąco z różną prędkością odkształcenia w temperaturze: a) 1200°C, b) 110°C



Rysunek 5.55. Porównanie modelowych i eksperymentalnych krzywych płynięcia stali G1 ściskanej na gorąco z różną prędkością odkształcenia w temperaturze 1100°C

Analiza statystyczna wyników pomiarów momentów skręcających (M₁ i M₂) użytych do określenia stopnia zmiękczenia materiał między przepustami wykazała, że analizowane wielkości średnie rejestrowanych momentów wyznaczono na poziomie ufności $\alpha = 0,05$ i k = 9 w przedziale ufności ok. ±2,5 kGm dla zakresu temperatury odkształcenia (1130÷1000°C) i (1130÷950°C) oraz ok. ±4 kGm dla zakresu temperatury odkształcenia (1130÷900°C).

Kształt krzywych płynięcia wykazuje dla badanych cykli skręcania dwa charakterystyczne przebiegi: pierwszy - związany z małą prędkością umocnienia zgniotowego i stosunkowo wysoką wartością granicy płynięcia przy ponownym odkształceniu próbki i drugi - z dużą prędkością umocnienia zgniotowego i relatywnie niską granicą płynięcia, a więc z podobnym przebiegiem ciągłej krzywej płynięcia dla tej samej prędkości odkształcenia. Pierwszy z opisanych przebiegów może być identyfikowany z mechanizmem zdrowienia statycznego, natomiast drugi - zarówno z rekrystalizacją statyczną, jak i metadynamiczną.

5. Wyniki badań i ich omówienie

Tablica przepustów profil [240E											
Wsad: 200 x 200 x 6000 mm; $S_0 = 382 \text{ cm}^2$											
Klatka	Nr przepustu	Nr wykroju	۶ _s [%]	ε _{hśr} [%]	Temp. wejśc.	S_k	V ₁ [m/s]	ф [s ⁻¹]			
BD	1	4	2,9	2,5	1150÷1180	371,0	2,52	1,32			
Z1	2	1	17,0	24,6	1140÷1170	307,9	4,54	10,30			
Z1	3	2	29,4	34,3	-	217,3	5,35	17,56			
Z1	4	3	29,3	30,6	-	153,6	6,12	21,86			
Z1	5	4	28,3	29,9	-	110,2	6,84	28,36			
Z1	6	5	19,8	21,3	1050÷1080	88,4	6,89	25,54			
Z2	7	6	26,2	27,0	1020÷1055	65,2	9,01	47,80			
Z2	8	7	25,9	25,9	-	48,3	9,09	54,36			
Z2	9	8	19,0	21,5	950÷1020	39,1	8,83	52,60			
D1	10	9	15,3	12,7	960÷1050	33,9	6,97	34,57			
D2	11	10	10,0	8,8	920÷950	30,5	6,93	29,16			

Tablica 5.8. Charakterystyka procesu walcowania profilu [240E



Rysunek 5.56. Schemat przemysłowego walcowania na gorąco ceownika 240E ze stali mikrostopowej gatunku S355NL (K1)



Rysunek 5.57. Schemat symulacji procesu sekwencyjnego walcowania na gorąco ceownika [240E

Stosowane odkształcenia w poszczególnych przepustach walcowania sekwencyjnego, jak również w próbach symulacji fizycznej były mniejsze od wartości krytycznych wymaganych dla zapoczątkowania rekrystalizacji dynamicznej, określonych z krzywych ciągłych σ - ϵ w porównywalnych warunkach odkształcenia plastycznego na gorąco.



Rysunek 5.58. Krzywe skręcania dla cyklicznych odkształceń symulujących proces walcowania [240E ze stali K1



Rysunek 5.59. Porównanie charakterystycznych wielkości odkształcenia plastycznego w procesie walcowania przemysłowego i próbachh symulacji fizycznej metodą skręcania dla ceownika [240E ze stali mikrostopowej K1

Natomiast odkształcenia całkowite w kolejnych przepustach przekraczały wartości ε_{cd} . Z porównania wartości odkształceń (rys. 5.59) wynika, że podczas trzeciego przepustu na walcarce Z1 zapoczątkowany jest proces rekrystalizacji dynamicznej. Można zatem przypuszczać, że dla ostatnich przepustów na klatce Z1 i Z2 umocnienie zgniotowe akumuluje się aż do ostatniego przepustu. Taki charakter zmian odkształcenia determinuje występowanie między przepustami zarówno procesów rekrystalizacji statycznej, jak i metadynamicznej. Wyniki ilościowej analizy udziału zaniku umocnienia odkształceniowego w funkcji odkształcenia sumarycznego przedstawiono na wykresie (rys. 5.60). W przypadku odkształceń symulowanych w zakresie temperatury walcowania pasma (1130÷1000°C) odpowiednio na klatce BD i D1 udział ten wynosi średnio ok. 70÷85% sugerując wyraźnie rekrystalizację statyczną w czasie kolejnych przerw między przepustami. Podobnie, choć z różną intensywnością zachodzą zmiany tego udziału zaniku umocnienia odkształceniowego dla temperatury na klatce D1 odpowiednio 950°C i 900°C. Obniżenie temperatury pasma na walcarce Z2 powoduje wyraźne hamowanie procesów aktywowanych cieplnie (FR ok. 40%) dla krótkich czasów wytrzymania (ok. 3s) i dominację procesu zdrowienia statycznego.



Rysunek 5.60. Udział ilościowy procesów relaksacyjnych zachodzących w przerwach między przepustami wyznaczony z prób symulacji fizycznej walcowania [240E badanej stali mikrostopowej K1

Kontrola procesów aktywowanych cieplnie w poszczególnych sekwencjach odkształcenia pasma zapewnia również ustalenie porównawczych warunków wyjściowych do analizy kinetyki procesów relaksacyjnych w przepustach wykańczających procesu walcowania. W badaniach określono kinetykę procesów relaksacyjnych po przepuście pasma na walcarce D1 w czasie wytrzymania izotermicznego do ok. 200s z uwzględnieniem stanu struktury z poprzednich cykli odkształcenia pasma. Wyniki badań przedstawiono na wykresach (rys. 5.61). Wytrzymanie pasma przy temperaturze 1000°C w czasie ok. 20s powoduje kompletną rekrystalizację statyczną badanej stali. Podobny przebieg procesu zachodzi po wytrzymaniu przy 950°C. Istotne hamowanie procesów aktywowanych cieplnie występuje przy temperaturze 900°C determinując przebieg zdrowienia statycznego do ok. 10s, a następnie - rekrystalizacji statycznej, której maksymalny udział objętościowy występuje po ok. 200s.



Rysunek 5.61. Krzywe kinetyki rekrystalizacji statycznej stali K1 po symulacji odkształcenia na klatce D

5.5. Wyniki badań strukturalnych

5.5.1. Analiza wykresu OCTP stali G1

Wyznaczenie wykresu OCTP_c pozwoliło na dokładna analizę przemian fazowych występujących w stali mikrostopowej G1 poddanej odkształceniu na gorąco z następnym chłodzeniem w zakresie szybkości od ok. 70° C/s do około 30° C/min (rys. 5.62).

Trwałość przechłodzonego austenitu odkształconego stali G1 zmienia się w zależności od stopnia przechłodzenia. Przy małych stopniach przechłodzenia w zakresie wydzielania ferrytu i przemiany perlitycznej trwałość austenitu metastabilnego jest stosunkowo duża. Natomiast w zakresie przemiany bainitycznej jest mniejsza. Na wykresie brak jest dokładnych linii ograniczających obszary produktów przemiany austenitu przechłodzonego - ferrytu i bainitu. Dla maksymalnej szybkości chłodzenia stosowanej w badaniach ($V_{ch} = 70^{\circ}C/s$), przemiana austenitu odkształconego w ferryt rozpoczyna się w temperaturze ok. 639°C po upływie 2,5s, natomiast w bainit przy temperaturze ok. 530°C po ok. 6s. Temperatura przemiany martenzytycznej wynosi ok. 380°C.



Rysunek 5.62. Wykres OCTP_c przemian austenitu odkształconego stali G1

Chłodzenie badanej stali z maksymalną szybkością zapewnia uzyskanie struktury ferrytycznobainityczno – martenzytycznej. W przypadku mniejszych szybkości chodzenia (ok. 10°C/s do 0,5°C/s) temperatura przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$ oraz przemiany perlitycznej i bainitycznej jest praktycznie stała i wynosi ok. 600°C. Przy powolnym chodzeniu w strukturze badanej stali mikrostopowej występuje ferryt z perlitem i bainitem, a dla chodzenia w warunkach przemysłowych (V_{ch} < 0,5°C/s) - struktura ferrytyczno-perlityczna. Zmniejszanie prędkości chłodzenia wpływa na zwiększanie ilości fazy perlitycznej i zmniejszanie bainitycznej przy zachowaniu praktycznie niezmienionej ilości ferrytu.

5.5.2. Analiza metalograficzna

Badania metalograficzne przeprowadzono w celu określenia wpływu czynników odkształcenia plastycznego na gorąco, głównie temperatury austenityzowania i odkształcenia oraz prędkości i stopnia odkształcenia na wielkość pierwotnego ziarna austenitu w wybranych gatunkach stali z mikrododatkami. Wyniki obserwacji ujęto na mikrofotografiach (rys. 5.63÷5.76).

Na wstępie analizowano zmiany pierwotnej wielkości ziarna austenitu w stali perlitycznej niestopowej (S0) stosowanej w pracy dla celów porównawczych. Przeprowadzone badania na mikroskopie świetlnym typu Vacutherm ujawniły w temperaturze austenityzowania 1200°C ziarna austenitu o wielkości ok. 275 μ m (rys. 5.63a). Chłodzenie stali poniżej temperatury A₁ i ponowne jej grzanie do temperatury 800°C pozwala na rozdrobnienie ziarna γ do ok. 68 μ m (rys. 5.63b). Identyczne grzanie do temperatury 1200°C w stali mikrostopowej perlitycznej (S4) z mikrododatkami (V, N, Ti) prowadzi do ujawnienia ziarna austenitu wielkości ok. 0,16% C z podstawowym mikrododatkiem Nb w ilości ok. 0,03÷0,04%, pierwotna wielkość ziarna γ w zakresie temperatury austenityzowania (1150÷1250°C) wynosi od ok. 80 μ m do ok. 130 μ m. Stwierdzono zatem, że decydujący wpływ na wielkość ziarna austenitu przed odkształceniem wysokotemperaturowym ma temperatura austenitu o wielkości ok. 36 μ m (rys. 5.64a, b). Zwiększenie temperatury austenityzacji do 1200°C i 1250°C powoduje wzrost pierwotnej wielkości ziarna γ odpowiednio do ok. 76 μ m i ok. 83 μ m (rys. 5.64c, e).



Rysunek 5.63. Wielkość ziarna pierwotnego austenitu w stali S0 po austenityzacji w temperaturze: a) 1200°C, b) 800°C

Lp.	Oznaczenie klatki	Numer przepustu	Temperatura odkształcenia [°C]	<u>do</u> [μm]	σ	σ_x^2	$\frac{\boldsymbol{t}\cdot\boldsymbol{\sigma}_{\!x}}{\sqrt{n-1}}$
1		0	1150	128,98	21,104	445,393	±15,913
2	BD	1	1128	68,600	11,539	133,150	±8,701
3	-	2	1096	32,870	4,874	23,755	±3,674
4		3	1085	29,070	3,674	13,502	±2,771
5	Z1	4	1079	27,220	2,151	4,626	±1,622
6		5	1058	29,260	1,763	3,109	±1,329
7		6	1049	22,340	2,354	5,542	±1,775
8		7	1006	21,540	1,087	1,182	±0,819
9	Z2	8	980	18,110	1,157	1,338	±0,872
10		9	975	22,850	3,675	13,503	±2,771
11	DI	10	950	18,990	2,051	5,207	±1,546
12		10	900	17,380	2,013	4,053	±1,518
13	DY	11	900	9,039	1,591	2,533	±1,200
14	D2	11	850	7,892	0,465	0,216	±0,351

Tablica 5.9. Wielkość ziarna pierwotnego austenitu w stali K1

W mikrostrukturze badanej stali po oziębianiu w wodzie z tego zakresu temperatury austenityzowania ujawniono martenzyt listwowy z obszarami bainitu (rys. 5.64b, d, f).

Przeprowadzone badania metalograficzne pozwoliły również na określenie parametrów wysokotemperaturowego odkształcenia oraz czasu relaksacji po odkształceniu plastycznym na strukturę pierwotnego ziarna austenitu przed przemianą $\gamma \rightarrow (\alpha')$ uwarunkowaną przebiegiem procesów aktywowanych cieplnie. Wyniki obserwacji metalograficznych stali mikrostopowej

(G1) odkształconej plastycznie w próbie ściskania z prędkością odkształcenia ok. 1,05⁻¹ przy stałym stopniu odkształcenia ($\varepsilon = 1.2$) w zakresie temperatury (1200÷800°C) po austenityzowaniu w 1200°C przedstawiono na mikrofotografiach (rvs. 5.65). W strukturze badanej stali, w zależności od temperatury odkształcenia ujawniono pierwotne ziarna austenitu o zróżnicowanej wielkości i postaci. Odkształcenie przy temperaturze 1200°C i 1100°C pozwala uzyskać w całej objętości materiału dynamicznie zrekrystalizowane ziarna γ o wielkości odpowiednio 21 µm (rys. 5.65a) i 15 µm (rys. 5.65b). Korzystny efekt rozdrobnienia ziarn γ przy zachowaniu ich dużej jednorodności wymiarowej i równoosiowości pokazano wyraźnie na mikrofotografii (rys. 5.65e). Po odkształceniu przy temperaturze 1000°C ujawniono drobne zrekrystalizowane ziarna γ w obszarach przygranicznych i sporadycznie wewnatrz pierwotnych ziarn austenitu jako efekt zapoczatkowania procesu rekrystalizacji dynamicznej (rys. 5.65c). Natomiast po odkształceniu przy temperaturze 800°C ujawniono wyraźnie wydłużone ziarna austenitu pierwotnego z licznymi bliźniakami odkształcenia i pasmami poślizgu, które sa charakterystyczne dla etapu umocnienia na krzywych płyniecia σ - ϵ przy niewielkim udziale procesów aktywowanych cieplnie, głównie zdrowienia dynamicznego (rvs. 5.65d).

Addytywny wpływ temperatury i prędkości odkształcenia w zakresie temperatury austenityzowania (1100÷1250°C) na strukturę pierwotnych ziarn austenitu badanej stali przedstawiono na mikrofotografiach (rys. 5.66÷5.69). Zwiększenie prędkości odkształcenia do ok. 15,9s⁻¹ wywołujące efekt opóźnienia procesu rekrystalizacji dynamicznej badanej stali, zarejestrowany na krzywych płynięcia, wpływa również na mikrostrukturę pierwotnych ziarn γ w analizowanym zakresie temperatury odkształcenia (rys. 5.66÷5.68). Przy porównywalnej temperaturze odkształcenia 1100°C i wielkości odkształcenia ($\epsilon = 1,2$) pierwotne ziarna austenitu stali G1 odkształcone z $\dot{\epsilon} = 1,0$ s⁻¹ są całkowicie zrekrystalizowane dynamicznie (rys. 5.65b,e) natomiast odkształcone z $\dot{\epsilon} = 3,6$ s⁻¹ wykazują tylko częściową rekrystalizację dynamiczną (rys. 5.66a). Podobny efekt zmian mikrostruktury pierwotnych ziarn γ obserwuje się dla temperatury odkształcenia 1000°C i prędkości odkształcenia 3,6s⁻¹ (rys. 5.67b) i 15,9s⁻¹ (rys. 5.68).



Rysunek 5.64. Struktura stali G1 po austenityzacji w temperaturze: a,b) 1100°C, cd) 1200°C, e,f) 1250°C; wielkość pierwotnych ziarn austenitu (a,c,e), struktura martenzytyczno-bainityczna (b, d, f)

Odkształcenie plastyczne przy temperaturze 900°C z $\dot{\epsilon}$ = 3,6 s⁻¹, po austenityzacji w temperaturze 1100°C zapewnia badanej stali większy udział pierwotnych ziarn γ zrekrystalizowanych dynamicznie (rys. 5.69b, c) w porównaniu ze stanem mikrostruktury

po austenityzacji w 1200°C (rys. 5.66b). W tym stanie austenit odkształcony dynamicznie ujawnia mikrostrukturę wydłużonych ziarn z występującymi wewnątrz nich bliźniakami odkształcenia oraz drobnymi ziarnami zrekrystalizowanymi dynamicznie przeważnie na granicach byłych pierwotnych ziarn austenitu, a więc strukturę charakterystyczną dla początkowego etapu rekrystalizacji dynamicznej. Zabieg austenityzowania w temperaturze 1100°C i odkształcenia plastycznego w tej samej temperaturze z $\dot{\varepsilon} = 3,6$ s⁻¹ pozwala uzyskać ziarna austenitu badanej stali w pełni zrekrystalizowane dynamicznie o wielkości ok. 17 µm (rys. 5.69a).



Rysunek 5.65. Wpływ temperatury odkształcenia stali G1 przy $\dot{\varepsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$ na strukturę pierwotnych ziarn austenitu: a) 1200°C, b) 1100°C, c) 1000°C, d) 800°C $(T_A=1200°C, \varepsilon=1,2)$

e)



Rysunek 5.65.(*ciąg dalszy*):*e*) ziarna pierwotnego austenitu zrekrystalizowane dynamicznie (powiększenie z rysunku 5.65b)



Rysunek 5.66. Częściowo zrekrystalizowane dynamicznie pierwotne ziarna austenitu po odkształceniu z $\dot{\varepsilon} = 3,6 \text{ s}^{-1}$ w temperaturze: a) 1100°C, b) 900°C($T_A=1200$ °C, $\varepsilon=1,2$)

Istotny wpływ na przebieg i efekt procesów aktywowanych cieplnie zachodzących podczas odkształcenia wysokotemperaturowego stali G1 oraz warunkujących wielkość i kształt

pierwotnego ziarna austenitu wywiera stopień odkształcenia (rys. 5.70 i 5.71). W badanej stali odkształconej z $\varepsilon = 0.268$ w temperaturze austenityzacji 1200°C przy $\dot{\varepsilon} = 1.0s^{-1}$ ujawniono drobne, zrekrystalizowane ziarna austenitu na tle pierwotnych ziarn γ odpowiadajacych stosowanej temperaturze austenityzacji (rys. 5.70a). Odkształcenie o wielkości $\varepsilon = 0.4$ przy temperaturze 1000°C nie powoduje jeszcze w tych warunkach zapoczatkowania procesu rekrystalizacji dynamicznej (rys. 5.70b). Tym bardziej w przypadku próby ściskania badanej stali przv temperaturze 800°C i 900°C z stopniem odkształcenia ε w zakresie (0,2÷0,6) ujawnione pierwotne ziarna austenitu wykazuja jedynie wyraźne efekty umocnienia zgniotowego względnie zdrowienia dynamicznego, natomiast nie wykazują typowych objawów świadczących o potencjalnym udziale procesu rekrystalizacji dynamicznej (rys. 5.71). Wpływ stopnia odkształcenia zaznacza się wyraźnie podczas próby ściskania stali G1 z prędkościa odkształcenia 3,6 s⁻¹ w temperaturze 1100°C i krótkim czasie wytrzymania izotermicznego (ok. 1,6s) po odkształceniu plastycznym (rys. 5.72). W tych warunkach próby ściskania odkształcenie $\varepsilon = 0.2$ prowadzi tylko do ujawnienia pierwotnych granic ziarn austenitu o nieregularnych, pofałdowanych kształtach charakterystycznych dla etapu zarodkowania w procesie rekrystalizacji statycznej (rys. 5.72a) natomiast dla odkształcenia $\varepsilon = 0.4$ obserwuje się już efekty rekrystalizacji statycznej z rozdrobnieniem ziarn do wielkości (d_0) ok. 50 µm (rvs. 5.72b).

Wpływ czasu wytrzymania izotermicznego po odkształceniu na gorąco przedstawiono na mikrofotografiach (rys. 5.73 i 5.74). W mikrostrukturze stali G1 po odkształceniu w temperaturze 1000°C przy prędkości odkształcenia 1,0 s⁻¹ ujawniono dla $\varepsilon = 0,2$ i czasu wytrzymania ok. 1s zróżnicowane co do wielkości i kształtu ziarna austenitu pierwotnego o nieregularnych, powyginanych granicach będących efektem zapoczątkowania procesu zdrowienia statycznego (rys. 5.73a), natomiast po upływie czasu wytrzymania ok. 5s ziarna austenitu pierwotnego wykazują cechy struktury zrekrystalizowanej statycznie (rys. 5.73b). Po odkształceniu w niższej temperaturze (900°C) z takim samym stopniem odkształcenia i czasie relaksacji ok. 10s struktura pierwotnych ziarn austenitu nie ulega zmianie (5.74a). Przy większym odkształceniu ($\varepsilon = 0,6$) i dłuższym czasie relaksacji (τ_w ok. 40s) w strukturze ujawniono już drobne ziarna γ o nieregularnych kształtach będące efektem zapoczątkowania procesu rekrystalizacji statycznej (rys. 5.74b).



Rysunek 5.67. Struktura dynamicznie zrekrystalizowanych ziarn austenitu po odkształceniu z $\dot{\varepsilon}$ = 3,6s⁻¹ w temperaturze: a) 1250°C, b) 1000°C (T_A =1250°C, ε =1,2)



Rysunek. 5.68. Ziarna austenitu pierwotnego stali G1częściowo zrekrystalizowane dynamicznie po odkształceniu w temperaturze 1000°C z prędkością $\dot{\varepsilon} = 15.9s^{-1}$ ($T_A=1250^{\circ}C$, $\varepsilon=1,2$)



Rysunek 5.69. Ziarna austenitu pierwotnego stali G1 zrekrystalizowane dynamicznie po odkształceniu w temperaturze: a) 1100°C, b) 900°C (T_A =1100°C, $\dot{\varepsilon}$ =3,6s⁻¹, ε =1,2)



Rysunek 5.69. (ciąg dalszy): c) częściowo zrekrystalizowane dynamicznie ziarna austenitu pierwotnego w stali G1 po odkształceniu w temperaturze 900°C (powiększenie z rys.5.69b)

Analiza metalograficzna procesu symulacji fizycznej walcowania ceownika oszczędnościowego typu 240E metoda skręcania na gorąco wykazała wpływ parametrów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego symulowanego na podstawie cyklu technologicznego walcowania profilu w warunkach przemysłowych na strukturę i wielkość ziarna austenitu pierwotnego badanej stali mikrostopowej typu K1. Wyniki pomiarów wielkości ziarna z poszczególnych faz symulacji w procesie cyklicznego odkształcenia zestawiono w tablicy 5.9, natomiast struktury pierwotnych ziarn austenitu przedstawiono na mikrofotografiach (rys. 5.75 i 5.76). Próbki ze stali K1 austenityzowane w temperaturze 1180°C wykazują niejednorodne ziarna austenitu o wielkości ok. 200 µm. Odkształcenie plastyczne w próbie skręcania na gorąco symulujące pierwsze przepusty pasma na walcarce BD przy temperaturze 1150°C powoduje rozdrobnienie pierwotnej wielkości ziarna austenitu do ok. 130 µm (rys. 5.75a).


Rysunek 5.70. Wpływ stopnia i temperatury odkształcenia stali G1 na strukturę pierwotnych ziarn austenitu: a) $\varepsilon = 0,268$, $T_{def} = 1200^{\circ}$ C, b) $\varepsilon = 0,4$, $T_{def} = 1000^{\circ}$ C $(T_A = 1200^{\circ}$ C, $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1})$



Rysunek 5.71. Wpływ stopnia i temperatury odkształcenia stali G1 na strukturę pierwotnych ziarn austenitu: a) $\varepsilon = 0,4$, $T_{def} = 800^{\circ}$ C, b) $\varepsilon = 0,6$, $T_{def} = 800^{\circ}$ C, c) $\varepsilon = 0,2$, $T_{def} = 900^{\circ}$ C, d) $\varepsilon = 0,6$, $T_{def} = 900^{\circ}$ C ($T_A = 1200^{\circ}$ C, $\dot{\varepsilon} = 1,0$

5. Wyniki badań i ich omówienie

Zwiększenie cykli odkształcenia i wytrzymanie izotermiczne w czasie ok. 30s po ostatnim odkształceniu symulującym proces walcowania na walcarce Z1 prowadzi do wyraźnego rozdrobnienia struktury pierwotnych ziarn γ do ok. 80 μ m (rys. 5.75b).



Rysunek 5.72. Struktura pierwotnych ziarn austenitu stali G1 po odkształceniu przy 1100°C i czasie relaksacji 1,6s: a) $\varepsilon = 0,2$, b) $\varepsilon = 0,4$ ($T_A = 1200$ °C, $T_{def} = 1100$ °C, $\dot{\varepsilon} = 3,6s^{-1}$



Rysunek 5.73. Struktura pierwotnych ziarn austenitu stali G1 po relaksacji w czasie: a) 1s (zdrowienie statyczne), b) 5s (rekrystalizacja statyczna) $(T_A=1200^{\circ}C, T_{def}=1000^{\circ}C, \varepsilon = 0,2, \dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1})$

Zastosowanie międzyoperacyjnego chłodzenia pasma pozwala nawet na rozdrobnienie struktury pierwotnych ziarn austenitu do wielkości (d_o) ok. 30 µm. Optymalizacja czasu wytrzymania po odkształceniu plastycznym symulującym przepust pasma na walcarce D1 przy

temperaturze ok. 1000°C pozwala na rozdrobnienie pierwotnej struktury ziarn γ do wielkości (d_o) ok. 40 µm.



Rysunek 5.73. Struktura pierwotnych ziarn austenitu stali G1 po relaksacji w czasie: a) 1s (zdrowienie statyczne), b) 5s (rekrystalizacja statyczna) $(T_A=1200^{\circ}C, T_{def}=1000^{\circ}C, \varepsilon = 0,2, \dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1})$

Ponadto wytrzymanie pasma przed walcarką D1 w czasie do ok. 50s powoduje obniżenie temperatury walcowania na klatce D1 do ok. 900°C przy jednoczesnym obniżeniu temperatury końca walcowania na klatce D2 do ok. 850°C. Zapewnia to korzystne rozdrobnienie struktury i uzyskanie pierwotnych ziarn o wielkości do ok. 10 µm i ok. 8 µm odpowiednio dla klatek walcowniczych D1 i D2 (rys. 5.75c, d). Analiza kinetyki rekrystalizacji statycznej symulująca proces walcowania ceownika [240E w cyklu odkształcenia walcarki D1, w zakresie temperatury (1000÷900°C) wykazała, że dla krótkiego czasu wytrzymania izotermicznego (ok. 10s) po odkształceniu w 900°C struktura pierwotnych ziarn austenitu ujawnia tylko cechy umocnienia zgniotowego bez wyraźnego odziaływania statycznych procesów aktywowanych cieplnie (rys. 5.76a), natomiast po wytrzymaniu w dłuższym czasie, powyżej 50s - struktura jest już typowa dla procesu rekrystalizacji statycznej. Stwierdzono również, że wraz z obniżeniem temperatury odkształcenia plastycznego wielkość pierwotnych ziarn austenitu zmniejsza się istotnie.



Rysunek 5.74. Wpływ stopnia odkształcenia i czasu relaksacji na strukturę pierwotnych ziarn austenitu stali G1 odkształconej przy temperaturze 900°C: a) ziarna odkształcone ε =0,2, τ w=10s, b)ziarno częściowo zrekrystalizowane statycznie, ε =0,6, τ w=44 (T_A =1200°C, $\dot{\varepsilon}$ = 1,0s⁻¹)



Rysunek 5.75. Struktura pierwotnych ziarn austenitu w procesie symulacji fizycznej walcowania [240E na klatkach : a) klatka BD, b) klatka Z1, c) klatka D1, d) klatka D2



Rysunek 5.76. Ziarna austenitu pierwotnego po rekrystalizacji statycznej stali K1 w procesie symulacji walcowania [240E na klatce D1: a) $T_{def} = 1050^{\circ}$ C, $\tau_w = 10$ s, b) $T_{def} = 900^{\circ}$ C, $\tau_w = 100s$ ($T_A = 1200^{\circ}$ C, $\dot{\varepsilon} = 3.6s^{-1}$)

5.5.3 Wyniki obserwacji w transmisyjnym i skaningowym mikroskopie elektronowym

Badania w transmisyjnym i skaningowym mikroskopie elektronowym prowadzono na stali mikrostopowej G1, stosując wiązkę elektronów pierwotnych do prześwietlania cienkich folii, jak również technikę jej odbicia do analizy składu chemicznego wydzieleń za pośrednictwem rentgenowskiego promieniowania fluorescencyjnego.



Rysunek 5.77. a) Mikrostruktura martenzytu z wydzieleniami (Ti,Nb)(C,N) obserwowana w SEM, b) mikroanaliza z mikroobszaru (1). Stal G1, $T_A = 1200$, $T_w = 1100^{\circ}$ C/24h/woda

Wyniki badań wpływu parametrów wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego na mikrostrukturę i stan wydzieleniowy stali G1 po przemianie $\gamma \rightarrow \alpha'$ zestawiono w kolejności wpływu temperatury i wielkości odkształcenia w zakresie oddziaływania zjawisk strukturalnych warunkujących przebieg rekrystalizacji dynamicznej i statycznej podczas prób ściskania na symulatorze termomechanicznym Gleeble.



Rysunek 5.78. a) Mikrostruktura martenzytu z wydzieleniami NbC, b) pole ciemne, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}$ C, $T_{def} = 1100^{\circ}$ C/woda, $\dot{\varepsilon} = 1.0s^{-1}$, $\varepsilon = 1.2$

Proces wydzielania w osnowie austenitu stabilnego stali G1 badano na próbkach hartowanych w wodzie bezpośrednio po odkształceniu na gorąco i po zróżnicowanym czasie wytrzymania izotermicznego. Dziedziczone w martenzycie efekty wydzielania w fazie γ analizowano głównie techniką dyfrakcji elektronowej, weryfikowano obserwacją w polu ciemnym oraz wspomagano mikroanalizą rentgenowską.



Rysunek 5.79. a) Mikrostruktura wydzieleni TiN w martenzycie, b) pole ciemne, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}$ C, $T_{def} = 1100^{\circ}$ C/woda, $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, $\varepsilon = 1,2$,

Techniki te stosowano alternatywnie do analizy mikrostruktury osnowy, efektów bliźniakowania oraz identyfikacji i określenia morfologii wydzieleń obserwowanych węglików prostych i złożonych lub węglikoazotków wprowadzonych do stali mikrododatków Nb i Ti. W celach porównawczych badano stan wydzieleń uzyskany po obróbce cieplnej w warunkach równowagi fazowej obejmującej przesycanie stężeniowe podczas wolnego chłodzenia od temperatury austenityzowania 1200°C do temperatury 1100°C lub 900°C z następnym wytrzymaniem izotermicznym przez 24h i oziębianiem w wodzie do temperatury pokojowej.



Rysunek 5.80. *a)* Mikrostruktura listwy martenzytu z wydzieleniami TiN, b) pole ciemne, *c)* dyfrakcja, *d)* rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1, $T_A=1200^{\circ}$ C, $T_{def}=1100^{\circ}$ C/woda, $\dot{\varepsilon}=1,0s^{-1}, \varepsilon=1,2$ Wygrzewanie próbek ze stali G1 w warunkach równowagi termodynamicznej przy temperaturze 1100°C w czasie 24 godzin prowadzi do utworzenia złożonego węglika typu (Ti,Nb)C (rys. 5.77) ujawnionego w osnowie roztworu α ' po oziębianiu próbek w wodzie. Obserwowane wydzielenia w postaci sferoidalnej o wielkości od 100 nm do 500 nm charakteryzują się zróżnicowanym stężeniem Ti i Nb w wydzieleniach (Ti,Nb)C. Stosunek stężeń masowych tytanu do niobu w analizowanych wydzieleniach wynosi od 0,020 do 0,042.

Odkształcenie na gorąco inicjuje w austenicie badanej stali proces dynamicznego wydzielania niezależnych faz międzywęzłowych z Nb i Ti. Odkształcenie stali G1 w temperaturze 1100°C z prędkością $\dot{\epsilon} = 1,0$ s⁻¹ i przy $\epsilon = 1,2$ po austenityzacji w 1200°C powoduje utworzenie drobnych wydzieleń NbC i TiN w osnowie stali, które zarodkują w austenicie odkształconym i są następnie dziedziczone przez powstający martenzyt. Obecność wydzieleń ujawniono na granicach i w listwach fazy α' (rys. 5.78 – 5.80) oraz w obszarach martenzytu zbliźniaczonego (rys. 5.81).



Rysunek 5.81. a) Pasma mikrobliźniaków w martenzycie, b) pole ciemne. Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}C, T_{def} = 1100^{\circ}C/woda, \dot{\varepsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}, \varepsilon = 1,2$

Wytrzymanie izotermiczne badanej stali po odkształceniu na gorąco powoduje przebieg statycznych procesów wydzielania. Po odkształceniu w temperaturze 1100°C i wytrzymaniu izotermicznym przez 30 s w osnowie martenzytu listwowego o dużej gęstości dyslokacji ujawniono dyspersyjne wydzielenia o zróżnicowanej wielkości i morfologii (rys. 5.82).

W listwach martenzytu występują wydzielenia fazy TiN, ujawnione w polu ciemnym (rys. 5.82b) z refleksu pochodzącego od płaszczyzny $(1\overline{1}1)_{TiN}$. Dyfrakcja ujawnia również refleksy od Fe₃C wskazując na prawdopodobieństwo tworzenia w tych warunkach chłodzenia pasm bainitu dolnego. Cząstki wydzieleń NbC w postaci sferycznej o wielkości ok. 60 nm ujawniono również w listwach martenzytu (rys. 5.83) oraz na granicy ziarn byłego austenitu (rys. 5.84). Na granicach listew martenzytu ujawniono ponadto ślady austenitu szczątkowego (rys. 5.83). Podobne wyniki identyfikacji fazowej w stalach mikrostopowych zamieszczono w pracach [236÷239].



Rysunek 5.82. a) Mikrostruktura martenzytu listwowego z wydzieleniami Fe₃C i TiN, b) obraz w polu ciemnym, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}$ C, $T_{def} = 1100^{\circ}$ C, $\dot{\varepsilon} = 1.0s^{-1}$, $\varepsilon = 0.2$, $\tau_w = 30s/woda$

Zwiększenie czasu wytrzymania izotermicznego po odkształceniu plastycznym badanej stali do ok. 3 godzin powoduje tworzenie się w listwach bainitu i martenzytu złożonych węglików tytanu i niobu o zróżnicowanej morfologii i różnym składzie chemicznym (rys. 5.85, 5.86). Mikroanaliza w obszarze cząstki (Ti,Nb)C o kształcie wieloboku wielkości ok. 120 nm wykazała wysokie stężenie Nb (rys.5.85b, punkt 1). Natomiast w wydzieleniu o wielkości 30 nm (rys. 5.85b, punkt 3) stwierdzono porównywalną zawartość niobu i tytanu.

Warunki równowagi termodynamicznej uzyskane dla stali G1 przy wygrzewaniu w temperaturze 900°C, w czasie 24 godzin warunkowały przebieg procesu wydzieleniowego z utworzeniem w strukturze stali głównie węglików złożonych typu (Ti,Nb)C (rys. 5.87), w postaci wieloboków o wielkości ok. 200 nm. Mikroanaliza rentgenowska wykonana techniką dyspersji energii z obszaru wydzielenia pozwoliła na stwierdzenie, że stężenie masowe niobu w obserwowanych węglikach jest zdecydowanie większe od stężenia tytanu (rys. 5.87). Ponadto tytan skoncentrowany jest w środkowej części wydzielenia, natomiast niob rozłożony jest bardziej równomiernie na całej jego powierzchni (rys. 5.87 c, d).



Rysunek 5.83. a) Mikrostruktura martenzytu listwowego z austenitem szczątkowym i wydzieleniami NbC, b) dyfrakcja, c) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}C$, $T_{t_{def}} = 1100^{\circ}C$, $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, $\varepsilon = 0,2$, $\tau_w = 30s/woda$



Rysunek 5.84. a) Mikrostruktura martenzytu listwowego z węglikami NbC i Fe₃C, b) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}$ C, $T_{def} = 1100^{\circ}$ C, $\dot{\epsilon} = 1,0 \text{ s}^{-1}$, $\epsilon = 0,2$, $\tau_w = 30 \text{ s/woda}$



Rysunek 5.85. a) Mikrostruktura listwy martenzytu z wydzieleniami (Ti,Nb)C, b) mikroanaliza z mikroobszarów(1, 2, 3). Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}$ C, $T_{def} = 1100^{\circ}$ C, $\dot{\varepsilon} = 1.0s^{-1}$, $\varepsilon = 0.2$, $\tau_w = 10800s/woda$



Rysunek 5.86. a) Wydzielenie (Ti,Nb)C w osnowie martenzytu b) mikroanaliza z mikroobszarów 1 i 2. Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}$ C, $T_{def} = 1100^{\circ}$ C, $\dot{\varepsilon} = 1.0s^{-1}$, $\varepsilon = 0.2$, $\tau_w = 10800$ s/woda



Rysunek 5.87. a) Wydzielenie (Ti,Nb)C w podstrukturze martenzytu, b) mikroanaliza wydzielenia, c) rozkład Nb w wydzieleniu, d) rozkład Ti w wydzieleniu. Stal G1, $T_A = 1200$, $T_w = 900^{\circ}$ C/24h/woda

Przeprowadzone badania w HRTEM stanu wydzieleń w osnowie martenzytycznej stali G1 austenityzowanej w 1200°C i odkształconej w niższej temperaturze (900°C) z porównywalną prędkością odkształcenia (1,0s⁻¹) i przy podobnych czasach wytrzymania izotermicznego, ale przy większych odkształceniach wstępnych (ϵ =0,6), pozwoliły na określenie morfologii obserwowanych cząstek i ich prawdopodobną identyfikację metodą dyfrakcji elektronowej.



Rysunek 5.88. a) Obraz wysokorozdzielczy (HRTEM) nanostruktury wydzielenia TiC,
b) widmo energii rozproszonej EDX z mikroobszaru wydzielenia, c) dyfrakcja,
d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1,T_A=1200°C, T_{def}=900°C, ε=1,0s⁻¹, ε=0,6, τ_w = 44s/woda



Rysunek 5.89. a) Obraz wysokorozdzielczy (HRTEM) nanostruktury wydzielenia TiC, b) mikroanaliza z obszaru wydzielenia. Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}$ C, $T_{def} = 900^{\circ}$ C, $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}, \varepsilon = 0,6, \tau_w = 44s/powietrze$



Rysunek 5.90. a) Mikrostruktura ferrytu z wydzieleniami (Ti,Nb)N, b) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}$ C, $T_{def} = 900^{\circ}$ C, $\dot{\varepsilon} = 1.0s^{-1}$, $\varepsilon = 0.6$, $\tau_w = 44s$ /powietrze

W próbkach wytrzymywanych przez 44s i oziębianych w wodzie, w osnowie martenzytu listwowego występują nanometryczne wydzielenia o wielkości ok. 7 nm zawierające tytan (rys. 5.88).Po chłodzeniu próbki w powietrzu obserwowano podobnej wielkości wydzielenia

w ferrycie (rys. 5.89). Analiza dyfrakcyjna wydzieleń pozwoliła stwierdzić, że są to cząstki TiC (rys. 5.88 c,d,). Po odkształceniu na gorąco w temperaturze 1100°C i wytrzymaniu w identycznym czasie (44s) oraz chłodzeniu na powietrzu, w strukturze ferrytu badanej stali utworzyły się sferoidalne wydzielenia (Ti,Nb)N o wielkości ok. 15 nm (rys. 5.90).



Rysunek 5.91. a) Nanometryczne wydzielenia NbC w osnowie martenzytu, b) obraz w polu ciemnym, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}C$, $T_{def} = 900^{\circ}C$, $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, $\varepsilon = 0,6$, $\tau_w = 185s/woda$



Rysunek 5.92. a) Mikrostruktura martenzytu listwowego z dyspersyjnymi wydzieleniami NbC, b) pole ciemne, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji. Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}$ C, $T_{def} = 900^{\circ}$ C, $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}, \varepsilon = 0,6, \tau_w = 185s/woda$

Zwiększenie czasu wytrzymania do 185s po odkształceniu w temperaturze 900°C powoduje, że w osnowie austenitu zrekrystalizowanego tworzą się wydzielenia typu NbC o wielkości w zakresie od 20 nm (rys. 5.91) do ok. 30 nm (rys. 5.92, 5.93). Wydzielenia węglika niobu zidentyfikowano w oparciu o dyfrakcję elektronową, natomiast ich kształt i rozmieszczenie ujawniono w polu ciemnym wykonanym z refleksu (101)NbC (rys. 5.93 b÷d).



Rysunek 5.93. a) Wydzielenie sferyczne NbC w listwie martenzytu, b) obraz w polu ciemnym, c) dyfrakcja, d) rozwiązanie dyfrakcji, Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}$ C, $T_{t_{def}} = 900^{\circ}$ C, $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, $\varepsilon = 0,6, \tau = 185s/woda$



Rysunek 5.94. (a,c,d)Morfologia węglika złożonego (Ti,Nb)C w osnowie ferrytu, b) mikroanaliza wydzielenia(a). Stal G1, $T_A = 1200^{\circ}$ C, $T_{def} = 900^{\circ}$ C, $\dot{\varepsilon} = 1,0s^{-1}$, $\varepsilon = 0,6$, $\tau_w = 1800s/powietrze$

Długotrwałe wytrzymanie izotermiczne ($\tau_w = 1800 \text{ s}$) po odkształceniu badanej stali w temperaturze 900°C i chłodzeniu w powietrzu intensyfikuje proces wzrostu faz międzywęzłowych. W osnowie ferrytu stali G1 ujawniono węgliki złożone (Ti,Nb)C o wielkości ok. 70 nm (rys. 5.94) i charakterystycznej budowie klastrowej (rys.5.94 c).

5.5.4. Wyniki badań rentgenograficznych

Wyniki badań dyfraktometrycznych izolatów proszkowych pochodzących z roztwarzania anodowego stali G1 obejmują w zasadzie rentgenowską analizę fazową jakościową i ilościową z wykorzystaniem metody Rietvelda oraz określenie parametru sieci identyfikowanych faz węglikowych. Badania rentgenograficzne izolatów przeprowadzono po uzyskaniu odpowiedniej masy osadu w procesie roztwarzania anodowego.

Wyniki badań rentgenograficznych izolatów ze stali mikrostopowej G1 austenityzowanej w temperaturze 1200°C i wytrzymywanej izotermicznie w temperaturze 1100°C i 900°C w czasie 24 godzin przedstawiono na dyfraktogramach (rys. 5.95 i 5.96), natomiast po wyżarzaniu w temperaturze 1100°C lub 900°C z bezpośrednim oziębianiem w wodzie - na dyfraktogramach (rys. 5.97 i 5.98).

Przesycanie temperaturowe roztworu γ w zakresie (1200÷1100°C) prowadzi do wydzielania następujących faz ujawnionych w izolatach (rys. 5.95): węglika złożonego (Ti_{0,5}Nb_{0,5})C_{0,67} w ilości 73,9 ±4,7%, pojedynczych azotków typu AlN (i VN) w ilości ok. 19,5 ±3,5% oraz siarczków typu MnS w ilości ok. 6,6 ±1,2%. Stan wydzieleń w osadach stali po przesycaniu do temperatury 900°C wykazuje (rys. 5.96): podobny węglik złożony tej samej grupy typu (Ti_{0,2}Nb_{0,8})C_{0,96} w ilości 64,1 ±7%, węglikoazotek typu Ti(C_{0,52}N_{0,48}) w ilości 9,2 ±5,6%, ponadto węglikosiarczek typu Ti₂CS w ilości 1,5 ±0,2% oraz pojedyncze azotki AlN (i VN) w ilości ok. 22,2 ±6,4% i siarczki typu MnS w ilości 3 ±1%.

Wyniki badań dyfraktometrycznych izolatów uzyskanych z próbek stali G1 po wyżarzaniu w temperaturze 1100°C i 900°C w czasie 24 godzin z bezpośrednim oziębianiem w wodzie przedstawiono na dyfraktogramach (rys.5.97 i 5.98). Stwierdzono, że w termodynamicznych warunkach rozpuszczania przy temperaturze austenityzowania ustala się stan równowagi fazowej pomiędzy osnową roztworu γ i wydzieleniami, który pozwala na zidentyfikowanie następujących faz: węglików (Ti,Nb)C₂, TiC, azotku NbN oraz tlenku Ti₃O₅ i siarczku MnS po austenityzacji w temperaturze 1100°C (rys. 5.97) oraz węglika złożonego typu (Ti_{0,2}Nb_{0,8})C_{0,96} i prostego typu TiC, jak również pojedynczych azotków typu AlN (i VN) oraz siarczku manganu typu MnS odpowiednio dla austenityzowania w temperaturze 900°C (rys. 5.98).



Rysunek 5.95. Dyfraktogram izolatu stali mikrostopowej G1 po austenityzowaniu w temperaturze 1200°C i wygrzewaniu w 1100°C



Rysunek 5.96. Dyfraktogram izolatu stali mikrostopowej G1 po austenityzowaniu w temperaturze 1200°C i wygrzewaniu w 900°C

Rentgenowską analizę fazową izolatów w zakresie jakościowym i ilościowym uzupełniono analizą profilu rentgenowskiej linii dyfrakcyjnej próbek masywnych ze stali G1 po identycznej obróbce cieplnej jak dla przypadku próbek przeznaczonych do badania izolatów, określając parametr sieci i wielkość bloków (krystalitów) substruktury roztworu α '. Parametr sieci martenzytu wyznaczono na podstawie skorygowanych wartości odległości międzypłaszczyznowych (d_{hkl})_{Kor} metodą najmniejszych kwadratów, natomiast wielkość bloków struktury mozaikowej określono z poszerzenia integralnego (B_i) linii dyfrakcyjnych $\{110\}_{\alpha}$ i $\{200\}_{\alpha}$, korzystającz oprogramowania dyfraktometru. Stwierdzono, że stała sieciowa roztworu α ' wynosi 0,2869 nm czyli nieznacznie więcej niż dla czystego Fe, natomiast wielkość krystalitów D_k ok. 36 nm. Dokładność pomiaru stałej sieciowej określono na podstawie $\Delta a/a_0 \leq 3 \cdot 10^{-3}$.

Pomiar stałej sieciowej stosowano również w przypadku analizy fazowej badanych izolatów ze stali G1 do oszacowania zawartości Nb i Ti w zidentyfikowanych fazach węglikowych. Niemniej wyniki te należy traktować bardzo ostrożnie ponieważ uwarunkowane są licznymi, dość arbitalnymi założeniami typu, że analizujemy tylko czysty węglik, a nie np. węglikoazotek oraz, że jest to węglik typu MC, a nie np. struktura zdefektowana typu MC_(1-X). Stałe sieciowe czystych węglików wynoszą: dla TiC - 4,325 nm. W rzeczywistości jest to średnia z kilkunastu danych określonego zbioru danych, w którym stałe wahają się w granicach od 4,310 nm do ok. 4,350 nm oraz dla NbC stała wynosi 4,470 nm i analogicznie jak poprzednio jest to wartość najczęściej występująca w zbiorze danych tablicowych w granicach (4,428÷4,473 nm). Istotnym założeniem jest również spełnienie reguły Vegarda. Przy tych założeniach oraz przy wartości stałej sieciowej oszacowanej na 4,441 nm dla zidentyfikowanego węglika typu (Ti,Nb)C wg kartoteki (00-047-1418) jego skład stechiometryczny można opisać jako (Nb_{0,80}Ti_{0,20})C. Do identyfikacji fazowej wykorzystano bazę International Centre for Diffraction Date typu PDF-4 wersja 2011 oraz oprogramowanie f-my PANalytical - HighScore Plus.



Rysunek 5.97. Dyfraktogram izolatu stali mikrostopowej G1 po wygrzewaniu w temperaturze 1100°C.



Rysunek 5.98. Dyfraktogram izolatu stali mikrostopowej G1 po wygrzewaniu w temperaturze 900°C

5.6. Wyniki badań kształtowników po regulowanym walcowaniu

Badania struktury i własności mechanicznych ceowników oszczędnościowych typu 240E ze stali mikrostopowej K1 przeprowadzono w celu weryfikacji przyjętych założeń i uzyskanych wyników dotyczących procesu wysokotemperaturowego odkształcenia plastycznego, kinetyki rekrystalizacji statycznej i wydzielania, jak również symulacji fizycznej procesu walcowania badanych kształtowników w warunkach przemysłowych. Podjęte badania pozwoliły na ustalenie istotnych czynników warunkujących poprawność i skuteczność zastosowanych w pracy metod modelowania matematycznego naprężeń uplastyczniających i mikrostruktury, a także metody symulacji fizycznej odkształcenia plastycznego na gorąco na plastometrze skrętnym w aspekcie kompleksowej analizy procesu walcowania przemysłowego ceowników oszczędnościowych typu 240E oraz określenie optymalnych warunków ich technologii regulowanego walcowania. Badania umożliwiły również określenie wpływu zastosowanych parametrów regulowanego walcowania na strukturę i własności mechaniczne, a w szczególności udarność w obniżonej temperaturze eksploatacji wyrobów.

Własności mechaniczne ceowników 240E ze stali K1 badano w celach porównawczych po walcowaniu na gorąco według bieżącej technologii oraz po regulowanym walcowaniu, którego

parametry opracowano na podstawie przeprowadzonych badań własnych. Wyniki badań zestawiono w tablicy 5.10.Wariant regulowanego walcowania zaproponowany w pracy obejmuje: temperaturę austenityzowania ok.1180°C, temperaturę walcowania w zakresie od 1140°C(klatka BD) do ok.850°C(klatka D2), czas przetrzymywania pasma przed klatką D1 (ok. 30s) do uzyskania temperatury ok.870°C tak aby ostatni przepust na walcarce D2 wykonać przy temperaturze 850°C.

Analiza własności mechanicznych pozwala stwierdzić, że regulowane walcowanie zapewnia wyższe własności wytrzymałościowe. Stal K1 po walcowaniu według konwencjonalnej technologii wykazuje umowną granicę plastyczności ($R_{p0,2}$) ok. 418 MPa i wytrzymałość na rozciąganie (R_m) ok. 610 MPa. Zastosowanie obniżonej temperatury austenityzowania i wytrzymanie pasm między przepustami, warunkujące niższą temperaturę końca walcowania, wpływa korzystnie na zwiększenie wartości $R_{p0,2}$ i R_m badanej stali.

Zmodyfikowane parametry procesu walcowania zapewniają wyrobom wyższą o ok.10% granicę plastyczności przy zachowaniu R_m na poziomie ok. 613 MPa. Własności plastyczne badanej stali są porównywalne i wynoszą: wydłużenie ok. 28% i przewężenie ok. 75%. Regulowane walcowanie zapewnia odwalcowanym wyrobom kategorię wytrzymałości E440 i uzyskanie wskaźnika ($R_{p0,2}/R_m$) w granicach (0,70÷0,77). Badania udarności ceowników 240E ze stali K1 wykazały, że regulowane walcowanie zapewnia im również wyższą udarność KCV w badanym zakresie temperatury.

Rodzaj walcowania	Własności mechaniczne				Udarność KCV, J/cm ²		
	R _{p0,2} , MPa	$\overline{R_m}$, MPa	$\overline{A_5}, \\ \frac{0}{0}$	₹, %	Temperatura badania, °C		
Wymagania normatywne					+20	-20	-50
Konwencjonalny	418	613	28	74	184	128	~46
Regulowany	451	610	28	75	201	162	103
S355NL wg PN-EN	min 355	490÷630	min 28	-	-	-	35

 Tablica 5.10 Własności mechaniczne ceownika 240E ze stali mikrostopowej K1

 po walcowaniu na gorąco w warunkach przemysłowych



Rysunek 5.99. Struktura ferrytyczno-perlityczna ceownika 240E ze stali K1 po walcowaniu konwencjonalnym (a) i regulowanym walcowaniu (b)

Analiza uzyskanych wartości udarności dla badanych wariantów walcowania potwierdza korzystny wpływ obniżenia temperatury austenityzowania i temperatury końca walcowania (do ok. 850°C) na udarność. Porównanie otrzymanych wartości udarności z wymaganiami normatywnymi w zakresie odmian plastyczności wskazuje jednoznacznie, że regulowane walcowanie gwarantuje odwalcowanym ceownikom 240E ze stali K1 odmianę plastyczności R, D i E.

Struktury badanej stali K1 po różnych wariantach walcowania ceowników 240E przedstawiono na mikrofotografiach (rys. 5.99). Po walcowaniu konwencjonalnym ujawniono strukturę ferrytyczno-perlityczną z ziarnami w układzie pasmowym, utworzoną podczas przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$ z ziarn austenitu zrekrystalizowanego statycznie o dużej wielkości. Średnia wielkość ziarn ferrytu wynosi ok. 40 µm (rys. 5.99a). Po regulowanym walcowaniu struktura pasmowa ferrytyczno-perlityczna wykazuje większe rozdrobnienie ziarn ferrytu (rys. 5.99b). Znaczna pasmowość i niejednorodność ziarn ferrytu dowodzą, że przemiana $\gamma \rightarrow \alpha$ przebiega ze stanu austenitu częściowo zrekrystalizowanego. Niemniej, średnia wielkość ziarn ferrytu dla zastosowanych parametrów regulowanego walcowania wynosi ok. 10÷15 µm.

Badania fraktograficzne przełomów próbek udarnościowych wykazały głównie zależność cech powierzchni przełomu od temperatury próby udarności. Z obniżeniem temperatury łamania próbek pochodzących z ceowników 240E odwalcowanych zgodnie z konwencjonalną technologią, zwiększa się udział przełomu transkrystalicznego mieszanego z przewagą obszarów gładkich powierzchni rozdziału łupliwego(rys. 5.100a) charakterystycznych dla

kruchego pękania. Relatywny udział obszarów ciągliwych w analizowanym przełomie zmniejsza się. Ceowniki 240E ze stali K1 po regulowanym walcowaniu i próbie udarności w temperaturze obniżonej (-50°C) wykazują natomiast przełom transkrystaliczny ciągliwy o zróżnicowanej wielkości kraterów charakterystycznych dla mechanizmu pękania ciągliwego (rys.5.100). Ujawniona fraktografia przełomów, szczególnie przy obniżonej temperaturze badania uzasadnia korzystne oddziaływanie parametrów regulowanego walcowania na rozdrobnienie struktury stali K1 i uzyskanie wyższych własności ciągliwych przy porównywalnej wytrzymałości z wyrobami walcowanymi w konwencjonalnych warunkach.



Rysunek. 5.100. Fraktografia ceownika 240E ze stali K1 po próbie udarności w temperaturze -50°C: a) przełom transkrystaliczny mieszany po konwencjonalnym walcowaniu na gorąco, b) przełom transkrystaliczny ciągliwy po regulowanym walcowaniu