

Monografie

Jerzy Andrzej Stępień

**TECHNOLOGICZNE I UŻYTKOWE
CHARAKTERYSTYKI STALI PRZEZNACZONYCH
NA KORPUSY SILNIKÓW RAKIETOWYCH**

Gliwice 2013

RECENZENCI

Dr hab. inż. Tomasz CZUJKO, prof. WAT

Prof. dr hab. inż. Marek HETMANCZYK

KOMITET NAUKOWY SERII MONOGRAFIE

Prof. dr hab. inż. Leszek BLACHA

Prof. dr hab. inż. Włodzimierz DERDA

Prof. dr hab. inż. Henryk DYJA, Dr h.c.

Prof. dr hab. Roman KUZIAK

Prof. dr hab. inż. Andrzej ŁĘDZKI

Prof. dr hab. inż. Kazimierz MAMRO

Prof. dr hab. Józef PADUCH

ISBN: 978-83-916893-9-4

Wydawca: Instytut Metalurgii Żelaza, ul. K. Miarki 12-14, 44-100 Gliwice

ZESPÓŁ REDAKCYJNY

redaktor naczelny – prof. dr Tadeusz BOŁD

zastępca redaktora naczelnego – prof. dr hab. Józef PADUCH

redaktorzy tematyczni – prof. dr hab. Roman KUZIAK, dr Grażyna STANKIEWICZ,

dr hab. inż. Marian NIESLER, prof. nzw., dr hab. Jerzy WIEDERMANN, prof. nzw.

redaktor techniczny – dr inż. Joanna FURMANEK

Korektę tekstu monografii wykonał autor.

Skład i łamanie: AKAPIT – Gliwice, tel. 32 230 77 19

Druk: D&D Sp. z o.o. – Gliwice, tel. 32 230 84 24

Spis treści

1. WSTĘP.....	6
2. KORPUSY SILNIKÓW RAKIETOWYCH	11
2.1. METODY I ZAKRES BADAŃ STALI STOSOWANYCH NA KORPUSY ZGNIATANE OBROTOWO NA ZIMNO	12
2.1.1. Badania dylatometryczne	12
2.1.2. Badania wtrąceń niemetalicznych w stali 15CrMoV6-10-3	13
2.1.3. Wyznaczenie krzywej hartowności i charakterystyk odpuszczania stali 15CrMoV6-10-3	14
2.1.4. Badania starzenia stali maraging	14
2.1.5. Badania odkształcalności stali na gorąco	16
2.1.6. Badania umocnienia na zimno.	19
Badania tłoczności	20
2.1.7. Badania właściwości mechanicznych.	22
2.1.7.1. Badania dynamicznych właściwości mechanicznych	24
2.1.7.2. Badania odporności korpusów na ciśnienie hydrodynamiczne	25
2.1.8. Badania mikrostruktury oraz rozrostu ziarna austenitu stali 15CrMoV6-10-3 i stali maraging.	26
2.1.8.1. Badania mikrostruktury	26
2.1.8.2. Badania rozrostu ziarna austenitu	30
3. STALE STOSOWANE NA KORPUSY SILNIKÓW RAKIETOWYCH	31
3.1. STALE STOSOWANE NA KORPUSY SILNIKÓW RAKIETOWYCH W PRZEMYSŁE KRAJOWYM	34
3.2. PRZYGOTOWANIE MATERIAŁU DO BADAŃ	36
4. WYBRANE ZAGADNIENIA Z TEORII I TECHNOLOGII PROCESU ZGNIATANIA OBROTOWEGO STALI NA ZIMNO	40
4.1. WYBRANE ZAGADNIENIA Z TECHNOLOGII WYTWARZANIA RAKIET	57

5. WYNIKI BADAŃ STALI STOSOWNYCH NA KORPUSY ZGNIATANE OBROTOWO NA ZIMNO	68
5.1. WYNIKI BADAŃ DYLATOMETRYCZNYCH	68
5.2. WPŁYW ZASTOSOWANEJ METODY WYTWARZANIA STALI 15CrMoV6-10-3 NA RODZAJ I MORFOLOGIĘ WTRĄCEŃ NIEMETALICZNYCH.	73
5.3. WYNIKI BADAŃ WYBRANYCH CHARAKTERYSTYK STALI .	79
5.3.1. Wyniki badań rozrostu ziarna austenitu	79
5.3.2. Wyniki badań hartowności i charakterystyk odpuszczania stali 15CrMoV6-10-3	84
5.3.3. Wyniki badań starzenia stali maraging	88
5.4. WYNIKI BADAŃ ODKSZTAŁCALNOŚCI BADANYCH STALI NA GORĄCO	99
5.5. UMOCNIECIE BADANYCH STALI NA ZIMNO	104
5.5.1. Umocnienie na zimno stali 15CrMoV6-10-3	104
5.5.2. Umocnienie na zimno stali maraging	110
5.6. WYNIKI BADAŃ WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH WYROBÓW Z BADANYCH STALI	116
5.6.1. Wyniki badań właściwości mechanicznych statycznych ..	116
5.6.2. Wyniki badań właściwości mechanicznych dynamicznych	126
5.6.3. Wyniki badań odporności korpusów na działanie ciśnienia hydrodynamicznego	128
5.7. WYNIKI BADAŃ MIKROSTRUKTURY WYSTĘPUJĄCEJ W PÓŁWYROBACH I W KORPUSACH PO ZGNIATANIU OBROTOWYM NA ZIMNO.	131
5.7.1. Mikrostruktura stali 15CrMoV6-10-3	131
5.7.2. Mikrostruktura stali maraging	152
5.7.3. Mikrostruktura korpusów po odkształceniu dynamicznym	160
6. PODSUMOWANIE	168
6.1. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ STALI STOSOWANYCH NA KORPUSY SILNIKÓW WYKONANYCH Z NISKOWĘGLOWEJ STALI ŚREDNIOSTOPOWEJ Mn-Cr-Mo-V (15CrMoV6-10-3)	168

6.2. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ KORPUSÓW WYKONANYCH ZE STALI MARAGING (N18K9M5Ts i N18K12M4Ts)	174
6.3. PODSUMOWANIE BADAŃ WŁAŚCIWOŚCI DYNAMICZNYCH STALI STOSOWANYCH NA KORPUSY	175
6.4. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ MIKROSTRUKTURY PO ZGNIATANIU OBROTOWYM NA ZIMNO I PO ODKSZTAŁCENIU DYNAMICZNYM	176
6.5. PODSUMOWANIE W ZAKRESIE TECHNOLOGII ZGNIATANIA OBROTOWEGO NA ZIMNO KORPUSÓW SILNIKÓW RAKIETOWYCH	178
7. WNIOSKI	179
STRESZCZENIE	190

1. WSTĘP

Rozwój materiałów stosowanych na urządzenia raketowe jest motywowany ciągłym wzrostem wymagań użytkowników oraz jakości produktów uzyskiwanych przez konkurencję. Nowe lub o bardziej udoskonalonych właściwościach materiały są opracowywane głównie na podstawie badań eksploatacyjnych rakiet. Silnik raketowy jest rodzajem prostego silnika odrzutowego posiadającego wewnątrz paliwo, którego spalanie napędza raketę. Paliwo to znajduje się w osobnym zbiorniku lub bezpośrednio w komorze spalania. Wyzwala ono dużą ilość energii w wyniku reakcji chemicznych lub innych przemian, czemu towarzyszy emisja czynnika roboczego wypływającego przez dyszę z dużą prędkością. Czynniki robocze wywołuje powstanie ciągu, skierowanego przeciwnie do kierunku jego wypływu. Silnik raketowy może pracować w różnym środowisku: w atmosferze, próżni (przestrzeń kosmiczna), w wodzie i w innych ośrodkach. Najbardziej rozpowszechniony podział silników raketowych opiera się o stan skupienia paliwa: stałe, ciekłe lub hybrydowe (paliwo mieszane – stałe i ciekłe). Korpusy rakiet, których zasadniczą część stanowi silnik, determinują właściwości użytkowe całego układu rakiety. Rozmiary korpusu decydują o ilości paliwa możliwego do zastosowania, a to z kolei decyduje o zasięgu i szybkości rakiety. Korpusy rakiet muszą charakteryzować się wysokimi właściwościami wytrzymałościowymi przy odpowiedniej plastyczności oraz dużą odpornością na działanie agresywnego środowiska chemicznego paliwa i wysokich temperatur. Na korpusy rakiet stosowane są różne materiały, ale przeważają materiały stalowe, szczególnie na rakiety większych rozmiarów [1-10]. Bardzo istotnym jest by korpus rakiety miał małą masę, a zatem ciekłą ściankę i jednorodne właściwości na obwodzie i długości. Balistyka rakiety (umiejscowienie środka ciężkości rakiety) wymusza stosowanie korpusów o zmiennych średnicach. Do precyzyjnego nadania kształtów korpusom o cienkich ściankach stosuje się na ogół technologię zgniatania obrotowego (ang. flow forming), która umożliwia realizowanie wymaganych zmian grubości ścianki i zmiennej średnicy korpusu na długości rakiety.

Rozwój stali stosowanych na korpusy silników raketowych zmierza w kierunku coraz wyższych właściwości wytrzymałościowych przy zachowaniu wymaganej plastyczności i odporności na pęknięcie, a także dobrych właściwości technologicznych, takich jak odkształcalność na gorąco i na zimno. Końcowe właściwości użytkowe korpusu uzyskuje się po zgniataniu obrotowym na zimno (stal 15CrMoV6-10-3 ulepszona cieplnie przed zgniataniem) lub po końcowej obróbce cieplnej (starzenie stali maraging po zgniataniu obrotowym na zimno). Ze względu na duże obciążenie eksploatacyjne koniecznym jest przeprowadzenie szczegółowych badań właściwości stali stosowanych na korpusy, zarówno pod względem właściwości mechanicznych określanych w standardowej statycznej próbie rozciągania, jak i dynamicznych właściwości mechanicz-

nych, które charakteryzują zachowanie się materiału w warunkach dużych i dynamicznych naprężeń.

W niniejszej monografii przedstawiono wyniki badań nad materiałami opracowanymi i zoptymalizowanymi w Instytucie Metalurgii Żelaza: stalą 15CrMoV6-10-3 do ulepszania cieplnego [7-11] oraz dwoma gatunkami stali maraging w odmianie tzw. superczystej N18K9M5Ts i N18K12M4Ts [12-16]. Według obowiązujących oznaczeń stal N18K9M5Ts ma symbol X2NiCoMoTi18-9-5, a stal N18K12M4Ts symbol X2NiCoMoTi18-12-4. Ze względu na to, że stara symbolika występuje we wszystkich dokumentach technicznych, technologicznych i atestacyjnych w niniejszej monografii przyjęto dawne oznaczenia.

Wymagane właściwości użytkowe korpusów ze stali niskowęglowej, średniostopowej 15CrMoV6-10-3 uzyskuje się poprzez wytworzenie bardzo drobnej mikrostruktury na drodze zgniatania obrotowego na zimno wypraski o strukturze składającej się z mieszaniny odpuszczonego bainitu i martenzytu. W ten sposób stal, która po ulepszeniu cieplnym posiada wytrzymałość ok. 980 MPa i wydłużenie ok. 20%, po zgniataniu obrotowym może osiągnąć wytrzymałość rzędu 1500 MPa przy wydłużeniu powyżej 8% [17-27]. W celu uzyskania wyższych wartości wytrzymałości korpusów stosuje się stale maraging o strukturze starzonego martenzytu, o wytrzymałości powyżej 2000 MPa przy wydłużeniu powyżej 6% [14, 28-42]. W monografii przedstawiono wpływ parametrów wytwarzania stali maraging na uzyskiwane właściwości użytkowe wyrobów po zgniataniu obrotowym poddanych następnie obróbce cieplnej starzenia.

Osiągnięty w ostatnim czasie postęp w wytwarzaniu stali o wysokiej czystości (ograniczonych zawartościach pierwiastków niepożądanych) pozwala na kształtowanie wyrobów o znacznie wyższym stopniu przetworzenia.

W celu określenia właściwości technologicznych stali i możliwości ich zastosowania do produkcji korpusów rakiet, badania wykonano dla czterech wybranych procesów technologicznych wytwarzania oraz dla wybranych procesów przetwarzania półwyrobów umożliwiających przygotowanie ich do procesu zgniatania obrotowego na zimno. Przedstawione w pracy procesy technologiczne umożliwiają uzyskanie wyrobów o drobnoziarnistej mikrostrukturze w przypadku stali 15CrMoV6-10-3 lub o mikrostrukturze zawierającej nanowydzielenia faz międzymetalicznych w starzonym martenzycie stali maraging, charakteryzujących się właściwościami znacznie wyższymi niż uzyskuje się przy zastosowaniu innych technologii nie stosujących zgniatania obrotowego na zimno. W celu uzyskania finalnego wyrobu zastosowano technologie walcowania i wyciskania stali na gorąco lub na zimno oraz zgniatania obrotowego na zimno [43-46].

Celem badań było określenie właściwości technologicznych stali zastosowanych na korpusy silników rakietowych zgniatanych obrotowo na zimno o różnych wymiarach i o określonych wymaganych właściwościach użytko-

wych. Badania dotyczyły korpusów silników raketowych w zakresie średnic od 70 do 230 mm i w zakresie grubości ścianek od 0,5 do 2,1 mm przy zastosowaniu redukcji ścianki w skrajnym przypadku z 10,0 lub 8,5 mm do 2,1 mm.

Wstępnie przyjęto kryteria dla właściwości mechanicznych stali, które są przygotowywane do zgniatania obrotowego na zimno w różny sposób:

- w korpusach silników raketowych ze stali 15CrMoV6-10-3 o średnicach 70, 122 lub 227 mm wymagane są następujące właściwości mechaniczne: wytrzymałość stali po ulepszaniu cieplnym nie wyższa niż 980 MPa przy wydłużeniu minimum 12%, a po zgniataniu obrotowym na zimno wytrzymałość musi być wyższa od 1350 MPa, a granica plastyczności od 1100 MPa przy wydłużeniu powyżej 6%,
- w korpusach ze stali maraging o średnicach 70 mm i grubości ścianki 0,5 mm: wytrzymałość po starzeniu powyżej 2000 MPa, granica plastyczności powyżej 1900 MPa przy wydłużeniu min. 3%.

Wstępnie przyjęte założenia zostały w trakcie badań nieznacznie zweryfikowane.

W korpusach silników raketowych ze stali 15CrMoV6-10-3 przyjęto, że wsadem do zgniatania obrotowego na zimno będzie materiał po hartowaniu i odpuszczaniu. Przy odpowiednio dobranych parametrach obróbki cieplnej zostanie osiągnięta bardzo drobna jednorodna struktura mieszaniny odpuszczonego bainitu i martenzytu charakteryzująca się wysokimi właściwościami wytrzymałościowymi i odpowiednio wysoką plastycznością. Wskaźnikiem plastyczności stali będzie wydłużenie A_5 , wyznaczane w statycznej próbie rozciągania, które powinno być wyższe od 12%. Wytrzymałość musi być na takim poziomie, aby po zgniataniu obrotowym korpusu na zimno osiągnąć zakres od 1350 do 1500 MPa. Założenie uzyskania wytrzymałości po zgniataniu obrotowym na zimno przyjęto dla maksymalnego odkształcenia rzeczywistego $\varphi = 1,40$, jakiemu zostanie poddana ścianka korpusu. Przewiduje się, że wydłużenie po zgniataniu będzie wynosić powyżej 6%. Korpusy silników raketowych ze stali 15CrMoV6-10-3 po zgniataniu obrotowym na zimno o grubości ścianki 1,5 mm powinny spełnić test ciśnieniowy dla wtłaczanego oleju o następujących parametrach: 25 MPa przez 60 sekund. Zniszczenie korpusu nie może nastąpić poniżej ciśnienia 35 MPa. Założone parametry testu ciśnieniowego muszą spełnić również złącza płaszczka korpusu z głowicą oraz zespołem dysz i usterzenia.

W korpusach silników raketowych ze stali maraging (N18K9M5Ts i N18K12M4Ts) wsadem do zgniatania obrotowego na zimno będzie materiał o strukturze bezwęglowego przesyconego martenzytu stopowego. Po przesycaaniu przed zgniataniem obrotowym na zimno, stale N18K9M5Ts i N18K12M4Ts powinny charakteryzować się wydłużeniem A_5 powyżej 15%. Korpusy silników raketowych z tych stali po zgniataniu obrotowym i starzeniu powinny mieć wytrzymałość powyżej 1900 MPa (stal N18K9M5Ts) i 2300 MPa (stal N18K12M4Ts). Dla obu zastosowanych stali maraging przewiduje

się, że wydłużenie po zgniataniu będzie większe od 3%. Przyjęcie za kryterium plastyczności wskaźnika A_5 , dla próbek wycinanych z korpusów o grubości ścianki 0,5 mm nie jest zgodne z obowiązującymi normami [47], gdyż dla wyrobów o grubości poniżej 3 mm jako kryterium plastyczności przyjmuje się wydłużenie osiemdziesiąt-krotne A_{80} . Kryterium wydłużenia pięciokrotnego A_5 przyjęto, gdyż obowiązuje ono w zakładach przemysłowych wytwarzających rakiety i ze względu na istniejącą bazę danych jako odniesienia dla wielu innych kryteriów prób przemysłowych, dopuszczających korpusy silników raketowych i raket do eksploatacji. Budowa i rozmiary korpusów nie pozwalają w wielu przypadkach na wykonanie próbek o wystarczającej długości pozwalających na określenie wydłużenia A_{50} lub A_{80} . Zmiana tego kryterium wymaga przeprowadzenia licznych i kosztownych badań. Korpusy silników raketowych ze stali maraging po zgniataniu obrotowym na zimno o grubości ścianki 0,5 mm i po starzeniu powinny wytrzymać ciśnienie wtłaczanego oleju o wartości 20,5 MPa (stal N18K9M5Ts) i 28 MPa (stal N18K12M4Ts) przez 60 sekund, a rozerwanie nie może nastąpić poniżej ciśnienia 30 MPa (stal N18K9M5Ts) i 32 MPa (stal N18K12M4Ts).

Ze względu na obciążenia dynamiczne, jakim ulegają korpusy raket, koniecznym jest określenie tzw. dynamicznej granicy plastyczności Y [48] za pomocą testu Taylora podczas zderzenia próbek walcowych z tarczą. Przyjęto kryterium [10], że dynamiczna granica plastyczności Y jest większa od granicy plastyczności $R_{0,2}$ oznaczonej w statycznej próbie rozciągania ponad 1,5-krotnie. To kryterium powinno być spełnione dla następujących prędkości zderzenia próbki z tarczą: 200÷250 m/s dla stali 15CrMoV6-10-3 (Y większe od 1650 MPa); 80÷130 m/s dla stali N18K9M5Ts (Y większe od 2750 MPa) i 100÷150 m/s dla stali N18K12M4Ts (Y większe od 3450 MPa).

Zakres wymaganych badań właściwości korpusów silników raketowych ustalono w celu zaprojektowania przeróbki plastycznej na gorąco i na zimno oraz obróbki cieplnej dla procesów ich wytwarzania.

Dobrano składy chemiczne stali na korpusy i przygotowano materiał do badań oraz wykonano badania w następującym zakresie:

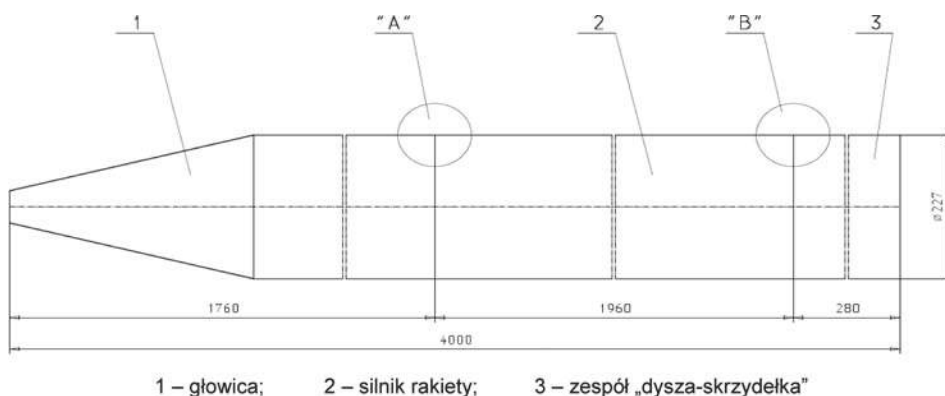
- badania dylatometryczne (wykresy przemian fazowych w warunkach ciągłego chłodzenia, cykle obróbki cieplnej mające na celu optymalizację parametrów zmękania stali),
- ocena stopnia zanieczyszczenia stali wtrąceniami niemetalicznymi w zależności od rodzaju zastosowanego procesu metalurgicznego,
- badania odkształcalności na gorąco z zastosowaniem testów jednoosiowego ściskania w symulatorze Gleeble 3800,
- wyznaczenie charakterystyk odpuszczania metodą pomiaru twardości (stal 15CrMoV6-10-3) oraz wyznaczenie charakterystyk starzenia przy zastosowaniu czasu starzenia od kilku sekund do kilku godzin (stale maraging),
- badania wybranych właściwości mechanicznych, w tym dynamicznej granicy plastyczności i odporności na działanie ciśnienia hydraulicznego,

- badania umocnienia zachodzącego w wyniku odkształcania na zimno,
- badania makrostruktury po odlaniu i po obróbce cieplnej ujednorodniania,
- badania mikrostruktury wyprasek, wytłoczek, tulei po obróbce cieplnej, korpusów po zgniataniu obrotowym na zimno i po odkształceniu dynamicznym.

W kolejnych rozdziałach monografii omówiono metody badań stosowanych dla przeprowadzenia oceny jakości korpusów silników rakietowych wytwarzanych ze stali 15CrMoV6-10-3, X2NiCoMoTi18-9-5 (N18K9M5Ts) i X2NiCoMoTi18-12-4 (N18K12M4Ts). W opisie przedstawiono również inne stale stosowane na korpusy silników rakietowych oraz omówiono, w jaki sposób przygotowano materiał do badań, których wyniki przedstawiono w kolejnym rozdziale. Przed prezentacją wyników badań przedstawiono wybrane zagadnienia z teorii i technologii zgniatania obrotowego na zimno korpusów silników rakietowych oraz technologii wytwarzania raket. Następnie przedstawiono wyniki badań stali stosowanych na korpusy silników rakietowych. W rozdziale podsumowującym omówiono wyniki badań stali Mn-Cr-Mo-V i stali maraging. W podsumowaniu omówiono wyniki badań właściwości dynamicznych stali przeznaczanych na korpusy, porównano zmiany strukturalne zachodzące w stalach odkształcanych przez zgniatanie obrotowe na zimno i odkształcanych dynamicznie. Na koniec omówiono schematy technologiczne, zastosowane do wytwarzania stali i korpusów silników rakietowych z tych stali oraz wytypowano optymalne warianty technologii wytwarzania korpusów zapewniających uzyskanie najlepszych właściwości i przy optymalnych kosztach produkcji.

2. KORPUSY SILNIKÓW RAKIETOWYCH

Korpusy raket, według klasyfikacji urządzeń zawartej w zbiorze norm wojskowych [49], należą do grupy pokładowych urządzeń raketowych i podlegają ocenie pod względem niezawodności, odporności całkowitej na działanie czynników środowiskowych i zgodności konstrukcji z dokumentacją. Ogólnie dostępne wymagania odnośnie pokładowych urządzeń raketowych zawarte w normach są określane na dużym poziomie uogólnienia, a informacje bardziej szczegółowe są dostępne dla ograniczonego kręgu osób. W związku z powyższym trudno opisać szczegółowe trendy światowego rozwoju korpusów raketowych w oparciu o dostępne dane literaturowe. W świecie stosuje się stalowe korpusy silników raketowych wykonane metodą zgniatania obrotowego na zimno tulei z dnem lub bez dna, czyli w tym drugim przypadku w postaci rury. Ogólnie konstrukcja rakiety obejmuje trzy główne części: 1 – głowicę, 2 – silnik rakiety i 3 – dyszę z usterzeniem – rys. 1.



1 – głowica; 2 – silnik rakiety; 3 – zespół „dysza-skrzydółka”

Rys. 1. Ogólny schemat przykładowej konstrukcji rakiety

Wymagany zasięg rakiety warunkuje o jej średnicy i grubości ścianki korpusu. Im większy zasięg, tym średnica większa i jednocześnie większa grubość ścianki. Średnice silników raketowych uzyskiwanych w procesie zgniatania obrotowego na zimno osiągają do 400 mm. Grubość ścianki korpusu silnika raketowego jest uzależniona od zasięgu i szybkości, z jaką się ma poruszać. Rakiety szybsze mają krótszy zasięg, a ścianka korpusu silnika jest mniejsza, niż w przypadku rakiety o zasięgu dłuższym. Przykładowo rakieta o zasięgu do kilku kilometrów o średnicy 70 mm posiada ściankę korpusu silnika o grubości 0,5 mm [14], a rakieta o zasięgu kilkuset kilometrów o średnicy 300 mm posiada ściankę korpusu silnika o grubości 2,5 mm [10]. W przeważającej części głowice z korpusami silników raketowych są skręcane, natomiast dysze z usterzeniem są łączone w różny sposób, w zależności czy korpus jest zgniatany w postaci tulei z dnem, czy w postaci rury. Jeżeli korpus jest jednolity

z dnem, to dysze z usterzeniem wykonuje się metodami obróbki skrawania lub łączy metodami spawania, obciskania lub nitowania itp. Natomiast jeżeli korpus jest w postaci zgniatanej obrotowo rury, to zespół dysz i usterzenia może być z nim łączony metodami skręcania lub spawania. Rodzaj konstrukcji rakiety i warunki jej eksploatacji determinują zakres oczekiwanych wymagań, które decydują o wymaganiach stawianych materiałom na korpusy silników raketowych.

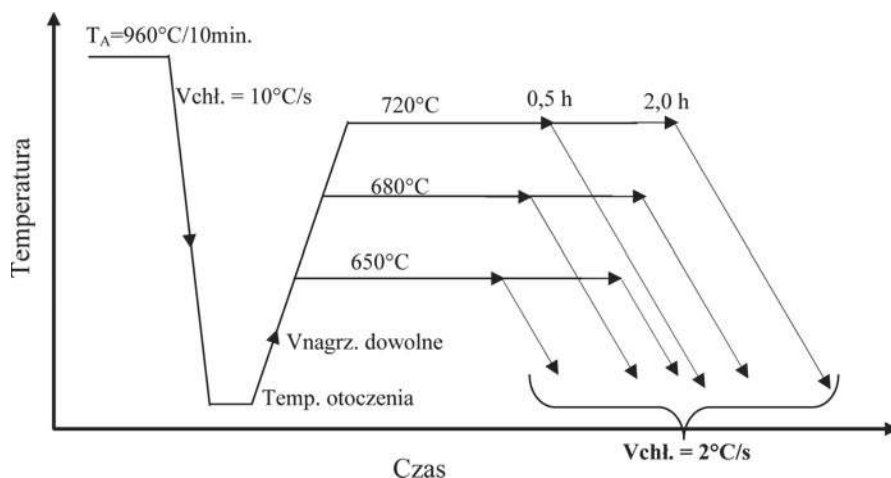
2.1. METODY I ZAKRES BADAŃ STALI STOSOWANYCH NA KORPUSY ZGNIATANE OBROTOWO NA ZIMNO

2.1.1. Badania dylatometryczne

Badania wykonano z zastosowaniem dylatometru DIL 805A. Wyznaczono temperatury krytyczne podczas nagrzewania oraz temperatury przemian fazowych podczas ciągłego chłodzenia według zasad Standard Practice wydanych przez ASTM International nr A1033-04 [50]. Badano stal z wytopów, w których zastosowano pozapiecową obróbkę próżniową VAD (15CrMoV6-10-3-VAD), oraz stale z laboratoryjnych wytopów próżniowych: 15CrMoV6-10-3-Pr (S10 i S23), stal maraging N18K9M5T-Pr (S8) i stal maraging N18K12M4T-Pr (S11). Dla stali 15CrMoV6-10-3-VAD i 15CrMoV6-10-3-Pr (wytop S10) wyznaczono temperatury charakterystyczne Ac_1 i Ac_3 oraz opracowano kompletne wykresy przemian fazowych w warunkach chłodzenia ciągłego (CTPc), w zakresie szybkości chłodzenia: od 0,3°C/min do 100°C/s. Diagram CTPc opracowano w oparciu o analizy krzywych dylatometrycznych i badanie mikrostruktury próbek chłodzonych w dylatometrze. Dla stali 15CrMoV6-10-3-VAD próbki dylatometryczne nagrzewano w czasie 180 s do temperatury austenitizacji, która wynosiła 920°C, wytrzymując je w tej temperaturze przez 20 minut. W przypadku stali 15CrMoV6-10-3-Pr (wytop S10) wykonano cykle obróbki cieplnej wg schematu przedstawionego na rys. 2, w celu opracowania optymalnych parametrów zmiękczenia stali. Dla stali z wytopu próżniowego S23 wyznaczono temperatury Ac_1 i Ac_3 oraz opracowano fragment wykresu CTPc, wykorzystywany do interpretacji struktur powstających podczas chłodzenia korpusów w warunkach przemysłowych.

Dla stali maraging z wytopów S8 (X2NiCoMoTi18-9-5) i S11 (X2NiCoMoTi18-12-4) wyznaczono wykresy przemian fazowych podczas nagrzewania określając parametry temperaturowo-czasowe przemiany: α (martenzyt bezwęglowy) $\rightarrow \gamma$ (austenit) $A_s \rightarrow A_f$.

Podczas nagrzewania szczególną uwagę zwracano na możliwość wystąpienia efektów dylatacyjnych związanych z wydzielaniem się faz międzymetalicznych. Zastosowano zakres szybkości nagrzewania: od 2,5°C/min do 10°C/s (np. 2,5°C/min; 5°C/min; 1°C/s; 5°C/s; 10°C/s).



Rys. 2. Schemat zabiegów obróbki cieplnej wykonanych w dylatometrze w celu określenia wpływu parametrów wyżarzania zmiękczającego na twardość stali 15CrMoV6-10-3-Pr (wytop S10)

Dla stali maraging wyznaczono wykresy przemian fazowych podczas chłodzenia (γ (austenit) \rightarrow α (martenzyt bezwęglowy) $M_s \rightarrow M_f$), stosując temperaturę austenitowania 820°C i chłodzenie w zakresie szybkości: od 10°C/min do ok. 100 °C/s.

2.1.2. Badania wtrąceń niemetalicznych w stali 15CrMoV6-10-3

Ze względu na wysoką czystość metalurgiczną badanych stali 15CrMoV6-10-3 (VAD, próżniowych, VAD+EŻP i IK+EŻP) wtrącenia niemetaliczne badano za pomocą mikroskopu świetlnego i skaningowego na zglądach metalograficznych na przekrojach wzdłużnych próbek pobranych z korpusów odkształczanych na zimno w Fabryce Produkcji Specjalnej w Bolechowie, w Zakładach Metalowych Skarżysko-Kamienna i MSF Ahlen Niemcy. Próbkę zostały pobrane ze ścianek korpusów o grubości 1,5 i 0,5 mm. Do jakościowej analizy składu chemicznego wtrąceń niemetalicznych zastosowano metodę EDS. Przeprowadzono również jakościową ocenę stopnia zanieczyszczenia blach o grubości 7 i 15 mm ze stali po procesie VAD wtrąceniami niemetalicznymi.

Wtrącenia niemetaliczne obserwowane za pomocą mikroskopu świetlnego w stalach maraging i stali 15CrMoV6-10-3-Pr były tak małych rozmiarów, że nie przeprowadzono ich dokładniejszych badań. Uzyskana wielkość wtrąceń niemetalicznych w stalach maraging i stali 15CrMoV6-10-3-Pr była wynikiem zastosowania próżniowego procesu wytapiania i odlewania.

2.1.3. Wyznaczenie krzywej hartowności i charakterystyk odpuszczania stali 15CrMoV6-10-3

Krzywą hartowności stali 15CrMoV6-10-3-VAD wyznaczono metodą Jominy'ego.

Krzywe odpuszczania opracowano dla wytopu przemysłowego 15CrMoV6-10-3-VAD, dla wytopów przemysłowych przetapianych elektrożuźlowo 15CrMoV6-10-3-IK-EŻP (wytopy nr 63 i nr 64) i dla obydwu wytopów próżniowych stali 15CrMoV6-10-3-Pr (S10 i S23) metodą pomiaru twardości HRC i HV10 próbek ulepszonych cieplnie według różnych wariantów:

- próbki ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD hartowano w oleju, po nagrzaniu do temperatury 980°C, 960°C i 940°C (czas austenitzowania wynosił 45 minut) i odpuszczano w zakresie temperatury 600÷700°C w czasie 45 minut oraz hartowano w oleju, po nagrzaniu do temperatury 910°C i 950°C (czas austenitzowania wynosił 30 minut) i odpuszczano w zakresie temperatury 660÷760°C w czasie 45 minut,
- próbki ze stali 15CrMoV6-10-3-IK-EŻP (z wytopów 63 i 64) hartowano w oleju po wygrzewaniu w temperaturze 960°C przez 45 minut i odpuszczano w zakresie temperatury 500-680°C w czasie 45 minut,
- próbki ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr (z wytopów próżniowych S10 i S23) hartowano z zastosowaniem wybranych parametrów, odpuszczano w zakresie temperatury 500 - 710°C w czasie 30 i 60 minut.

Krzywe odpuszczania stali Mn-Cr-Mo-V z ww. wytopów wyznaczono w celu ich porównania i oceny wpływu sposobu wytwarzania, odlewania i dalszego przerobu na właściwości finalne po obróbce cieplnej

2.1.4. Badania starzenia stali maraging

Eksperymenty starzenia wykonano na próbkach ze stali N18K9M5Ts i N18K12M4Ts przesyconych w temperaturze 850°C i chłodzonych w powietrzu oraz na próbkach przesyconych w powietrzu i poddanych odkształceniu na zimno o wartości 80%. Odkształcenie próbek wykonano metodą ściskania na symulatorze Gleeble 3800. Próbki wygrzewano w zakresie intensywnego starzenia martenzytu w badanych stalach w temperaturach 460, 490 i 520°C w czasie 1, 2, 3, 4, 8 i 24 godzin.

Eksperymenty krótkotrwałego starzenia stali N18K9M5Ts przeprowadzono w celu określenia wpływu warunków występujących podczas zgniatania obrotowego na możliwość wystąpienia procesu starzenia na skutek miejscowego nagrzewania się materiału w obszarze styku rolek i wyrobu zgniatane. Stale N18K9M5Ts i N18K12M4Ts w stanie przesyconym posiadają twardość w zakresie od 28 do 34 HRC, a po zgniataniu obrotowym miejscowo wykazują twardość dochodzącą do ok. 50 HRC. Przypuszcza się, że lokalny wzrost twardości następuje częściowo w wyniku odkształcenia, ale głównie w wyniku procesu starzenia krótkotrwałego, który jest intensyfikowany do-

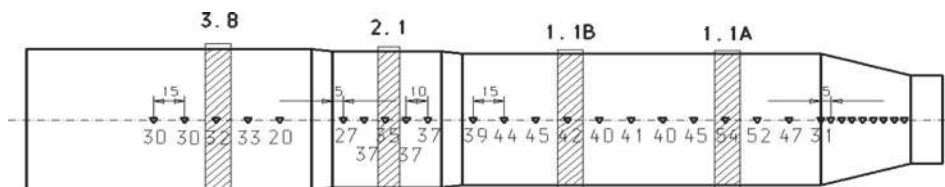
datkowo przez odkształcenie plastyczne. Autorzy pracy [33] stwierdzili, że po 5 sekundach w temperaturze 550°C zachodzi starzenie stali 25% Ni i 1,7% Ti. W eksperymentach zastosowano czasy starzenia: 4, 6, 8 i 10 minut w temperaturach wygrzewania: 400, 480, 550 i 600°C. Czas starzenia stanowił łączny czas nagrzewania próbki do temperatury starzenia (ok. 3 minuty) oraz czas wytrzymania w tej temperaturze (od 1 do 7 minut). Materiałem badań były próbki z blach o grubości 4 mm ze stali N18K9M5Ts, dwukrotnie przesypane w temperaturze 950°C i 820°C przez 30 minut i chłodzone swobodnie w powietrzu. Pierwsze przesykanie zastosowano w celu rozpuszczenia faz międzymetalicznych powstałych podczas poprzednich zastosowanych zabiegów cieplnych, a drugie przesykanie zastosowano dla uzyskania odpowiedniej wielkości ziarna austenitu. Twardość materiału po przesykaniu wynosiła 30 HRC.

Proces krótkotrwałego starzenia w stali N18K12M4Ts wykonano w dwóch seriach eksperymentów. Pierwsza dotyczyła prób krótkotrwałego starzenia bez odkształcenia. Czasy starzenia były następujące: 15 s, 30 s i 60 s, a zakres temperatury 200÷600°C. Druga seria to eksperymenty odkształcenia próbek przez ściskanie z prędkościami 1, 10, 50, 100 i 200 s⁻¹ w zakresie temperatury 20÷550°C.

Celem eksperymentów ściskania na symulatorze Gleeble 3800 było określenie zdolności badanej stali do odkształcenia bez powstawania pęknięć. Wyznaczono temperaturę, powyżej której dla zastosowanych parametrów odkształcenia na powierzchni próbek pojawiają się pęknięcia uniemożliwiające dalsze odkształcanie.

W eksperymentach zastosowano próbki $\phi 8 \times 10$ mm po przesykaniu w temperaturze 850°C przez 30 minut z następnym chłodzeniem w wodzie. Twardość próbek w stanie przesyconym wynosiła ok. 335 HV. Próbki wykonano z pręta o wymiarach przekroju poprzecznego ok. 20×25 mm po kuciu wlewka kwadratowego o boku 100 mm ze stali maraging N18K12M4Ts.

Badania wpływu odkształcenia na proces starzenia stali N18K12M4Ts przeprowadzono również na korpusach wykonanych metodą zginiatania obrotowego na zimno. Schemat korpusu i sposób pobierania próbek do badań twardości i struktury przedstawiono na rys. 3.

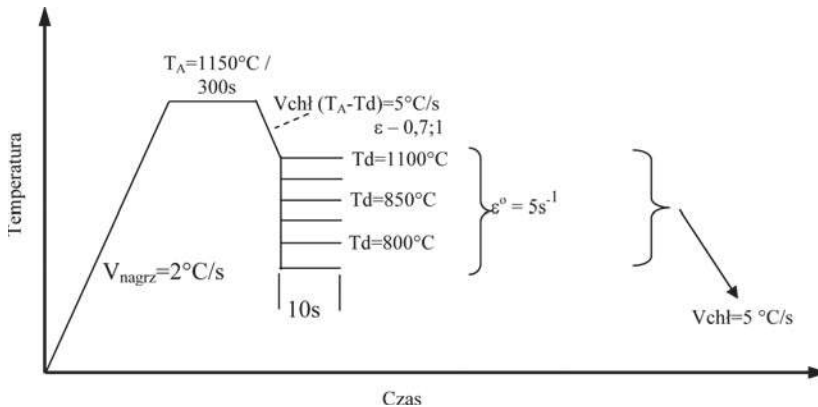


Rys. 3. Schemat pobrania próbek do badań wraz z wynikami pomiaru twardości HRC na powierzchni bocznej korpusu silnika

Zgniatanie obrotowe na zimno prowadzono w dwóch następujących po sobie przejściach (bez międzyoperacyjnej obróbki cieplnej): z 3,8 mm na 2,1 mm i z 2,1 mm na 1,1 mm (część korpusu). Starzenie próbek prowadzono w temperaturach od 460 do 490°C przez okres od 1 do 8 godzin. Wykonano pomiary twardości na powierzchni zewnętrznej korpusu metodą Rockwella i na przekroju poprzecznym próbek wyciętych z korpusu w zaznaczonych obszarach metodą Vickersa.

2.1.5. Badania odkształcalności stali na gorąco

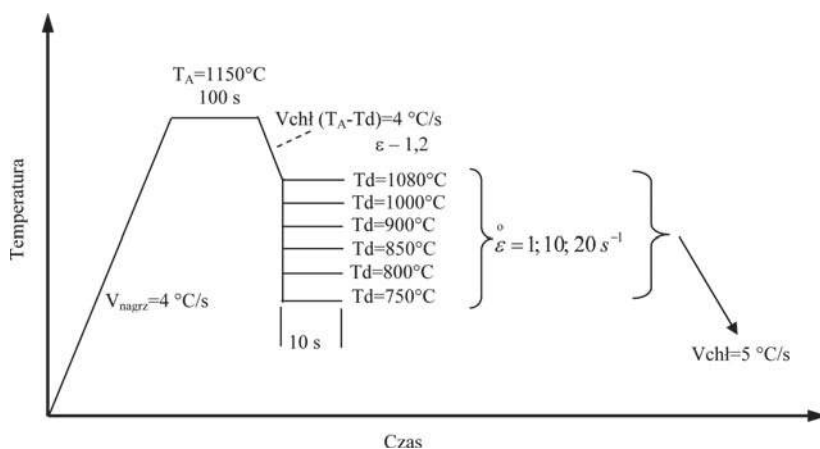
Charakterystyki odkształcalności na gorąco stali 15CrMoV6-10-3-VAD i 15CrMoV6-10-3-Pr opracowano z zastosowaniem testów jednoosiowego ściskania próbek o wymiarach $\phi 10 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ w symulatorze Gleeble 3800. Na próbkach ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD wykonano testy w zakresie temperatury T_d od 800°C do 1100°C, z szybkościami odkształcenia 5 s^{-1} , po nagrzaniu do temperatury austenitizacji $T_A = 1150^\circ\text{C}$ wg schematów przedstawionych na rys. 4 oraz w temperaturze od 800°C po nagrzaniu do temperatury austenitizacji $T_A = 1050^\circ\text{C}$.



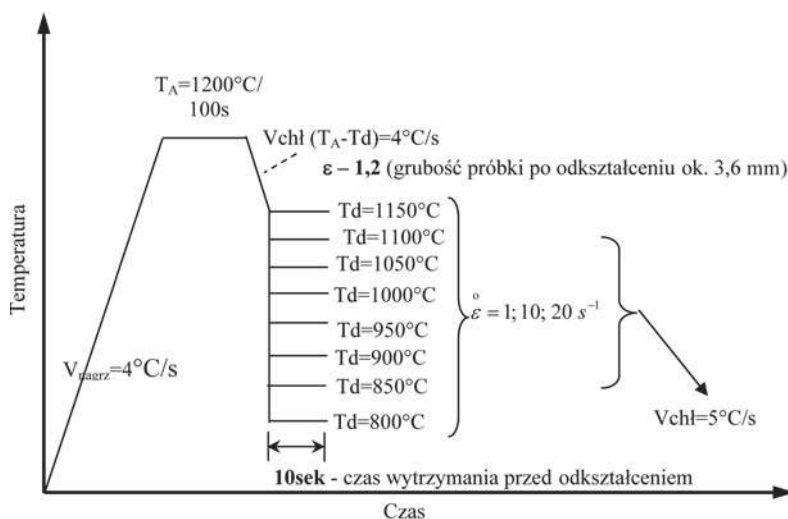
Rys. 4. Schemat testów jednoosiowego odkształcenia wykonanych w symulatorze Gleeble 3800 na próbkach $\phi 10 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD i 15CrMoV6-10-3-Pr (wytop S10)

Na próbkach ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr (wytop S10) wykonano testy w zakresie temperatury T_d od 750°C do 1080°C, z szybkościami odkształcenia 1, 10 i 20 s^{-1} , po nagrzaniu do temperatury austenitizacji $T_A = 1150^\circ\text{C}$ wg schematu na rys. 5.

Na próbkach ze stali N18K9M5Ts (wytop S8) wykonano testy w zakresie temperatury od 800°C do 1150°C, z szybkościami odkształcenia 1, 10 i 20 s^{-1} , po nagrzaniu do temperatury austenitizacji $T_A = 1200^\circ\text{C}$ wg schematu na rys. 6.



Rys. 5. Schemat testów jednoosiowego odkształcenia wykonanych w symulatorze Gleeble 3800 na próbkach $\phi 10 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr (wytop próżniowy S10)



Rys. 6. Schemat zaplanowanych testów w symulatorze Gleeble3800

Krzywe płynięcia plastycznego stali N18K12M4Ts w zakresie temperatur $20 \div 400^\circ\text{C}$ wyznaczone za pomocą symulatora procesów metalurgicznych. Do badań zastosowano próbki osiowosymetryczne o wymiarach $\phi 6 \times 8 \text{ mm}$. Próbki wykonano z pręta o przekroju $20 \times 25 \text{ mm}$ w stanie po kuciu wleka o przekroju kwadratowym 100 mm . Parametry eksperymentów ściskania z zastosowaniem symulatora Gleeble przedstawiono w tablicy 1.

Tablica 1

**Parametry odkształcenia zastosowane podczas ściskania
na symulatorze Gleeble**

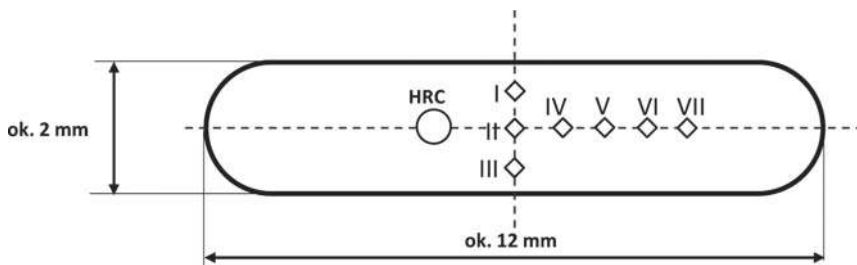
Lp.	T_d	$\dot{\epsilon}$	Chłodzenie po odkształceniu
	[°C]	[s ⁻¹]	
1	400	1	swobodne
2	300		swobodne
3	200		swobodne
4	100		swobodne
5	20		swobodne
6	400	10	swobodne
7	300		swobodne
8	200		swobodne
9	100		swobodne
10	20		swobodne

T_d – Temperatura odkształcenia

Pozostałe parametry eksperymentu były następujące:

- prędkość nagrzewania: 10°C/s
- czas wygrzewania przed odkształceniem: 30 s
- wartość odkształcenia: $\epsilon = 1,8$
- chłodzenie swobodne po odkształceniu.

Próbki po ściskaniu w temperaturach od 20°C do 400°C poddano dalszym badaniom. Wykonano pomiary grubości w celu określenia rzeczywistej wartości odkształcenia oraz przeprowadzono badania metalograficzne i wykonano pomiary twardości na przekrojach poprzecznych w osi próbki poddanej ściskaniu zgodnie ze schematem na rys. 7.



Rys. 7. Miejsca pomiarów twardości HV10 i HRC próbek po ściskaniu. Pomiary I, II i III od brzegu co 0,5 mm, a pozostałe pomiary od środka co 1 mm w osi próbki

2.1.6. Badania umocnienia na zimno

Umocnienie stali 15CrMoV6-10-3-Pr w wyniku odkształcenia na zimno oceniano przez pomiar twardości próbek ściskanych jednoosiowo w zakresie wartości odkształceń od 20 do 80%. Próbki przed odkształceniem poddano zabiegowi ulepszenia cieplnego lub zmiękczenia.

Na próbkach ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD odkształconych na zimno wyznaczono krzywe zależności wytrzymałości, granicy plastyczności i wydłużenia A_{10} od odkształcenia w zakresie wartości odkształcenia od 0 do 0,6.

Ocenę wpływu wielkości odkształcenia zadanego metodą zginiatania obrotowego na zimno (wyznaczonego z różnic grubości ścianek korpusów przed i po procesie zginiatania) na właściwości wytrzymałościowe przeprowadzono na podstawie krzywych zależności granicy plastyczności od odkształcenia całkowitego zadanego na zimno podczas wyciągania ścianki wytłoczki lub wyciągania ścianki wypraski. W podobny sposób oceniono zależność wytrzymałości od odkształcenia całkowitego dla procesów wyciągania ścianki. Wyciąganie ścianki wytłoczki przeprowadzono na wytłoczkach wykonanych z krążków ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD o średnicy $d_k = 228$ mm i grubości $g_0 = 16$ mm za pomocą stempla o średnicy $d_s = 120$ mm, a wyciąganie ścianki wypraski przeprowadzono na wyprasce o kalibrowanej na gorąco średnicy zewnętrznej wykonanej przez wyciskanie przeciwbieżne z zastosowaniem redukcji ścianki z kęsa kwadratowego z zaokrąglonymi narożami o przekątnej 160 mm. Przed wyciąganiem ścianki wypraski zostały wyżarzone w temperaturze 850°C i chłodzone z piecem do temperaturze 160°C. Wytłoczki wyżarzone w temperaturze 790°C. Półwyroby charakteryzowały się następującymi właściwościami mechanicznymi:

- wypraski – $R_m = 730$ MPa; $R_e = 600$ MPa; $A_5 = 18,0\%$,
- wytłoczki – $R_m = 800$ MPa; $R_e = 380$ MPa; $A_5 = 18,3\%$.

Badania po odkształceniu stali maraging przeprowadzono metodą walcowania na zimno i metodą wyciągania ścianki wytłoczki na zimno. Podczas walcowania na zimno uzyskiwano redukcję grubości blachy odpowiadające odkształceniu w zakresie od 0,1 do 1,0. Z blach po walcowaniu wycinano próbki do rozciągania.

W celu określenia wpływu sposobu odkształcenia podczas zginiatania obrotowego na zimno (umocnienia) na mikrostrukturę korpusów zastosowano następujące schematy odkształceń:

1. Zginiatanie obrotowe na zimno przeprowadzono w jednym przejściu na stanowisku prototypowym na tulejach wsadowych ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD przygotowanych z wytłoczek wytłaczanych na zimno z krążków wyciętych z blachy walcowanej na gorąco poddanych wyciąganiu na zimno ścianki o grubości 6,1 mm, uzyskując dwie wartości odkształcenia plastycznego w strefie zginiatanej:
 - odkształcenie $\varphi_g = 0,71$ (redukcja grubości ścianki z 6,1 mm do 3,0 mm),

- odkształcenie $\varphi_g = 1,22 \div 1,34$ (redukcja grubości ścianki z 6,1 mm do 1,6 ÷ 1,8 mm),
- 2. Zgniatanie obrotowe na zimno przeprowadzono w jednym przejściu na stanowisku przemysłowym na tulejach wsadowych ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP przygotowanych z wyprasek kutych na gorąco poddanych wytłaczaniu i wyciąganiu na zimno ścianki o grubości 6,1 mm, uzyskując dwie wartości odkształcenia plastycznego w strefie zgniatanej:
 - odkształcenie $\varphi_g = 0,71$ (redukcja grubości ścianki z 6,1 mm do 3,0 mm),
 - odkształcenie $\varphi_g = 1,40$ (redukcja grubości ścianki z 6,1 mm do 1,5 mm),
- 3. Zgniatanie obrotowe na zimno przeprowadzono w jednym przejściu dla dwóch grup tulei wsadowych ze stali 15CrMoV6-10-3-IK+EŻP przygotowanych z rur walcowanych na gorąco o różnych grubościach ścianki 8,5±0,1 mm oraz 10±0,1 mm, uzyskując cztery wartości odkształcenia plastycznego w strefie zgniatanej:
 - odkształcenie $\varphi_g = 1,56$ (redukcja grubości ścianki z 10±0,1 mm do 2,1±0,1 mm),
 - odkształcenie $\varphi_g = 1,40$ (redukcja grubości ścianki z 8,5±0,1 mm do 2,1±0,1 mm),
 - odkształcenie $\varphi_g = 0,95$ (redukcja grubości ścianki z 10±0,1 mm do 3,85±0,1 mm),
 - odkształcenie $\varphi_g = 0,80$ (redukcja grubości ścianki z 8,5±0,1 mm do 3,85±0,1 mm)
- 4. Zgniatanie obrotowe na zimno przeprowadzono dwuetapowo dla tulei wsadowych ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr przygotowanych z wyprasek kutych na gorąco poddanych wytłaczaniu i wyciąganiu na zimno o grubości ścianki 3,7 mm, uzyskując dwie wartości odkształcenia plastycznego w strefie zgniatanej:
 - odkształcenie $\varphi_g = 1,21$ (redukcja grubości ścianki z 3,7 mm do 1,1 mm w dwóch operacjach z 3,7 mm do 2,1 mm i z 2,1 mm do 1,1 mm),
 - odkształcenie $\varphi_g = 0,79$ (redukcja grubości ścianki z 1,1 mm do 0,5 mm),

Badania tłoczności

Ocenę tłoczności stali 15CrMoV6-10-3-VAD i 15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP przeprowadzono na podstawie analizy wskaźników tłoczności wyznaczonych doświadczalnie. W badaniach parametrów wytłaczania stali 15CrMoV6-10-3-VAD stosowano blachę o grubości $g_0 = 8$ mm. Wymiary geometryczne narzędzi były następujące:

- średnica stempla $d_s = 50$ mm,
- promień zaokrąglenia stempla $r_s = 8$ mm,
- średnica matrycy $d_m = 66$ mm
- stosowane wielkości zaokrąglenia matrycy, czyli promienie ciągowe r_m w funkcji kąta roboczego matrycy α przedstawiono w tabelicy 2.

Tablica 2

Zależność promienia ciągowego od kąta roboczego matrycy

α [°]	r_m [mm]
15	20
30	15
45	10

Średnia średnica uzyskanej wytłoczki wynosi $d_1 = d_s + g_0 = 58$ mm. Przyjęto wstępnie, że grubość względna krążka wyjściowego spełnia warunek $g_0/d_k \geq 2$, dlatego nie stosowano dociskacza. Zakres poprawnej tłoczności wytłoczek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD wyznaczono biorąc pod uwagę stopień wytłaczania β_1 i stopień wyciągania β_g , które wyznaczono z następujących zależności:

– stopień wytłaczania:

$$\beta_1 = \frac{d_k}{d_1}$$

gdzie:

d_k – średnica krążka

d_1 – średnica wytłoczki równa sumie średnicy stempla i grubości krążka,

– stopień wyciągania:

$$\beta_g = \frac{g_{n-1}}{g_n}$$

gdzie

g_{n-1} i g_n – grubości ścianki przed i po tłoczeniu.

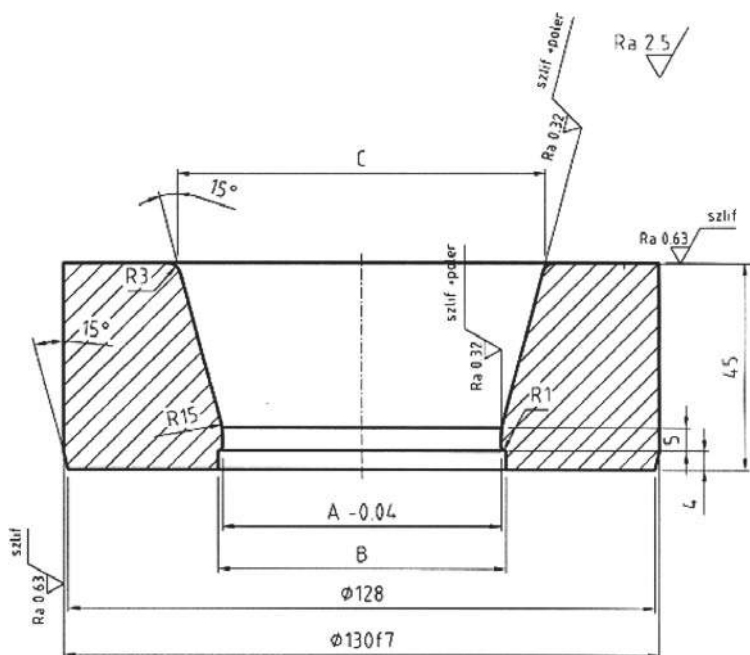
W próbach wyciągania ścianki wytłoczek na zimno na prasie hydraulicznej 250 ton wykorzystano tłocznik o średnicy stempla $d_s = 50$ mm. Do wyciągania ścianki wykonano matryce przedstawione na rys. 8. Wymiary średnic matryc – oznaczonych A, B, C – zestawiono w tablicy 3.

Tablica 3

Wymiary średnic matryc zastosowane w poszczególnych ciągach

Średnica matrycy	Nr ciągu		
	1	2	3
A	φ61,0 mm	φ57,6 mm	φ55,4 mm
B	φ63,0 mm	φ59,5 mm	φ57,5 mm
C	φ80,5 mm	φ77,0 mm	φ74,5 mm

Do operacji wytłaczania powierzchnie krążków fosforanowano. W pierwszej operacji z krążków wytworzono wytłoczki osiowo-symetryczne bez redukcji grubości ścianki. Wstępnie przygotowano krążki o różnych średnicach d_k i grubości g_0 w celu doboru optymalnych parametrów procesu. Stopień wytłaczania β_1 obliczono z zależności:



Rys. 8. Schemat matrycy wykorzystany w badaniach odkształcalności stali maraging

$$\beta_1 = \frac{d_k}{d_s + g_0}$$

gdzie:

- d_s – średnica stempla,
- d_k – średnica krążka,
- g_0 – grubość krążka

2.1.7. Badania właściwości mechanicznych

Pomiary właściwości mechanicznych przeprowadzono na próbkach ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD, 15CrMoV6-10-3-IK-EŻP, 15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP i 15CrMoV6-10-3-Pr obejmowały statyczną próbę rozciągania i próbę uderzeniową metodą Charpy'ego oraz pomiary twardości HB, HV10 i HRC.

W statycznej próbie rozciągania wyznaczono $R_{0,2}$, R_m i A_5 lub A_{10} na próbkach ulepszonych cieplnie. Parametry ulepszania cieplnego były następujące:

- hartowanie w oleju z temperatury 940°C – czas austenitowania 45 min, temperatury odpuszczania: 600, 650, 660, 670°C w czasie 45 min;
- hartowanie w oleju z temperatury 980°C – czas austenitowania 45 min, temperatury odpuszczania: 600, 650, 660, 670°C w czasie 45 min;

- hartowanie w oleju z temperatury: 910, 940, 950, 970 i 980°C – czas austenityzowania 30 min, odpuszczanie w temperaturze od 560 do 720°C w czasie 45 min.

Właściwości mechaniczne zostały określone na trzech próbkach płaskich dla każdej temperatury odpuszczania, które wykonywano z odciętych pierścieni po procesie wytłaczania i wyciągania ścianki. Pierścienie wytłoczek o grubości 6÷7 mm frezowano obustronnie do grubości 2 mm, następnie przecinano i prostowano na zimno. Z uzyskanych w ten sposób płaskowników uzyskano próbki wytrzymałościowe zgodnie z normą PN-91/H-04310.

Badania udarności stali 15CrMoV6-10-3-VAD przeprowadzono w temperaturach: 20°C i -40°C metodą Charpy U, a stali 15CrMoV6-10-3-Pr (S10) przeprowadzono w temperaturach 20, 0, -40 i -60°C metodą Charpy V na próbkach o wymiarach 10×10×55 mm ulepszonych cieplnie według następujących parametrów:

- temperatura austenityzowania 940°C, 960°C, 970°C i 980°C w czasie 45 min, hartowanie w oleju;
- temperatura odpuszczania: 630°C lub 660°C; czas odpuszczania 45 min.

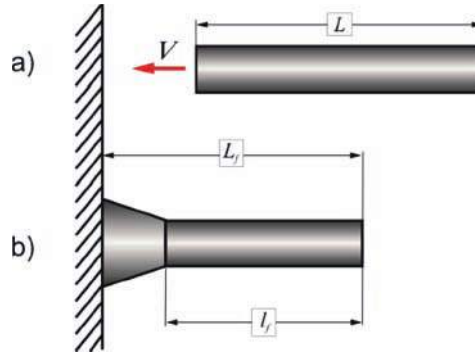
Badania właściwości mechanicznych stali maraging przeprowadzono na materiale z dwóch wytopów S8 (N18K9M5T) i S11 (N18K12M4T) w stanie po przesycaniu oraz po przesycaniu i starzeniu. Zakres badań obejmował pomiary twardości HRC oraz wyznaczenie $R_{0,2}$, R_m i A_5 w statycznej próbie rozciągania. W próbie rozciągania zastosowano niestandardowe próbki o przekroju prostokątnym. Pomiary twardości wykonano na próbkach przeznaczonych do prób rozciągania w obszarze uchwytu próbki. Statyczną próbę rozciągania przeprowadzono z wykorzystaniem maszyny wytrzymałościowej ZWICK 250. Rozciąganiu poddano próbki ze stali N18K9M5T i N18K12M4T w stanie po przesycaniu w temperaturze 820°C przez 0,5 godziny oraz po przesycaniu i starzeniu w temperaturze 490°C w czasie 3 godzin i 9 godzin. Z wytopów S103 (stal N18K9M5Ts) i S104 (stal N18K12M4Ts) wykonano próbki do badań wytrzymałościowych.

Badania właściwości mechanicznych odkuwek pochodzących z próżniowych wytopów ze stali N18K12M4Ts (S146, S149, S154, S155 i S156) wykonano w stanie po kuciu na gorąco i po obróbce cieplnej polegającej na dwukrotnym przesycaniu w temperaturach 950°C i 830°C po 0,5 godziny oraz starzeniu w temperaturze 480°C przez 4 godziny.

Właściwości mechaniczne określono na próbkach wykonanych z tulei i z korpusów ze stali N18K9M5Ts. Tuleje przed zginiataniem obrotowym na zimno były przesycane w temperaturze 830°C przez 0,5 godziny, a korpusy po zginiataniu obrotowym na zimno były starzone w temperaturze 480°C przez 4 godziny.

2.1.7.1. Badania dynamicznych właściwości mechanicznych

Pomiary dynamicznej granicy plastyczności wykonano w Wojskowej Akademii Technicznej w oparciu o teorię opracowaną przez G. Taylora [48] w 1948 roku i jej modyfikację zastosowaną przez Jonasa i in. [51]. Dzięki tej teorii możliwe jest określenie dynamicznej granicy plastyczności materiału wyłącznie na podstawie wyników pomiarów geometrycznych próbki walcowej po jej zderzeniu z twardą, nieodkształcalną tarczą (płytą) oraz znajomości gęstości materiału walca i prędkości jego zderzenia z tarczą (rys. 9) [52].



Rys. 9. Schematyczna ilustracja metody Taylora do szacowania dynamicznej granicy plastyczności Y

Schemat ilustrujący metodę do oszacowania dynamicznej granicy plastyczności Y przedstawiono na rys. 9, a zależność do wyznaczenia wartości granicy dynamicznej jest następująca [53]:

$$Y = \frac{\frac{1}{2} \rho V^2 \left(1 - \frac{l_f}{L}\right)}{\left(1 - \frac{l_f}{L}\right) \ln\left(\frac{L}{l_f}\right)} = \frac{\beta^* \rho V^2}{1 - \frac{l_f}{L}}$$

gdzie:

- ρ – gęstość materiału próbki walcowej;
- V – prędkość uderzenia;
- L – długość próbki przed zderzeniem;
- L_f – całkowita długość próbki po zderzeniu;
- l_f – długość części niezdeformowanej próbki

Próbki walcowe zajmowały miejsce naboju w pociskach i wprowadzono je w ruch poprzez wystrzał z lufy balistycznej, a do określenia prędkości zderzenia stosowano optyczną metodę pomiarową, polegającą na rejestracji ruchu walca na odcinku pomiarowym tuż przed jego zderzeniem z nieodkształcalną tarczą. Do tego celu wykorzystano cyfrową kamerę szybką Phantom v12 oraz specjalistyczny oświetlacz o bardzo dużej światłości Dedocool. Prędkość zde-

rzenia walca z tarczą określano na podstawie średniej wyników otrzymanych z trzech analiz obrazowych. Jej wielkość dostosowywano eksperymentalnie po ocenie zachowania się próbki. Podstawowym kryterium wyboru prędkości zderzenia było wymaganie, aby próbka – w wyniku zderzenia – ulegała wyraźnemu odkształceniu plastycznemu bez widocznego naruszenia spójności materiału [54, 55].

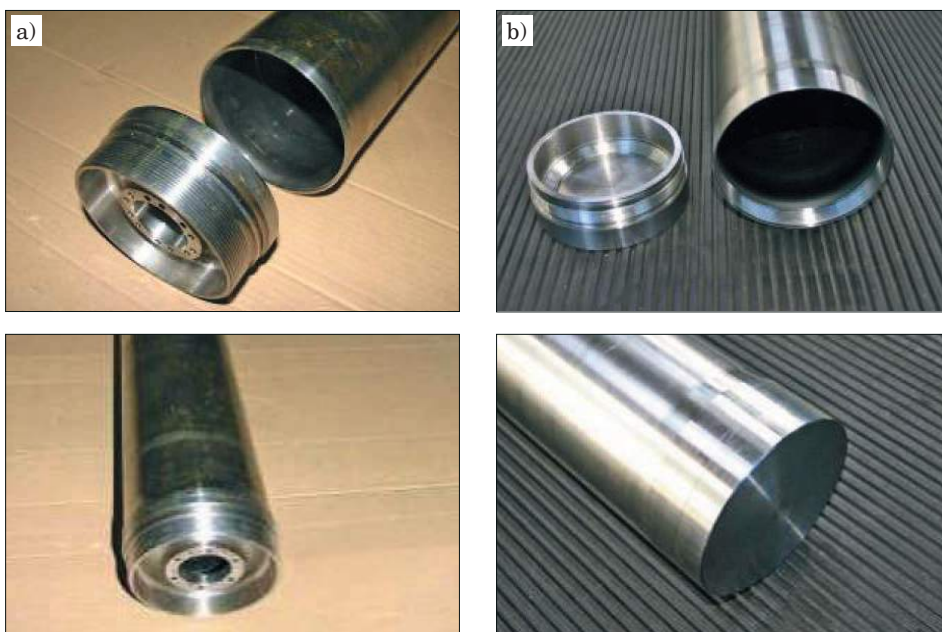
2.1.7.2. Badania odporności korpusów na ciśnienie hydrodynamiczne

Badania odporności korpusów wytwarzanych metodą zgniatania obrotowego na zimno na ciśnienie hydrodynamiczne wykonano na dwóch różnych urządzeniach [10, 16]. Korpusy ze stali 15CrMoV6-10-3 badano na urządzeniu dla wyrobów o średnicach od 100 do 250 mm, w którym korpusy są mocowane poziomo, a korpusy ze stali maraging badano na urządzeniu dla wyrobów o średnicach do 100 mm, w którym korpusy są mocowane pionowo. Próby odporności korpusów na ciśnienie hydrodynamiczne ze stali 15CrMoV6-10-3 były prowadzone dwuetapowo: w pierwszym etapie sprawdzano ich odporność na działanie oleju o ciśnieniu 5 MPa, a w drugim etapie korpusy wytrzymywano przez 60 s w warunkach ciśnienia oleju 25 MPa. Korpusy ze stali N18K9M5Ts wytrzymywano przez 30 s przy ciśnieniu oleju 20,5 MPa. Wybrane korpusy ze stali N18K12M4Ts sprawdzano przy ciśnieniu oleju 30 MPa. Wytypowane korpusy z partii badawczej wytrzymywano z kolei przy stopniowo wzrastającym ciśnieniu oleju aż do momentu pojawienia się pęknięcia na płaszczu korpusu. Na rys. 10 przedstawiono stanowiska do badań hydrodynamicznych korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3 (rys. 10a) i korpusów ze stali maraging (rys. 10b).



Rys. 10. Stanowiska do badań hydrodynamicznych korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3 (a) i ze stali maraging (b)

Dodatkowo dla korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3 przeprowadzono próby hydrodynamiczne połączeń spawanych i połączeń gwintowych płaszczu korpusów z dnem. Widok elementów spawanych przedstawiono na rys. 11a, a elementów skręcanych na rys. 11b.



Rys. 11. Dno i kadłub przed połączeniem i po spawaniu (a) oraz dno i płaszcz korpusu przed i po skręcaniu (b)

2.1.8. Badania mikrostruktury oraz rozrostu ziarna austenitu stali 15CrMoV6-10-3 i stali maraging

2.1.8.1. *Badania mikrostruktury*

Badania mikrostruktury stali 15CrMoV6-10-3 przeprowadzono metodami mikroskopii świetlnej, skaningowej mikroskopii elektronowej na zgładach metalograficznych i metodą transmisyjnej mikroskopii elektronowej na cienkich foliach. Mikrostrukturę ujawniono w próbkach wyciętych ze środka grubości i przy powierzchni blach o grubości 7 i 15 mm ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD oraz w próbkach wyciętych z rur o średnicy $\phi 273$ mm i grubości ścianki 32 mm ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP w stanie po walcowaniu na gorąco oraz w ściankach wyprasek i wytłoczek po wyciąganiu ścianki na zimno. Mikrostrukturę określano również w ściankach wyprasek i wytłoczek po wyciąganiu ścianki na zimno oraz w tulejach obrobionych cieplnie przed zgniataniem obrotowym na zimno i w korpusach po zgniataniu według schematów przedstawionych w rozdziale 2.1.6.

Badania mikrostruktury stali N18K12M4Ts w stanie wyjściowym po przesyłaniu oraz po krótkotrwałym starzeniu wykonano przy pomocy mikroskopu świetlnego oraz na cienkich foliach za pomocą transmisyjnego mikroskopu

elektronowego (TEM). W celu obserwacji zmian mikrostruktury wywołanych krótkotrwałym starzeniem bez odkształcenia do badań z zastosowaniem TEM wytypowano próbkę, która charakteryzowała się wyraźnym wzrostem twardości w odniesieniu do stanu przesyconego. Próbka starzona w temperaturze 500°C w czasie 60 sekund i osiągała twardość 525 HV. Do obserwacji mikrostruktury za pomocą TEM zastosowano powiększenia do 150 000×.

W próbkach po ściskaniu w temperaturach od 20°C do 400°C ujawniono mikrostrukturę w miejscach pomiaru twardości (rys. 7). Ze względu na lokalizację odkształcenia podczas eksperymentów jednoosiowego ściskania próbek walcowych [26], badania mikrostruktury wykonano w osi próbek.

Mikrostrukturę badano na przekrojach poprzecznych próbek wyciętych z tulei o grubości ścianki 3,80 mm oraz z korpusów o grubość ścianki 1,17 mm i 0,52 mm wykonanych ze stali N18K9M5Ts. Przed zginiataniem obrotowym na zimno tuleje były przesypane w temperaturze 830°C przez 0,5 godziny.

Wykonano również badania mikrostruktury korpusów ze stali N18K12M4Ts po testach ciśnieniowych. Po zginiataniu obrotowym na zimno korpusy były starzone przez 4 godziny w temperaturze 480°C, albo przesypane w temperaturze 830°C przez 0,5 godziny i starzone w temperaturze 480°C przez 4 godziny.

Badania wpływu parametrów procesu zginiatania obrotowego na zimno na mikrostrukturę stali N18K12M4Ts przedstawiono na przykładzie analizy wyników z trzech eksperymentów.

Pierwszy eksperyment polegał na zginiataniu obrotowym wytłoczki uzyskanej po ciągnięciu na zimno z grubości ścianki 4,85 mm na 3,6 mm. Wsad ten pochodził z wypraski kutej na gorąco, o grubości ścianki 18 mm, poddanej toczeniu na grubość 4,85 mm. Podczas zginiatania obrotowego na zimno korpus o grubości ścianki 1,2 mm uległ zniszczeniu (rys. 12).



Rys. 12. Fragment korpusu nr 1 po zginiataniu obrotowym

Drugi i trzeci eksperyment polegał na zginiataniu obrotowym na zimno półfabrykatów o grubości ścianki 3,8 mm, które uprzednio prasowano na gorąco (grubość ścianki wypraski wynosiła 10 mm), toczono do grubości ścianki 7,0 mm i wyciągano na zimno w dwóch operacjach. Drugi i trzeci eksperyment

różnił się parametrami procesu zgniatania obrotowego na zimno: w eksperymencie 2 ściankę półfabrykatu zgniatano na grubość 2,1 mm, a następnie na grubość 1,2 mm (rys. 13), w eksperymencie 3 ściankę półfabrykatu zgniatano początkowo na grubość 2,5 mm, a następnie na grubość 1,1 mm (rys. 14).

Grubość ścianki [mm]: 1,20÷1,24 1,18 2,11 3,80



Rys. 13. Fragment korpusu nr 2 po dwukrotnym zgniataniu

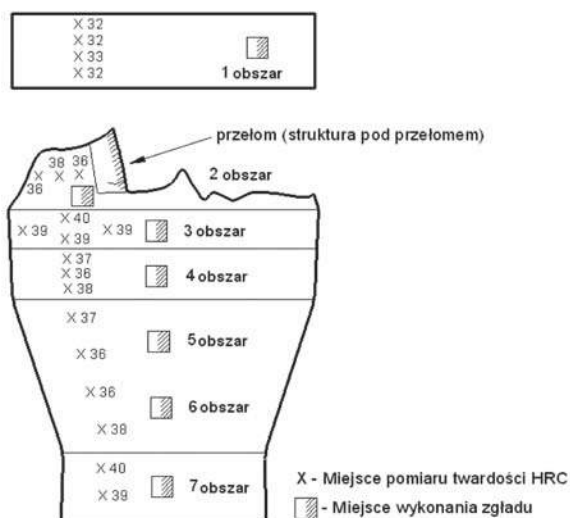
Grubość ścianki [mm]: 1,05 1,10 2,53 3,80



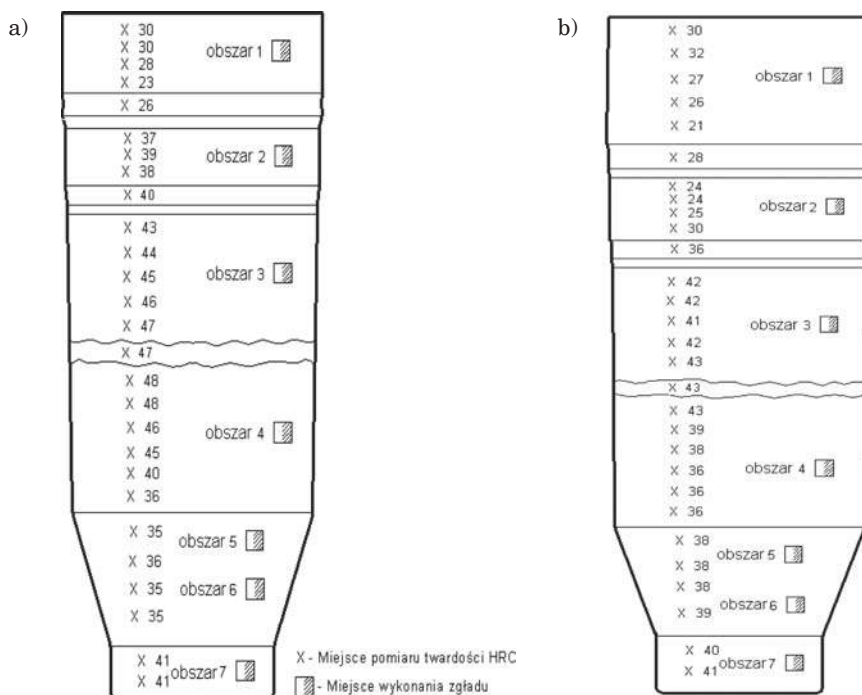
Rys. 14. Fragment korpusu nr 3 po dwukrotnym zgniataniu

Na rys. 15 i 16 przedstawiono schemat wycinania próbek do badań struktury i miejsca pomiarów twardości wraz z naniesionymi wynikami pomiarów twardości. Obszar 1 reprezentuje materiał w stanie wyjściowym korpusu po przesycaniu w temperaturze 850°C przez 30 minut i chłodzeniu w atmosferze argonu. Obszary 2÷7 reprezentują stany materiału po różnym stopniu odkształcenia metodą zgniatania obrotowego na zimno w jednym przejściu rolek (obszar 2) i w dwóch przejściach rolek: przy końcu procesu (obszar 3), na początku procesu (obszar 4), w części stożkowej (obszary 5 i 6) oraz części czołowej (obszar 7).

Badania wpływu odkształcenia na strukturę stali N18K12M4Ts przeprowadzono na próbkach wyciętych z korpusów wykonanych metodą zgniatania obrotowego na zimno i poddanych obróbce cieplnej. Zgniatanie obrotowe na zimno prowadzono w dwóch następujących po sobie przejściach (bez międzyoperacyjnej obróbki cieplnej): redukcja grubości ścianki z 3,8 mm do 2,1 mm i z 2,1 mm do 1,1 mm. Obróbka cieplna polegała na starzeniu w temperaturach od 460 do 490°C w czasie od 1 do 8 godzin.



Rys. 15. Schemat wycinania próbek do badań struktury i wyniki pomiarów twardości HRC w półfabrykacie nr 1



Rys. 16. Schemat wycinania próbek do badań struktury i wyniki pomiarów twardości HRC w półfabrykacie nr 2 (a) i nr 3 (b)

2.1.8.2. *Badania rozrostu ziarna austenitu*

Charakterystyki rozrostu ziarna austenitu badano w stali 15CrMoV6-10-3-VAD po wygrzewaniu w temperaturach z zakresu 860÷1250°C w czasie 0,5 h i w stali 15CrMoV6-10-3-Pr (wytop S10) po wygrzewaniu w temperaturach z zakresu 900÷1200°C w czasie 0,5 h i 2,0 h. Jako miarę wielkości ziarna przyjęto średnią cięciwę przekroju ziarna. Dla każdego wariantu obliczono średnią cięciwę z minimum 100 pomiarów, co zapewniło błąd względny poniżej 10%.

Wielkość ziarna w stali maraging N18K9M5Ts określano wyznaczając średnią średnicę równoważną. Pomiar wielkości ziarna wykonano z zastosowaniem analizatora obrazu LUCIA. Na podstawie wyników pomiarów ilościowych wielkości ziarna wyznaczono współczynnik zmienności średniej średnicy równoważnej $v(S)$ zgodnie z zależnością:

$$v(S) = \frac{\sigma(S)}{\bar{X}} \cdot 100\%$$

gdzie:

$\sigma(S)$ – odchylenie standardowe,

\bar{X} – średnia arytmetyczna wielkości ziarna

Wpływ temperatury i czasu przesycań na wielkość ziarna austenitu w stali N18K9M5Ts badano na próbkach, które poddano wstępnej obróbce cieplnej, polegającej na wygrzewaniu w temperaturze 950°C w czasie 30 minut w celu zapewnienia zbliżonego stanu wyjściowego do dalszych eksperymentów. Przesycań przeprowadzono w temperaturach 800°C, 820°C, 840°C, 850°C, 860°C, 880°C, 900°C, 920°C i 950°C wytrzymując w każdej z temperatur przez 30 minut. Dodatkowo wielkość ziarna analizowano na próbkach wygrzewanych w wybranych temperaturach 820°C i 850°C w czasie 10, 20, 30 i 40 minut. Materiał po wygrzewaniu chłodzono swobodnie w powietrzu. Próbkę poddano następnie starzeniu w temperaturze 480°C w czasie 3 godzin, co ułatwiło ujawnienie granic ziarn byłego austenitu.

3. STALE STOSOWANE NA KORPUSY SILNIKÓW RAKIETOWYCH

Korpusy silników raketowych wykonuje się z różnych materiałów, ale głównym materiałem stosowanym na ich konstrukcje są stale. Korpusy wykonuje się ze stali odpornych na korozję, z klasycznych stali wysokowytrzymałych i jednocześnie odpornych na korozję stali martenzytycznych oraz z wysokowytrzymałych stali o strukturze starzonego martenzytu typu maraging [3-5, 56]. Wymagane składy chemiczne tych stali podano w tablicy 4.

Do wymienionych w tablicy 4 gatunków stali należą: **AISI 304** – stal nierdzewna, o dobrej odporności na korozję w różnych środowiskach. Stosowana na części wymagające głębokiego tłoczenia, odporne na korozję w środowisku atmosferycznym, wody naturalnej, roztworów alkalicznych, niektórych kwasów organicznych i nieorganicznych; **AISI 321** – podobna do AISI 304 z dodatkiem tytanu. Wykazuje dużą odporność na korozję międzykrystaliczną. Może być stosowana w zakresie temperatur od 450÷800°C. Stosowana na wymienniki ciepła, w elementach narażonych na działanie agresywnych środków konserwujących oraz na urządzenia pracujące w temperaturze 200°C; **AISI 6150** – średniowęglowa stal chromowo-wanadowa o podwyższonej wytrzymałości do ulepszenia cieplnego, zakres uzyskiwanych twardości od 35÷59 HRC; **SAE 4130** – odpowiednik stali 25HM stal do ulepszenia cieplnego i hartowania powierzchniowego; **15-5 PH** – stal klasy martenzytycznej wysokowytrzymała i odporna na korozję, stosowana w przemyśle lotniczym, w napędach raket, w przemyśle energetycznym na urządzenia silnie obciążone mechanicznie, korozyjnie i cieplnie; **17-4 PH** – stal klasy martenzytycznej wysokowytrzymała i odporna na korozję, stosowana w przemyśle lotniczym, napędach raket, w przemyśle energetycznym na urządzenia silnie obciążone mechanicznie, korozyjnie i cieplnie; **PH 13-8Mo** – stal klasy martenzytycznej, wysokowytrzymała i odporna na korozję, stosowana w przemyśle lotniczym, napędach raket, w przemyśle energetycznym na urządzenia silnie obciążone mechanicznie, korozyjnie i cieplnie; **stale maraging** (np. 8 i 9 tablica 4) – klasyczne gatunki oparto na stopie Fe-18%Ni, który w wyniku chłodzenia z zakresu trwałości austenitu, niezależnie od szybkości chłodzenia ulega przemianom na martenzyt dyslokacyjny (bezwęglowy). Dodatki do układu Fe-18%Ni takich pierwiastków jak Mo, Ti i Al umożliwiają umocnienie osnowy w procesie starzenia w wyniku wydzielenia się dyspersyjnych faz międzymetalicznych (mar – od „martensite” i aging – starzenie). Dodatek do stopu „maraging” Co wywołuje silne ograniczenie rozpuszczania Mo w roztworze Fe_α, co zwiększa efekt starzenia. W nazwach klasycznych gatunków stali maraging występują liczby oznaczające nominalną granicę plastyczności w jednostkach ksi (1 ksi = 6,9 MPa), np.: gatunek MS300 (lub X2NiCoMoTi18-9-5) charakteryzuje się nominalną wartością granicy plastyczności 1725 MPa,

Tablica 4

Składy chemiczne stali stosowanych na korpusy silników raketowych, % masowe

Lp.	Oznaczenie stali	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti* Nb+Ti	V	Co	Cu	Al	N
1	AISI 304	< 0,03	< 2,0	< 1,0	max 0,045	max 0,015	18,0 20,0	10,0 12,0	-	-	-	-	-	-	max 0,011
2	AISI 321	< 0,08	< 2,0	< 1,0	max 0,045	max 0,015	17,0 19,0	9,0 12,0	-	<* 0,07	-	-	-	-	-
3	AISI 6150	0,48 0,53	0,7 0,9	0,15 0,35	max 0,035	max 0,040	0,8 1,1	-	-	-	> 0,15	-	-	-	-
4	SAE 4130	0,28 0,33	0,4 0,6	0,15 0,35	max 0,035	max 0,040	0,8 1,1	-	0,15 0,25	-	-	-	-	-	-
5	15-5 PH	< 0,07	< 1,0	< 1,0	max 0,040	max 0,030	14,0 15,5	3,5 5,5	-	0,15 0,45	-	-	-	-	-
6	17-4 PH	< 0,07	< 1,0	< 1,0	max 0,040	max 0,030	15,0 17,5	3,0 5,0	-	0,15 0,45	-	-	3,0 5,0	-	-
7	PH 13-8Mo	< 0,05	< 0,1	< 0,1	max 0,010	max 0,008	12,25 13,25	7,5 8,5	2,0 2,5	-	-	-	-	0,90 1,35	max 0,01
8	X2NiCoMoTi18-9-5	< 0,03	< 0,1	< 0,1	max 0,010	max 0,010	max 0,010	17,0 19,0	4,6 5,2	0,3* 0,6	-	7,0 8,5	-	0,05 0,15	-
9	X2NiCoMoTi18-12-4	< 0,03	< 0,1	< 0,1	max 0,010	max 0,010	max 0,010	17,0 19,0	3,6 4,4	1,2* 1,6	-	11,5 12,5	-	0,05 0,15	-
10	15CDV6	0,12 0,18	0,80 1,00	max 0,20	max 0,020	max 0,015	1,25 1,50	-	0,80 1,00	-	0,20 0,30	-	-	-	-

a gatunek MS350 (lub X2NiCoMoTi18-12-4) charakteryzuje się nominalną wartością granicy plastyczności 2070 MPa.

W zależności od składu chemicznego wytopu, technologii wytwarzania stali oraz wszystkich cykli obróbki plastycznej i cieplnej, właściwości stali maraging, w tym wartość granicy plastyczności może różnić się od wartości nominalnych podanych powyżej.

Stale maraging należą do grupy ultra-wysokowytrzymałych stali martenzytycznych, a umacnianie uzyskuje się przez wydzielenie związków międzymetalicznych podczas procesu starzenia [57-59]. Od ich pierwszego wytworzenia w późnych latach 50. XX wieku stale maraging znalazły szereg zastosowań. Początkowo wiele prac badawczych dotyczyło metalurgii tych stopów. Następnie prace skupiały się na procesie umacniania podczas starzenia. Charakter procesu wydzielania faz międzymetalicznych jest nadal w dużej mierze przedmiotem badań. Spowodowane jest to m.in. dużą gęstością wydzieleni występujących w martenzytcie (zwykle o rozmiarze ok. 10 nm i o gęstości 10^{23} m^{-3} [60]). Ogólnie uważa się, że we wczesnych etapach starzenia tworzą się fazy typu Ni_3X ($\text{X} = \text{Ti}, \text{Mo}, \text{V}, \text{W}$) [57-59, 61, 62], podczas gdy bardziej stabilne fazy typu Fe-Y ($\text{Y} = \text{Mo}, \text{W}$) pojawiają się po dłuższych okresach starzenia [57-59, 63, 64]. Jednakże uzyskiwano różne wyniki, nawet w przypadku tego samego materiału i tak samo obrabianego cieplnie. Podobieństwo dyfraktogramów z różnych możliwych faz międzymetalicznych utrudnia ich identyfikację przy użyciu technik transmisyjnej mikroskopii elektronowej.

Vasudevan i in. [65, 66] poddali analizie krystalograficznej, strukturalnej i chemicznej fazy międzymetaliczne występujące w dwóch komercyjnych stalach maraging: VASCOMAX C-250 i T-250 za pomocą mikroskopii elektronowej i symulowanych komputerowo dyfraktogramów elektronowych. Z ich badań wynika, że zarodkowanie wydzieleni rozpoczyna się na dyslokacjach. Umacnianie wydzieleniowe bezkobaltowych stali T-250 z wyższą zawartością Ti (niż stal z kobaltem C-250) zachodzi przez wydzielenie i rozrost faz Ni_3Ti . Wysoka twardość uzyskiwana jest po dłuższych czasach starzenia, co przypisuje się dużej odporności wydzieleni na rozrost i małemu udziałowi w strukturze austenitu wtórnego. W przypadku stali C-250, która posiada niższą zawartość Ti niż stal T-250 podczas starzenia początkowo pojawiają się wydzielenia Ni_3Ti , a po dłuższych czasach również wydzielenia Fe_2Mo . Spadek twardości przy dłuższych czasach starzenia jest częściowo związany z przestarzeniem, ale głównie spowodowany jest większym udziałem w strukturze austenitu wtórnego. Zawartość Ni w martenzytcie wpływa na ilość austenitu wtórnego występującego w strukturze, co z kolei wpływa na wydzielenie Ni_3Ti .

Polowa mikroskopia jonowa z sondą atomową APFIM (atom-probe field-ion microscopy) pozwala na ujawnianie małych wydzieleni i na dokładną analizę składu chemicznego na poziomie atomowym [67]. Badania metodą APFIM stali typu maraging, głównie stopów modelowych wykazały segregację Mo do granic ziarn [61, 62, 68, 69]. Ilościowa mikroanaliza stali komercyjnych była

niemożliwa ze względu na ograniczoną rozdzielczość. Dopiero kompensujący energię system wysokiej rozdzielczości masy Oxford FIM100 wraz z nowoczesną sondą atomową wrażliwą na pozycjonowanie POSAP (position-sensitive atom probe) [70] pozwoliły na badania wysokostopowych komercyjnych stali, takich jak VASCOMAX C-300. Wstępne wyniki zostały opisane w pracach [70-76], a praca [77] stanowi rozwinięcie i uzupełnienie tych prac.

W stanie umocnionym przez starzenie w stali maraging C-300 zidentyfikowano dwa rodzaje faz międzymetalicznych wydzielających się podczas starzenia. Stwierdzono, że rozpad rozpoczyna się wraz z tworzeniem się małych cząsteczek Ni_3Ti wzbogaconych w Mo przy bardzo krótkich czasach starzenia. Faza Fe_7Mo_6 tworzy się w późniejszych etapach starzenia. Niektóre fazy Fe_7Mo_6 mogą wydzielać się na granicach fazy Ni_3Ti lub granicach martenzytu listwowego. Obserwacje fazy μ Fe_7Mo_6 wspomagane są obliczeniami termodynamicznymi. Pojawienie się austenitu wtórnego rozpoczyna się po czterech godzinach starzenia przy temperaturze 510°C [77].

3.1. STALE STOSOWANE NA KORPUSY SILNIKÓW RAKIETOWYCH W PRZEMYSŁE KRAJOWYM

W przemyśle krajowym na korpusy silników raketowych stosuje się dwie grupy gatunkowe stali. Stal ulepszoną cieplnie niskowęglową średniostopową o strukturze bainityczno-martenzytycznej 15CrMoV6-10-3 przeznaczoną na korpusy silników raketowych dużych średnic od 100 do 400 mm i stale typu maraging o strukturze bezwęglowego starzonego martenzytu (stale X2NiCoMoTi18-9-5 i X2NiCoMoTi18-12-4) przeznaczone na korpusy silników raketowych mniejszych średnic do 100 mm.

Właściwości i składy chemiczne oraz założenia materiałowe stali stosowanych w krajowym przemyśle do wytwarzania korpusów silników raketowych są zawarte w dokumentach taktyczno-technicznych i konstrukcyjno-technicznych zakładów przemysłu wyrobów specjalnych [7, 14, 15]. Na podstawie tych dokumentów modyfikowano skład chemiczny materiału na korpusy silników raketowych o średnicach powyżej 100 mm (do 400 mm) wytwarzanych ze stali 15CrMoV6-10-3. W oparciu o analizy wymaganych właściwości i ogólnych zależności pomiędzy właściwościami a składem chemicznym opracowano zakresy zawartości pierwiastków podstawowych i domieszkowych możliwych do uzyskania w wytopach przemysłowych przy zastosowaniu pozapiecowej obróbki próżniowej i w wytopie półprzemysłowym w piecu próżniowym VSG100S oraz wytyczne dla wytopu w otwartym piecu indukcyjnym – tablica 5.

Wszystkie stale z gatunku 15CrMoV6-10-3 dobrano tak, aby wyroby spełniały następujące wymagania [7, 8, 27, 43, 78-83] w zakresie wytrzymałości i plastyczności:

Tablica 5

Wymagane zakresy zawartości pierwiastków dla gatunku stali 15CrMoV6-10-3, % masowe [7]

Oznaczenie stali	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Al met	Ca
15CrMoV6-10-3	0,14 0,17	0,85 1,00	max 0,20	max 0,015	max 0,015	1,30 1,50	max 0,20	0,85 1,00	0,20 0,30	max 0,10	0,015 0,030	min 0,002

w stanie po ulepszeniu cieplnym	po zgniataniu obrotowym na zimno
R_m do 1080 MPa	R_m od 1380 do 1500 MPa
$A_5 \geq 10\%$	$A_5 \geq 6\%$

Do badań wytypowano również dwa gatunki stali maraging MS300 i MS350 (według obecnie obowiązujących oznaczeń X2NiCoMoTi18-9-5 i X2NiCoMoTi18-12-4 – tablica 4) należące do gatunków klasycznych, opracowanych w latach 60. XX wieku w USA. Stale te produkowano i badano od połowy lat 70. ub. wieku również w Polsce [np. 28, 29, 37-39, 84-86]. Obecnie stale maraging nie są wytwarzane przez krajowy przemysł stalowy.

Stale maraging **N18K9M5Ts (MS300)** i **N18K12M4Ts (MS350)** wytopiono i odlano w próżni w warunkach półprzemysłowych [12, 15, 16, 87]. Na podstawie wyników badań własnych i doświadczeń wytwórców rakiet opracowano założenia materiałowe [15, 16] dla korpusów silników rakietowych o średnicach do 100 mm wytwarzanych ze stali maraging. Przyjęto jako wyjściowy skład chemiczny stali X2NiCoMoTi18-9-5 i X2NiCoMoTi18-12-4. W oparciu o analizy wymaganych właściwości badanej stali i ogólnych zależności opracowano zakresy zawartości pierwiastków podstawowych i domieszkowych możliwe do uzyskania w wytopach półprzemysłowych w piecu VSG100S.

Składy stali w gatunkach X2NiCoMoTi18-9-5 i X2NiCoMoTi18-12-4 dobrano tak, aby wyroby i półwyroby spełniały następujące wymagania [13-15, 87] w zakresie wytrzymałości i plastyczności:

- **Stal N18K9M5Ts**

po przesycaniu	po zgniataniu obrotowym na zimno i starzeniu
R_m do 1150 MPa	R_m powyżej 2000 MPa
$A_5 \geq 8\%$	$A_5 \geq 3\%$
- **Stal N18K12M4Ts**

po przesycaniu	po zgniataniu obrotowym na zimno i starzeniu
R_m do 1200 MPa	R_m powyżej 2200 MPa
$A_5 \geq 8\%$	$A_5 \geq 3\%$

3.2. PRZYGOTOWANIE MATERIAŁU DO BADAŃ

W tej części rozdziału podano składy chemiczne materiałów stosowanych w krajowym przemyśle do wytwarzania korpusów silników raketowych, które zostały badane w celu modyfikacji i optymalizacji ich charakterystyk technologicznych. Zostały one wytworzone przy zastosowaniu różnych procesów technologicznych, które będą dokładnie opisane w następnym rozdziale 4. Poniżej przedstawiono ogólny opis badanych gatunków stali.

Stal 15CrMoV6-10-3 wytworzono w warunkach przemysłowych i w warunkach półprzemysłowych. W warunkach przemysłowych stal 15CrMoV6-10-3 wykonano następującymi sposobami: w piecu elektrycznym łukowym przy zastosowaniu pozapiecowej obróbki próżniowej VAD [7-10, 25, 43-46] – **15CrMoV6-10-3-VAD** (wytop nr 1 VAD), w otwartym piecu indukcyjnym odlewając wlewki-elektrodę w sposób klasyczny, którą następnie przetapiano elektrożużlowo [10, 26] – **15CrMoV6-10-3-IK-EŻP** (wytop nr 2 VAD+EŻP) i stosując odlewanie do wlewnic w sposób klasyczny z kadzi pośredniej po wytapianiu w piecu łukowym elektrycznym, po zastosowaniu pozapiecowej obróbki próżniowej VAD, a następnie wlewki przetopiono elektrożużlowo [10, 26] – **15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP** (wytopy nr 63 i nr 64 IK+EŻP). W warunkach półprzemysłowych zastosowano wytapianie i odlewanie w próżni [10] – **15CrMoV6-10-3-Pr** (wytopy nr S10 i S23).

Uzyskane składy chemiczne wytopów oznaczono na próbkach pobranych bezpośrednio przed odlewaniem z ciekłej stali (analiza wytopowa) podano w tablicy 6.

Charakterystyki stali maraging określono na materiale pochodzącym z wlewków wytapianych i odlanych w próżni z wytopów o numerach S07, S08 i S13 ze stali X2NiCoMoTi18-9-5 oraz nr S11 ze stali X2NiCoMoTi18-12-4, których wyniki analizy wytopowej przedstawiono w tablicy 7.

Korpusy wytwarzane ze stali, których składy przedstawiono w tablicy 4, ze względu na zbyt wysoką twardość powodowały zwiększone obciążenie i zużycie narzędzi stosowanych do wytłaczania i zginięcia obrotowego na zimno. Na podstawie analizy wyników badań własnych i dostępnych publikacji [37-39, 86] zaprojektowano składy chemiczne gatunków stali maraging na korpusy oznaczonych jako N18K9M5Ts i N18K12M4Ts, gdzie indeks „s” oznacza stal superczystą pod względem zawartości C, Mn, Si, O i N.

Zaprojektowany skład chemiczny stali maraging na korpusy zginięte obrotowo na zimno i wyniki analiz wytopowych stali przeznaczonych do badań przedstawiono w tablicy 8.

Wytopy S125 i S127 odlano do 100 kg wlewnic o przekroju poprzecznym kwadratowym 160×160 mm (głowa wlewka) zbieżnym do przekroju kwadratowego 140×140 mm (stopa wlewka). Zawartości pierwiastków wykraczające poza wartości skrajne zostały wytluszczone. Uzyskane składy chemiczne od-

Tablica 6
Składy chemiczne wytopów badawczych: próżniowych (S10, S23), klasycznego (VAD) i z przetopem elektrodożylowym (VAD+EŻP i IK+EŻP), % masowe [10]

Stal	rodzaj wlewka oznaczenie	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Al _{met}	Ca
15CrMoV6-10-3 próżniowa	kw.100 mm S10	0,16	1,09	0,07	0,013	0,010	1,43	0,03	0,95	0,28	0,03	0,035	<0,0005
próżniowa	kw.100 mm S23	0,16	0,93	0,07	0,012	0,010	1,39	0,02	0,96	0,27	0,37	0,017	<0,0005
VAD	VB10 i BN20 Wytop nr 1	0,17	0,89	0,20	0,013	0,011	1,40	0,09	0,84	0,26	0,10	0,019	0,0050
VAD+EŻP	VB10 Wytop nr 2	0,16	0,84	0,18	0,010	0,005	1,30	0,04	0,88	0,27	0,06	0,022	0,0023
IK+EŻP	VB10 Wytop nr 63	0,17	0,86	0,11	0,022	0,010	1,44	0,27	0,90	0,25	0,16	0,041	<0,0005
IK+EŻP	VB10 Wytop nr 64	0,17	0,85	0,09	0,024	0,010	1,47	0,28	0,95	0,25	0,16	0,031	<0,0005

Tablica 7
Składy chemiczne wlewków ze stali maraging X2NiCoMoTi18-9-5 (N18K9M5T) i X2NiCoMoTi18-12-4 (N18K12M4T) odlanych w piecu VSG 100S, analiza wytopowa % masowe [26]

Gatunek wytop	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Co	Mo	Ti	Cu	Alm	N	O
X2NiCoMoTi18-9-5 S07	0,019	0,14	<0,02	0,009	0,010	<0,05	17,3	9,40	4,90	0,77	<0,05	0,130	0,0012	0,0005
X2NiCoMoTi18-9-5 S08	0,020	0,13	<0,02	0,010	0,010	<0,02	18,30	9,50	5,15	0,80	<0,05	0,100	0,0013	0,0006
X2NiCoMoTi18-12-4 S11	0,019	0,14	<0,05	0,007	0,010	<0,05	17,85	12,30	4,10	1,65	<0,05	0,120	0,0012	0,0007
X2NiCoMoTi18-9-5 S13	0,023	0,16	<0,05	0,010	0,012	<0,05	18,3	9,50	5,30	0,75	<0,05	0,084	0,0012	0,0006

Tablica 8
Składy chemiczne stali maraging N18K9M5Ts i N18K12M4Ts przeznaczonych na korpusy do zgniatania obrotowego
na zimno, % masowe

Gatunek wytop	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Co	Mo	Ti	Cu	Alm
N18K9M5Ts wymagany	max 0,017	max 0,08	max 0,08	max 0,010	max 0,010	max 0,10	17,5 18,5	8,80 9,50	4,60 5,40	0,50 0,80	max 0,08	0,08 0,11
N18K9M5Ts S125	0,015	0,12	<0,05	<0,01	<0,01	<0,10	17,8	9,40	4,60	0,74	<0,05	0,11
N18K12M4Ts wymagany	max 0,017	max 0,08	max 0,08	max 0,01	max 0,01	max 0,20	17,5 18,5	11,80 12,5	3,60 4,40	1,40 1,80	max 0,20	0,08 0,11
N18K12M4Ts S127	0,012	0,080	0,10	0,010	0,01	0,10	17,5	12,0	3,85	1,54	<0,05	0,07

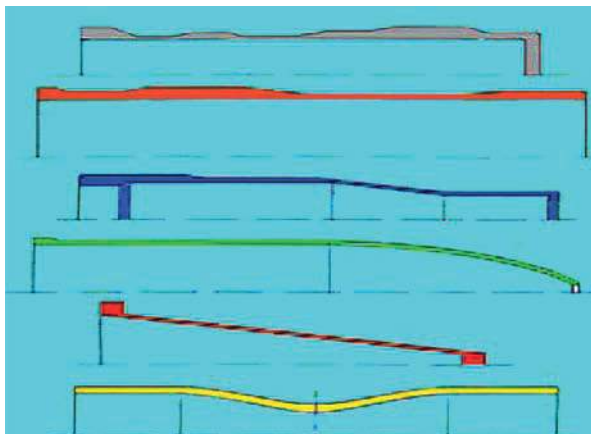
lanych stali poza nieznacznie podwyższonymi zawartościami Mn i Si uznano za spełniające wymagania. Z wlewków odkuto materiał do badań w formie prętów o średnicy ϕ 15 mm, ϕ 40 mm i płaskownika o przekroju poprzecznym 21×26 mm. Następnie metodą obróbki skrawaniem przygotowano próbki do badań:

- wytrzymałościowych;
- testu Taylora;
- krzywych płynięcia z zastosowaniem symulatora Gleeble.

4. WYBRANE ZAGADNIENIA Z TEORII I TECHNOLOGII PROCESU ZGNIATANIA OBROTOWEGO STALI NA ZIMNO

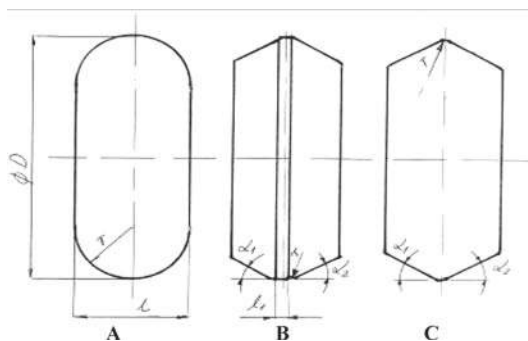
Metoda zgniatania obrotowego jest rozwinięciem, uzupełnieniem i unowocześnieniem procesu wyoblania. Zastosowano ją po raz pierwszy w Europie, a w latach czterdziestych XX w. rozpoczęto rozwój tej technologii w USA. Znaczny rozwój tej metody nastąpił podczas budowy statków kosmicznych, głównie przy produkcji elementów wykonanych z materiałów trudno odkształcalnych [4, 10, 16, 18, 19, 28, 88-99]. Zgniataniem obrotowym nazywamy obróbkę kształtową, w której proces wyoblania został połączony z jednoczesnym pocienieniem ścianki przez jej rozwałcowywanie. Metoda wyoblania stosowana była do produkcji cienkich i lekkich przedmiotów użytku domowego o symetrii osiowej, jak rondle i garnki. W tej metodzie stosowano zmodyfikowane tokarki, które były nieprecyzyjne, a jakość wyrobu zależała w dużej mierze od umiejętności operatora. Zasadnicza różnica pomiędzy zgniataniem obrotowym a wyoblaniem polega na tym, że podczas wyoblania uzyskuje się znaczną redukcję średnicy cienkościennego wyrobu w stosunku do wsadu. Podczas wyoblania ze względu na trudność sterowania nie zakłada się redukcji grubości ścianki. Podczas zgniatania głównym założeniem metody jest redukcja grubości ścianki wyrobu i wydłużenie w kierunku osi i promienia trzpienia, na którym umieszczony jest odkształczany przedmiot pod działaniem rolek zgniatających. Od roku 1950 zgniatanie obrotowe stosowane było w produkcji stożków ochronnych rakiet, części turbin gazowych i anten miskowych w przemyśle lotniczym i kosmicznym. Stosowano go również do produkcji komponentów układu przeniesienia napędu i kół w przemyśle motoryzacyjnym oraz butli gazowych i pojemników do przechowywania gazów pod ciśnieniem. Współczesne wyoblarki charakteryzują się dużymi siłami nacisku podczas kształtowania. Zgniataarki obrotowe mają o wiele sztywniejszą konstrukcję niż wyoblarki, w związku z czym mogą generować większe siły potrzebne do wytłaczania metalu w całej jego objętości. Maszyny te przydatne są do obróbki twardszych materiałów takich jak stale nisko, średnio, a nawet wysokostopowe, a także półwyroby: odlewane, kute lub wytłoczone. Metoda zgniatania obrotowego zyskała na znaczeniu w szczególności w ostatnich dwudziestu latach. Zgniatanie obrotowe jest procesem formowania metalu na zimno, które wykorzystywane jest do produkcji obrotowo-symetrycznych, pustych komponentów. Ta technika formowania wykazuje znaczną przewagę w porównaniu do tradycyjnych technik produkcji, takich jak wyoblanie, głębokie tłoczenie, czy zaokrąglanie kolistych korpusów dalszym spawaniem itd. Te zalety są szczególnie widoczne, kiedy komponenty mają być wyprodukowane w małych lub średnich partiach ze względu na stosunkowo niższe koszty oprzyrządowania niż w przypadku innych procesów, jak głębokie tłoczenie.

Jest to proces kształtowania za pomocą rolek na obracającym się trzpieniu. Zgniatanie obrotowe jest metodą wytwarzania wyrobów stożkowych oraz cylindrycznych z grubym dnem i cienką ścianką pobocznicy. Materiałem wyjściowym może być krążek blachy, wytłoczka lub odcinek rury. Kształt ścianki może być różnorodny i zmienny na długości (rys. 17).



Rys. 17. Przybliżone kształty ścianek korpusów zgniatanych obrotowo [10]

Tak skomplikowanych kształtów ścianek (pobocznicy) nie można uzyskać stosując procesy wytłaczania i mechanicznej obróbki wiórowej. Metodę zgniatania obrotowego stosuje się do produkcji wyrobów ze stali węglowych, nierdzewnych, stopów metali nieżelaznych, a także stopów trudno odkształcalnych. Zgniatanie obrotowe realizuje się na specjalistycznych maszynach-zgniatarkach obrotowych. W zależności od stopnia skomplikowania kształtu pobocznicy zgniatanie obrotowe osiowo-cylindrycznej tulei lub wypraski odbywa się za pomocą rolek o odpowiednim kształcie. Typowe konstrukcje rolek pokazano na rys. 18.



Rys. 18. Kształty rolek stosowanych do zgniatania obrotowego [54]

Rolki typu „A” i „C” różnią się promieniem zaokrąglenia r na średnicy zewnętrznej D . Rolka typu „B” posiada dodatkowo część cylindryczną na średnicy o długości l_1 . W budowie rolek typu „B” i „C” charakterystyczne są kąty: wejściowy α_1 oraz wyjściowy α_2 . Średnica i szerokość rolki jest w przybliżeniu zależna od średnicy i grubości zgniatanej wypraski. Przyjmuje się następujące zależności:

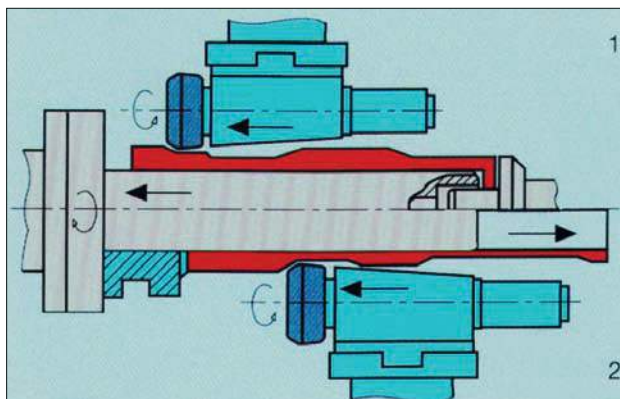
$$D \approx 1,5d_z, \quad l \geq \frac{g_c}{\operatorname{tg}\alpha_1}, \quad r \leq \frac{l}{2}$$

gdzie:

- D – średnica rolki,
- d_z – średnica zgniatanej wypraski,
- g_c – grubość ścianki (gniot całkowity),
- r – promień zaokrąglenia,
- α – kąt wejściowy rolki.

Zgniatanie obrotowe jest zaawansowanym procesem obróbki metalu na zimno przeznaczonym do produkcji bezszwowych, wymiarowo precyzyjnych rurowych i innych obrotowo-symetrycznych produktów. Proces polega na wywarceniu nacisku na zewnętrzną średnicę walcowego półwyrobu przymocowanego do obracającego się trzpienia. Nacisk wywierany jest w wyniku oddziaływania sił osiowych i promieniowych za pomocą rolek, które poruszają się jednocześnie wzdłuż obracającego się półwyrobu. Materiał płynie plastycznie zarówno w kierunku promieniowym jak i osiowym. Rolki o określonych kształtach geometrycznych umieszczane są w odpowiednich odległościach od siebie i od trzpienia. Po włączeniu maszyny, w zależności od jej konfiguracji, rolki przemieszczają się w poprzek po okręgu trzpienia lub trzpień przesuwają się między nieruchomymi, obracającymi się swobodnie rolkami wywierając nacisk do ok. 500 MPa na rolkę. Wynikiem zgniatania obrotowego jest wymiarowo dokładny, cylindryczny lub rurowy produkt o wysokiej jakości [100], o zwiększonych właściwościach mechanicznych i o doskonałym wykończeniu powierzchni. Początkowy półwyrób musi mieć kształt tulei lub miski. Półwyroby można przygotować metodą wyoblania, głębokiego tłoczenia lub wyciskania na gorąco z dodatkową obróbką zwiększającą dokładność wymiarową. Szeroka gama zgniatanych obrotowo otwartych i zamkniętych kształtów może być obecnie produkowana z różnych opornych na formowanie materiałów, jak stopy tytanu i nadstopy na bazie niklu. Proces zgniatania obrotowego używany był przez kilka lat do produkcji wysokojakościowych bezszwowych, cienkich komponentów o różnych ściankach do układów lotniczych i kosmicznych, urządzeń jądrowych, chemicznych i petrochemicznych oraz dla wielu innych gałęzi przemysłu. Proces ten nosi także inne nazwy, np. Roll Flo (LeFiell Manufacturing Co. Santa Fe Springs, CA) i Flow Turning (Lodge & Shipley Co.). Podobne procesy obejmują obrotowe wyciąganie ścianki stożka, kształtowanie skrętne i wyoblanie rur. Jedną z najważniejszych zalet procesu zgnia-

tania obrotowego jest stosowanie półwyrobów znacznie krótszych niż produkt końcowy. Mniejsze wymiary półwyrobów wyjściowych upraszczają obsługę. Zgniatanie obrotowe zapewnia także projektantom produktów dużą elastyczność przy projektowaniu bardziej precyzyjnych konstrukcji takich jak: rury z integralnymi okuciami, kanały z integralnymi kołnierzami, rurki o cienkich ściankach grubych na końcach, rurki o zmiennej grubości ścianki, itd. Jedną z metod zgniatania obrotowego jest zgniatanie rur, podczas którego wytwarza się kształty rurowe lub cylindryczne. Grubość ścianki, średnica i długość wyrobu końcowego mogą być różne. W przypadku, gdy jeden z końców wyrobu jest zamknięty lub częściowo zamknięty, jak w przypadku naczyń, dno opiera się o powierzchnię trzpienia, a kształtowany wyrób przesuwany jest w tym samym kierunku co rolki. Technika ta nazywana jest zgniataniem obrotowym współbieżnym. Jeśli oba końce wyrobu są otwarte, jak w przypadku rury, stosuje się zgniatanie obrotowe przeciwbieżne, gdzie siła wywierana przez rolki przepycha materiał o jednostkową długość na końcu trzpienia. Wyrób jest prowadzony i obracany przez trzpień. Rolki wciskają się w wyrób, którego materiał płynie pod rolki i w kierunku przeciwnym niż rolki. W każdym przypadku produkt końcowy jest cieńszy i dłuższy niż wyjściowy półwyrób, a objętość materiału pozostaje bez zmian. Jak pokazano na rys. 19, podczas zgniatania współbieżnego kierunek i zwrot wydłużenia zgniatanego materiału jest zgodny z kierunkiem i zwrotem posuwu rolek (wariant 1, rys. 19), natomiast podczas zgniatania obrotowego przeciwbieżnego kierunki wydłużania materiału zgniatanego obrotowo i posuwu rolek są zgodne, a zwroty przeciwne (wariant 2, rys. 19).



Rys. 19. Schemat zgniatania obrotowego współbieżnego (1) i przeciwbieżnego (2) [10]

Główną zaletą zgniatania obrotowego współbieżnego w porównaniu do zgniatania obrotowego przeciwbieżnego jest to, że zgniatanie obrotowe współbieżne eliminuje problem powstawania tzw. „dzwonu wlotowego” na wolnym

końcu wsadu i wykrzywianie wyrobu. W zgniataniu obrotowym współbieżnym możliwa jest bardziej dokładna kontrola długości, ponieważ metal kształtowany jest pod rolkami, a jakiegokolwiek wahnięcia wywołujące zróżnicowaną grubość ścianki półwyrobu są usuwane przez nieustanne wypychanie nadmiaru metalu przed rolkami, aż zostaje on wypchnięty poza długość końcową. Wadą zgniatania obrotowego przeciwbieżnego jest to, że proces jest wolniejszy niż w przypadku zgniatania obrotowego współbieżnego, ponieważ rolka musi przesunąć się poprzecznie po obwodzie już odkształconej części metalu obrabianego przedmiotu.

W zgniataniu obrotowym przeciwbieżnym obrabiany przedmiot przytrzymywany jest przez uchwyt przy głowicy, rolka porusza się w kierunku przymocowanego końca obrabianego przedmiotu, ruch odbywa się w przeciwnym kierunku, jak pokazano na rys. 19.

Zalety zgniatania obrotowego przeciwbieżnego w porównaniu do współbieżnego:

1. Półwyrób wsadowy jest mniej skomplikowany w zakresie przygotowania do procesu zgniatania, ponieważ nie wymaga stosowania wewnętrznego kołnierza zaciskowego.
2. Rolka przepycha materiał poprzecznie tylko w 50% długości końcowej rury, redukując grubość ścianki o 50% i tylko 25% wyrobu końcowego, dając razem zmniejszenie o 75%. Trzpień może być wykorzystany do obróbki rur o długości do 3 m.

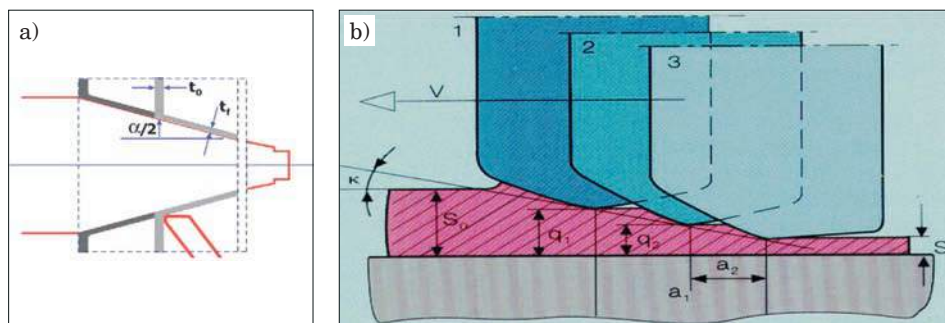
Znaczną wadą zgniatania obrotowego przeciwbieżnego jest to, że istnieje ryzyko otrzymania niejednorodnych wymiarów na długości wyrobu [101], a pierwsza zgniatana partia materiału rury musi przejść znaczną odległość, w związku z czym jest bardziej podatna na zniekształcenia. Wada ta jest mniej istotna w przypadku zgniatania rur o stałej grubości ścianki. Jednakże kiedy spoiny półwyrobu są grubsze niż ścianki rurki, zniekształcenia będą stanowiły poważny problem. Jeśli jako wstępny przedmiot obrabiany stosowany jest okrągły półwyrób, który jest odkształcany tylko w jednym cyklu pracy zgniatarki, zastosowanie ma zasada zachowania odpowiedniego stosunku D/d do zwykłego ściskania. (D – zewnętrzna średnica półwyrobu, d – wewnętrzna średnica obrabianego przedmiotu).

Inną metodą zgniatania jest metoda obrotowego wyciągania ścianki stożka. W metodzie obrotowego wyciągania ścianki stożka, czyli zgniatania obrotowego stożkowego wytwarza się elementy osiowo symetryczne, np. półkuliste, półelipsoidalne i bardziej złożone profile z płaskich półwyrobów lub bardziej złożonych kształtów, które są wyciągane przez jedną lub więcej rolek na obracającym się trzpieniu. Jak w przypadku wyoblania rur, materiał jest w całości odkształcany. Związek pomiędzy grubością materiału wstępnego i końcowego można wyrazić matematycznie twierdzeniem sinusów, $t_f = t_o \sin(\alpha/2)$, gdzie t_f oznacza stosunek grubości ścianki wyrobu końcowego do grubości ścianki

półwyrobu wyjściowego, a $\alpha/2$ oznacza połowę kąta stożka trzpienia [98, 99] – rys. 20a.

Zgniatanie obrotowe może odbywać się za pomocą trzech lub większej liczby rolek. W przypadku zastosowania trzech rolek rozmieszczenie ich jest co 120° w przekroju prostopadłym do osi obrotu.

Podstawowy schemat zgniatania dla wyrobów o większych grubościach ścianki przedstawiono na rys. 20b [10].



Rys. 20. Schemat zgniatania obrotowego stożków (a) oraz parametry geometryczne odkształcania ścianki materiału zgniatanego obrotowo przez poszczególne rolek zgniatarki przy redukcji ścianki od S_0 do S_1 (b) [10 i 98]

Każda rolka znajduje się na różnej głębokości i redukuje grubość ścianki o wartości $S_0 - q_1$, $q_1 - q_2$, $q_2 - S_1$, przy czym redukcja ścianki jest opisana następującą zależnością:

$$S_0 - S_1 = (S_0 - q_1) + (q_1 - q_2) + (q_2 - S_1)$$

Grubości zgniatanej ścianki przez poszczególne rolek mogą być równe lub różne dla zachowania jednakowego odkształcenia. Posuw V głowicy z rolekami jest dla przedstawionego schematu zależny od kąta natarcia K i przyjętej dopuszczalnej wartości chropowatości.

Zalety stosowania zgniatania obrotowego [4, 89, 95]:

- kształtowanie materiałów trudno odkształcalnych, które pękają podczas wytłaczania przy zastosowaniu zdecydowanie mniejszych odkształceń (sił),
- uzyskiwanie wysokich właściwości mechanicznych wyrobów,
- uzyskiwanie znacznie wyższych dokładności wykonania niż w procesie ciągnięcia,
- wysoka jakość powierzchni,
- ze względu na uzyskiwanie podczas zgniatania obrotowego cienkich i umocnionych przez zgniot ścianek wyroby mają mały ciężar,
- niski koszt oprzyrządowania,
- możliwość uzyskania dużych wartości odkształceń względnych do 95%.

Zgniatanie obrotowe ma następujące ograniczenia [99]:

- Proces zgniatania obrotowego ograniczony jest do kształtowania promieniowo symetrycznych, przedmiotów pustych w środku, takich jak stożki i cylindry.
- Zgniatanie obrotowe zmniejsza plastyczność i wydłużenie względne materiału, w niektórych przypadkach sprężystość może stanowić problem.
- Nie dorównuje głębokiemu tłoczeniu w przypadku długich przebiegów produkcyjnych i produktów o złożonych konturach.
- Koszt oprzyrządowania do zgniatania obrotowego jest niższy niż w przypadku głębokiego tłoczenia, ale żywotność narzędzi jest znacznie krótsza.

Proces zgniatania obrotowego, podczas którego wykorzystuje się wyłącznie siły ściskające zdefiniowany jest za pomocą normy SIN 8583. Cylindryczna część o grubej ściance wydłużana jest za pomocą zgniatania obrotowego poprzez redukcję grubości ścianki. Maszyna rozciąga półwyrob na obracającym się trzpieniu za pomocą mechanicznie prowadzonych rolek od wstępnej grubości ścianki t_o do końcowej grubości ścianki t_1 w jednym lub kilku cyklach pracy. Stosunkowe zmiany kształtu definiuje wzór

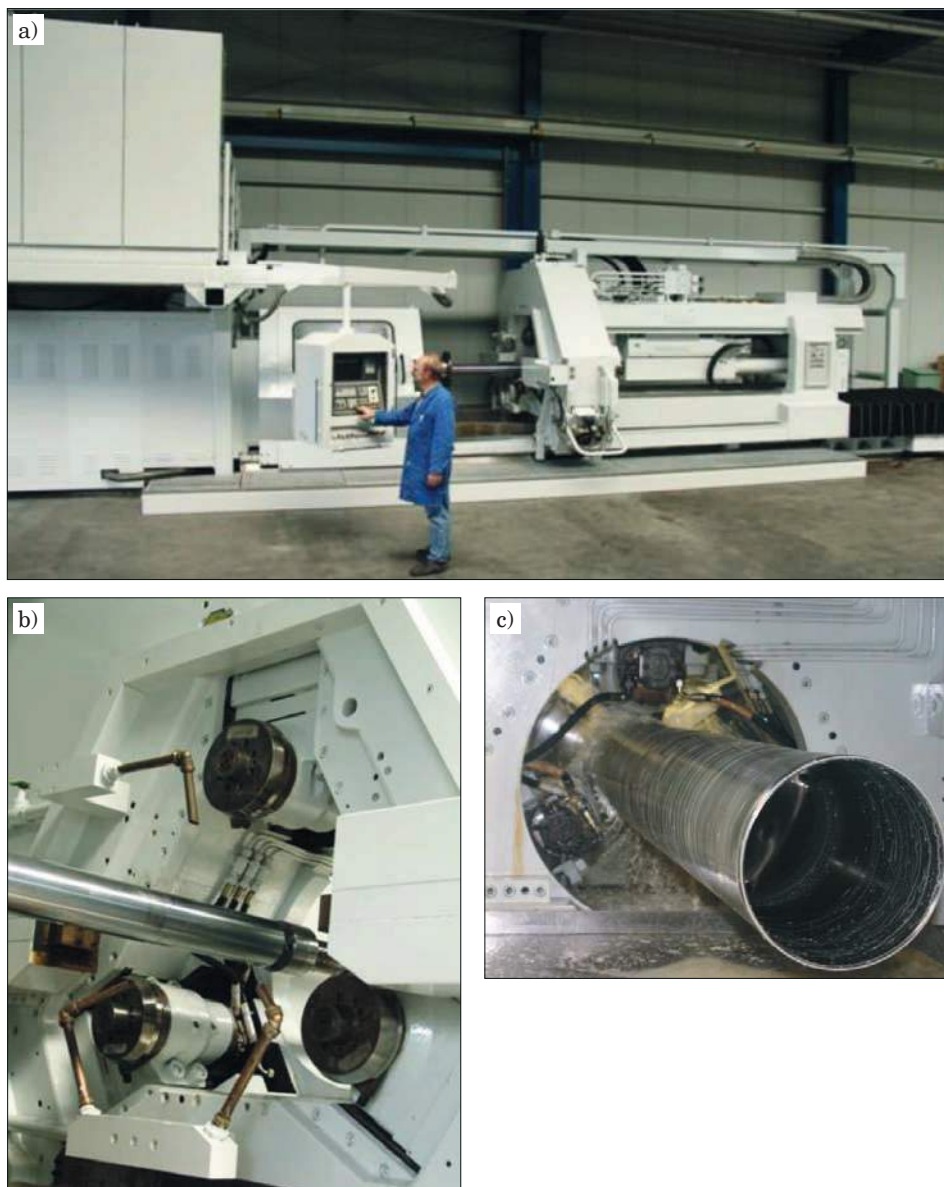
$$R = \{(t_o - t_1) \cdot 100\% \} / t_o$$

Istnieje możliwość do osiągnięcia wielkość odkształcenia całkowitego o ponad 95%. W procesie osiągana jest zwykle bardzo wysoka precyzja. Stosowane zgniatarki pozwalają na wytwarzanie części o ściankach różnej grubości, o różnej długości, z kołnierzami lub bez itd. Uzyskuje się dużą oszczędność czasu i materiału w porównaniu do tradycyjnych metod wytwarzania takich jak np. obciążanie obrotowe.

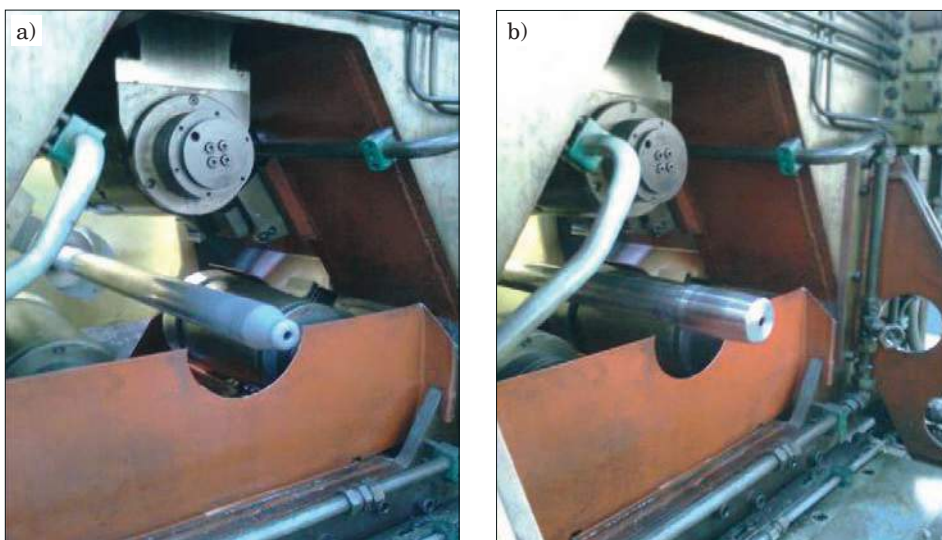
Xy i wsp. [102] i Li i wsp. [103] zastosowali symulację za pomocą metody elementów skończonych do scharakteryzowania odkształceń i płynięcia plastycznego w kierunku osiowym w procesie zgniatania obrotowego rur. Li i wsp. zaobserwowali, że materiał przemieścił się w tym samym kierunku osiowym jak wsad wokół nieodkształconej rury, gdy przemieszcza się on w kierunku przeciwnym do rolki do wsadu pierwotnego w strefie odkształcenia, wydłużając zgniatane partie materiału przeciwnie. W zgniatanej partii materiału metal przemieszcza się głównie w odwrotnym kierunku z powodu wpływu lokalnego odkształcenia plastycznego. Na grubości ścianki przemieszczenie styczne jest większe w warstwach zewnętrznych niż w warstwach początkowych. Xu i wsp. podczas analizy mechanizmu odkształcenia doszli do wniosku, że w tych samych warunkach procesu nie ma oczywistej różnicy w stosunku nacisku i naprężeń powierzchniowych pomiędzy współbieżnym i przeciwbieżnym zgniataniem obrotowym rur.

Zgniatarkę do wytwarzania wyrobów o średnicach od 50 do 650 mm, grubości ścianki od 0,1 do 10 mm i długości do 8000 mm, na której zgniatanie można rozpoczynać od maksymalnej grubości początkowej 30 mm przedstawiono

na rys. 21, a zgniatarkę do wytwarzania wyrobów o średnicach do 80 mm przedstawiono na rys. 22.



Rys. 21. Przykładowa zgniatarka obrotowa trójrolkowa do zgniatania wyrobów o średnicy od 50 do 650 mm: a) widok ogólny, b) trzpień i rolki zgniatarki, c) korpus podczas zgniata-
nia obrotowego [10]

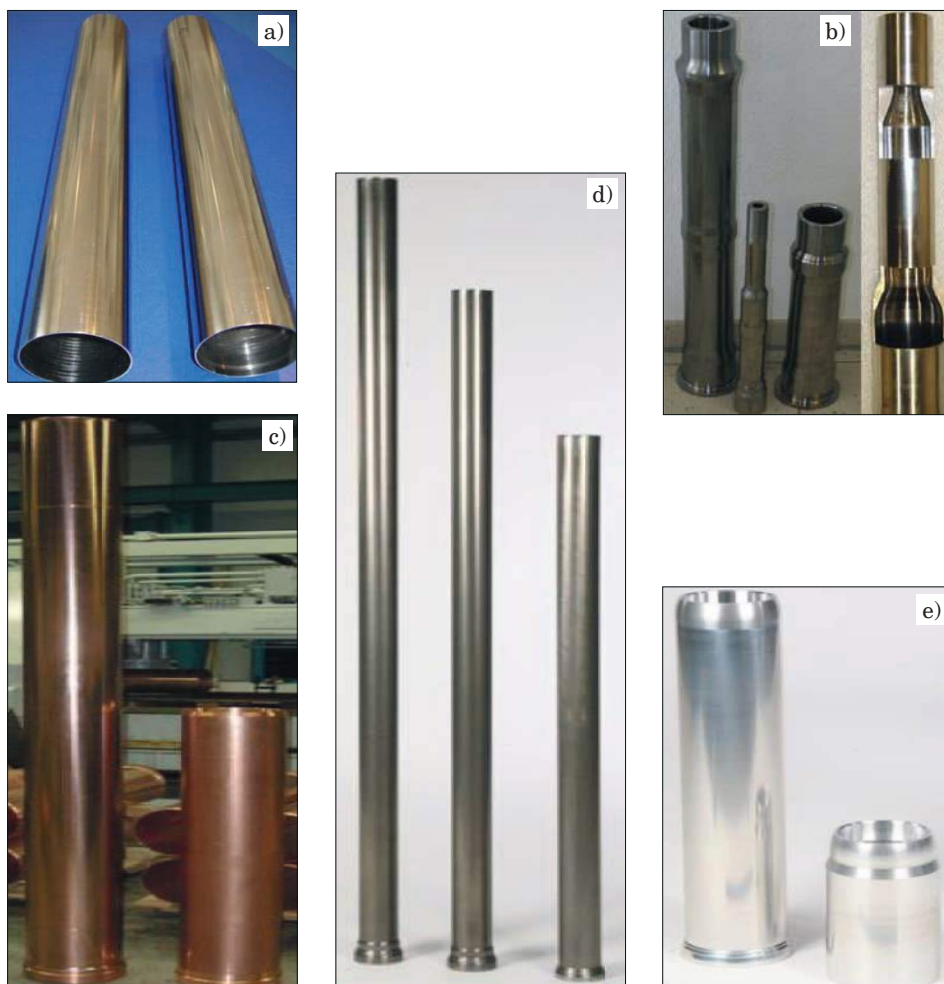


Rys. 22. Fragmenty trzpienia i głowicy z rollkami zgniatarki obrotowej do zgniatania wyrobów o średnicy do 80 mm: a) trzpień zgniatarki i głowica z rollkami; b) wytłoczka nasadzona na trzpień przed zgniataniem [16]

Wyroby zgniatane obrotowo na zimno znalazły zastosowanie jako wały napędowe, cylindry hydrauliczne, króćce zbiorników ciśnieniowych, zbiorniki ciśnieniowe, korpusy silników raketowych, wały napędowe silników odrzutowych, wały napędowe wirników śmigieł ogonowych śmigłowców lub wirolotów, cylindry próżniowe, głowice bojowe, dysze w elementach układu zawieszenia pojazdów, w obudowach komory spalania silnika spalinowego, elementy dziobowe rakiet, elementy wiatraków elektrowni wiatrowych, elementy piasty, jako podkładki dystansowe: zbiorników, silników odrzutowych i raketowych, w akumulatorach samochodowych i w wielu innych gałęziach przemysłu [3-5, 104-108].

Przykłady wyrobów wykonanych metodą zgniatania obrotowego na zimno przedstawiono na rys. 23.

Wielu badaczy analizowało wpływ parametrów procesu na składowe siły, naprężenia i odkształceń, jakość powierzchni i właściwości mechaniczne. Na temat zgniatania obrotowego / zgniatania obrotowego rur napisano wiele naukowych artykułów poruszających kwestię rozwoju teoretycznych metod dla określenia energii, naprężeń i odkształceń [109-114]. Wyniki badań zostały opisane poniżej. W 1972 r. Mohan i Misra [110] przeprowadzili z zastosowaniem analizy linii siatki teoretyczną analizę mechanizmu płynięcia plastycznego rur. Rzeczywiste naprężenia i odkształcenia rolek zostały obliczone przy założeniu, że podczas odkształcenia występowały tylko naprężenia liniowe, a składowe naprężenia w trzech głównych kierunkach mogą być wyznaczo-



Rys. 23. Przykłady wyrobów wytworzonych metodą zgniatania obrotowego na zimno: a) rury ze stali nierdzewnej $\phi 68 \times 1 \times 487$ mm; b) wały napędowe ze stali o strukturze odpuszczonego martenzytu silnika odrzutowego; c) rury miedziane $\phi 270 \times 5 \times 2800$ mm; d) wały napędowe wirnika śmigła ogonowego śmigłowca ze stopu tytanu; e) obudowa cylindryczna z aluminium [10]

ne z odkształcenia całkowitego po jego zakończeniu. Autorzy wykazali, że obliczone wartości naprężeń osiowych, promieniowych i stycznych wykazywały dużą zgodność z eksperymentalnymi wynikami dla technicznie czystej miedzi. Później w 1979 r. Hayama i Kudo [111] podjęli się analizy mającej na celu oszacowanie siły roboczej i dokładności średnicy przy użyciu metody naprężeń. Wang i wsp. [112] zastosowali model naprężeń zwykłych i metodę

pola linii poślizgu, aby obliczyć siły stosowane w trójwymiarowym zgniataniu obrotowym. Zauważyli, że wyniki zasadniczo pokrywają się z wynikami przedstawionymi przez Hayamę i Kudo [111]. W 1990 Singhal i wsp. [109] zaproponowali uogólnione wyrażenie dla energii potrzebnej do zgniatania rur z twardych materiałów, zakładając brak nawarstwiania się materiału, tak by miało to zastosowanie zarówno w przypadku współbieżnego jak i przeciwbieżnego zgniatania rur, bez uwzględnienia stałego czynnika tarcia pomiędzy rolką a materiałem przy wzroście średnicy. Park i wsp. [113] wyznaczyli całkowite zużycie energii potrzebnej do odkształcenia i wartość siły stycznej. Zaproponowano funkcję strumienia przy użyciu pola prędkości trapezoidalnej i sferycznej oraz stwierdzono, że zastosowanie pola prędkości trapezoidalnej daje bardziej zbliżone wyniki do wyników eksperymentalnych. Paunoiu i wsp. [114] rozwinęli uogólniony model teoretyczny przy użyciu metody górnej granicy do obliczania siły. W ich metodzie rozważono odkształcenie z płaskim czubkiem rolki, gdzie promień czubka rolki został podzielony przy użyciu różnych pól prędkości trójkątnej. W ten sposób powstała możliwość wybrania wielu pól prędkości w taki sposób, żeby można było uzyskać bardziej dokładne wartości siły. Autorzy również, że ta metoda może być rozbudowywana przez rozważenie linii wielostrumieniowych prędkości i może być zastosowana do analizy innych procesów produkcyjnych. W Materiałach ze Światowego Kongresu Inżynierii 2010 Tom II [115] została podjęta próba określenia energii i sił podczas wytwarzania rur o cienkich ściankach i o małych średnicach z tytanu przy użyciu trzech rolek z prędkością kątową 69 rad/sek., które umieszczono na uchwycie. Wszystkie możliwe parametry, poza przyrostem średnicy, która miała pomijalnie mały wpływ, zostały ujęte w równaniu stałych objętości. Wyznaczono średnią wartość granicy plastyczności dla tytanu za pomocą dopasowania krzywej. W warunkach zwykłego naprężenia plastyczność materiału wzrosła o ok. 15%, w wyniku wpływu naprężenia hydrostatycznego zgodnie z prawem Birdgemana. Stworzono równanie konstytutywne i obliczono, że wartość średniej granicy plastyczności materiału wyniosła 791 MPa. Stwierdzono, że ze wzrostem redukcji ścianki wzrasta zużycie energii oraz wzrastają siły promieniowa i osiowa. Odkryto także, że wraz ze spłaszczaniem się rolek wzrastała ich średnica i w konsekwencji wzrastało zużycie energii oraz siły osiowej i promieniowej. Optymalny kąt rolki α znajdował się w zakresie 20-25 stopni. Porównano wartości średniej granicy plastyczności z % wielkością redukcji ścianki [109, 111 i 115], to samo zauważono w pracy Hayamy i Kudo dotyczącej materiałów miękkich. W związku z tym autor [98] wnioskuje, że twarde materiały wymagają użycia większej energii oraz większej siły osiowej i promieniowej niż materiały miękkie.

Stosunek naprężeń w polu stycznej materiału odkształcanego pod rolką składowych obwodowej do osiowej ma wpływ na niestabilność płynięcia plastycznego, jak falistość lub wybrzuszenia (lub łuska) na zewnętrznej powierzchni formowanego półwyrobu [116]. Mały stosunek naprężeń w obszarze

pola styczności materiału odkształcanego pod rolką składowej obwodowej do osiowej prowadzi do geometrycznych nieściśłości [116-118]. Z drugiej strony duży stosunek w polu styczności składowej obwodowej do osiowej powoduje, że metal płynie pod mniejszym kątem niż kąt natarcia, prowadząc do pofalowania powierzchni i różnic w grubości ścianki. Podobnie zbyt duży kąt natarcia doprowadza do wzrostu wymaganej siły odkształcania i obniża wydajność procesu. Zatem istotna jest optymalna równowaga pomiędzy wielkością redukcji ścianki i kąta natarcia [116]. Stosując podstawę minimalizacji wypadkowej siły zginięcia Ma [119] doszedł do wniosku, że optymalny kąt ataku zmniejsza się wraz ze wzrostem średnicy rolki i czynnika tarcia, ale wzrasta przy większym posuwie, większej redukcji ścianki i większej wstępnej grubości ścianki rury. Aby osiągnąć odpowiednie płynięcie materiału podczas zginięcia obrotowego i żadaną jakość powierzchni, należy znaleźć kompromis pomiędzy posuwem, grubością ścianki półwyrobu i profilem rolki [117]. Jeśli dla danej grubości ścianki półwyrobu zastosowano zbyt niski posuw, materiał płynie w kierunku promieniowym, zwiększając wewnętrzną średnicę półwyrobu. Z drugiej strony kiedy stosowano większy posuw, prowadziło to do defektów, takich jak niejednorodna grubość ścianki wyrobu, redukcja średnicy i chropowatość powierzchni [119]. Jeśli posuw przekroczy pewną wartość krytyczną, następuje pogorszenie jakości powierzchni, a na rurze pojawiały się nitkowate fałdki [98, 119]. Dzieje się tak dlatego, że przy większym posuwie materiał płynie pod rolką w kierunku przeciwnym do osiowego ruchu rolki.

Przez lata podatność do zginięcia (maksymalna redukcja ścianki) była tematem wielu analiz dotyczących tego procesu [98, 120, 121]. Najwcześniej analizę przeprowadził Kalpakcioglu [121]. Zaobserwował całkowite podobieństwo podatności do zginięcia stożka i rury dla maksymalnej redukcji ścianki. Doszedł do wniosku, że znaczny wpływ na podatność do odkształcania przez zginięcie metalu ma średnica wsadu, kąt natarcia rolki i wielkość posuwu. Xu i Feng [120] dokonali analizy odkształcalności przez zginięcie odlewów stalowych i doszli do wniosku, że głównym czynnikiem wpływającym na nią było naprężenie styczne rozciągające, które wywoływało wzrost średnicy podczas procesu kształtowania. Analizy teoretyczne i doświadczalne przeprowadzili K.M. Rajan, P.U. Deshpande i K. Narasimhan [122, 123] dla rur ze stali AISI 4130 poddanych obróbce cieplnej i próbie odporności na ciśnienie hydrauliczne do rozrywania. Eksperymenty przeprowadzono na czteroosiowej maszynie CNC z trzema rolkami i trzema sekwencjami przejścia. Stwierdzono, że półwyroby wsadowe poddane ulepszeniu cieplnemu wykazywały lepszą wytrzymałość. Współczynnik siły K i wykładnik umocnienia n równania $\sigma = K\varepsilon^n$ określone były z krzywej wykresu rozciągania. Wpływ zginięcia na właściwości mechaniczne części zginiętych obrotowo dla danej redukcji w obszarze (RA) był obliczany z zależności empirycznych publikowanych w literaturze. Aby potwierdzić hipotezę przewidywania właściwości zginiętego

materiału po zgniataciu obrotowym, przeprowadzono kilka eksperymentów. Wymiary półwyrobów wsadowych zostały opracowane na podstawie zasady stałej objętości. Zastosowano trzy sekwencje przejścia zgniatacia obrotowego, a właściwości zmierzono dla redukcji grubości o ok. 88÷90%. Porównanie wyników eksperymentalnych i właściwości rur zgniatanych obrotowo przewidziane za pomocą równań empirycznych wykazały, że te zależności empiryczne mogą być stosowane przy przewidywaniu właściwości rur zgniatanych obrotowo ze znaczną dokładnością. Wyniki te mogłyby być przydatne do projektowania półwyrobów wsadowych do produkcji wielu odpornych na wysokie ciśnienie zbiorników.

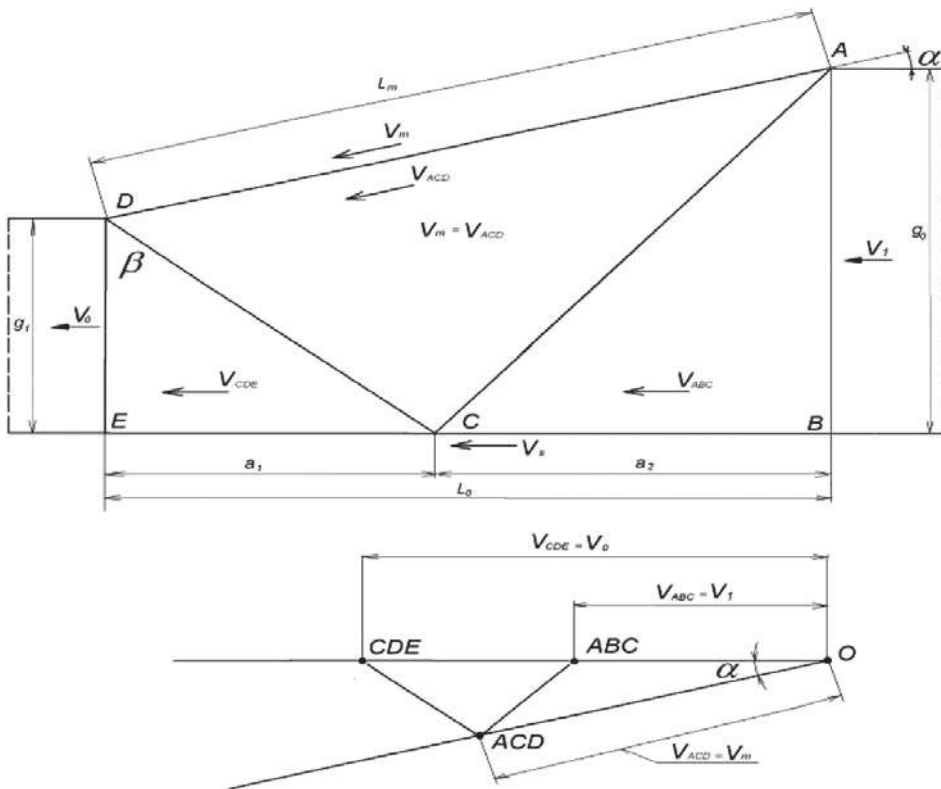
W pracy Wonga i in. [124] stworzono stanowisko do prostego zgniatacia obrotowego, aby umożliwić zbadanie wpływu drogi i geometrii rolki na płynięcie metalu. Eksperymenty wykonano za pomocą obrabiarki CNC. W każdym eksperymencie użyto tylko jednej rolki, co uprościło ustawienia i umożliwiło bardziej precyzyjną analizę ruchu metalu w strefie odkształcenia. Rolka płaska miała kąt natarcia 90° wzdłuż osi obrabianego przedmiotu i szerokość kontaktu 8,5 mm. Rolka zaokrąglona miała kąt natarcia 30° i promień 4 mm w obszarze kontaktu obrabianego przedmiotu. Wyniki pokazały, że w przypadku cylindrycznej rolki poruszającej się osiowo wzdłuż obrabianego przedmiotu metal przemieszczał się przeważnie w kierunku promieniowym, formując kołnierz o wzrastającej średnicy. Płaska rolka poruszająca się osiowo dawała promienisty kołnierz. Rolka o niestandardowym przodzie (zaokrąglona) przemieszczała metal przeważnie osiowo jako wybrzuszenie przed nim. Ruch osiowy każdej rolki sprawiał, że metal na wolnym końcu obrabianego przedmiotu poruszał się w kierunku przeciwnym do narzędzia i tworzył płytki krater. Promieniowy ruch narzędzia zmniejszał średnicę obrabianego przedmiotu i tworzył „miskę” o cienkich ściankach lub „guz” na końcu obrabianego przedmiotu. Wymiary wytworzonego obiektu zależały od geometrii rolki, wielkości posuwu i wielkości odkształcenia. Modelowanie i symulacja zostały zastosowane z powodzeniem do przewidywania kształtów.

Proces zgniatacia obrotowego jest skomplikowany w realizacji ze względu na konieczność prowadzenia drogich eksperymentów przemysłowych w celu opracowania ostatecznych parametrów. Głównym zadaniem procesu zgniatacia obrotowego stali na zimno jest kształtowanie poboczniczy wyrobu. Kształt i jakość poboczniczy uzyskuje się w wyniku plastycznego płynięcia materiału w szczelinie utworzonej przez walcową powierzchnię trzpienia (wzornika) i fragment stożkowej części rolki zgniatającej, która styka się na części obwodu z materiałem zgniatany. W procesie zgniatacia obrotowego można wyodrębnić następujące składowe odkształcenia: wydłużenie osiowe, obwodowe i skrócenie promieniowe. Wydłużenie osiowe wiąże się z kształtowaniem poboczniczy. Wydłużenie obwodowe wiąże się z poszerzeniem, czyli ze zwiększeniem wewnętrznej średnicy materiału zgniatanego osadzonego na trzpieniu. Skrócenie promieniowe wiąże się z redukcją grubości ścianki, która

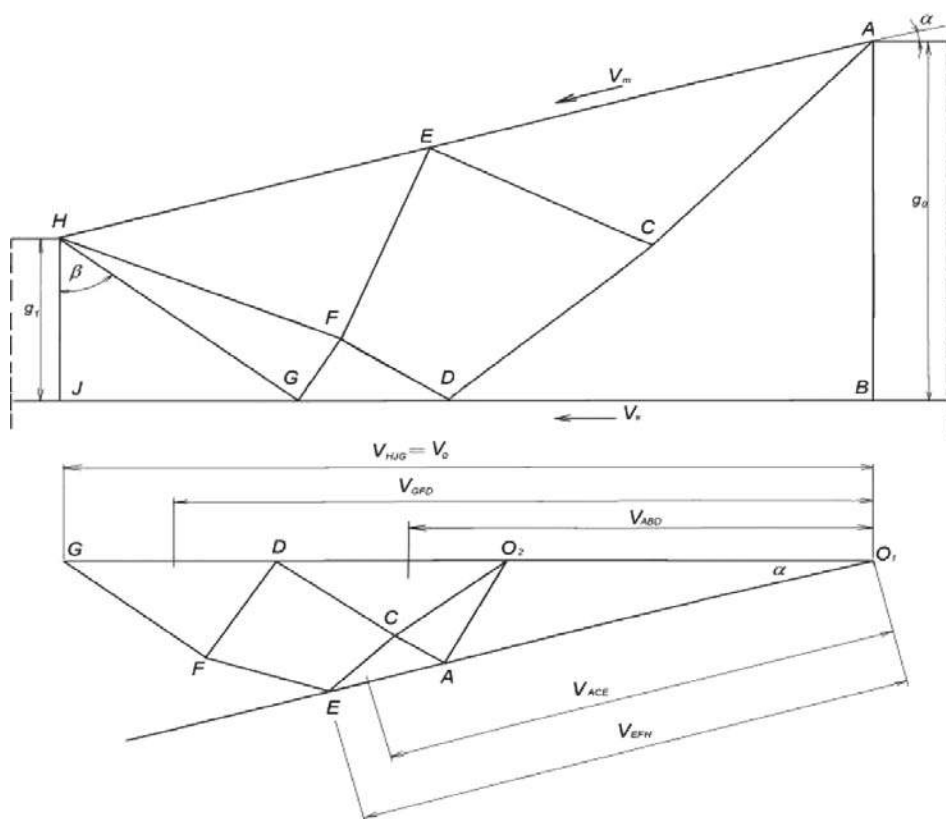
następuje bezpośrednio za roboczą krawędzią rolki w obszarze przyległym do pobocznic. Podczas projektowania zgniatania obrotowego na zimno należy uwzględnić towarzyszące mu niekorzystne zjawiska: wypiętrzenie i zwiększanie się wewnętrznej średnicy materiału obrabianego. Wypiętrzenie polega na miejscowym przemieszczeniu materiału na zewnątrz, w kierunku promieniowym przed roboczą krawędzią rolki. Jeśli przekroczy ono wartość krytyczną, to prowadzi do łuszczenia się materiału na powierzchni pobocznic. Wysokość wypiętrzenia zależy od kąta wejściowego rolki α , prędkości obrotowej i rodzaju materiału zgniatanego obrotowo [96, 97]. Ze wzrostem kąta α i prędkości obrotowej wysokość wypiętrzenia wzrasta. Przy zbliżonych parametrach kąta i prędkości obrotowej podczas zgniatania obrotowego na zimno metali o wyższej plastyczności niż stале skłonność do wypiętrzenia wzrasta. Dla przykładu przy prędkości obrotowej zgniatania 0,4 mm/obrót i kącie wejściowym rolki $\alpha = 22,5^\circ$ wypiętrzenie w tulei ze stopu AlMgSi1 wyniosło 2 mm, a wypiętrzenie w tulei ze stali X12CrNi188 wyniosło 0,02 mm [96]. Podczas procesu zgniatania obrotowego na zimno występuje niekorzystne zjawisko zwiększania średnicy wewnętrznej wyrobu zgniatanego osadzonego na obracającym się trzpieniu. Stan odkształcenia w wyrobie zgniatanym zależy od kształtu rolek i technologicznych parametrów procesu. Analiza kształtu profilu wyrobów wykazuje, że wypiętrzana część przemieszcza się stycznie do stożkowej, roboczej części rolki. W miarę postępu procesu zgniatania zaczynają odrywać się od zgniatanej powierzchni początkowo małe cząstki przemieszczanego materiału, a na koniec łuski o znacznej wielkości. Ten proces tworzenia łusek nazwano pierwotnym łuszczeniem materiału [97]. Jeżeli łuski nie przylepiają się do powierzchni roboczej rolek kształtujących, to jakość powierzchni pobocznic pozostaje bez zmian po zakończeniu procesu zgniatania obrotowego. Badania zgniatanych obrotowo stopów glinu [97] wykazały, że zmniejszenie wartości odkształcenia opóźnia proces tworzenia się progu i odrywania łusek materiału zgniatanego. Pierścieniowa powierzchnia wypływu nie ma wówczas jednakowej szerokości w wyniku niejednorodności odkształcenia plastycznego na obwodzie umocnionego materiału. Na tworzenie się progu i łuszczenie zgniatanego obrotowo materiału nie ma wpływu prędkość posuwu, ale wzrost prędkości posuwu wpływa na wzrost wielkości wydłużenia obwodowego, czyli poszerzenie średnicy oraz na poprawę jakości powierzchni zgniatanej. Wzrost wielkości wydłużenia obwodowego powoduje zwiększenie luzu osadzenia wyrobu zgniatanego obrotowo na trzpieniu zgniatarki, a tym samym wywołuje poślizg wyrobu względem trzpienia i rolek kształtujących. Przyczynia się to m.in. do powstania znacznych nierówności na powierzchni zewnętrznej i wewnętrznej pobocznic wywołując w warunkach krytycznych ponowne łuszczenie materiału, tzw. łuszczenie wtórne. Proces łuszczenia wtórnego zależy głównie od wielkości poślizgu materiału zgniatanego obrotowo względem trzpienia i części roboczej rolek. Podczas projektowania procesu zgniatania obrotowego należy dążyć do wyeliminowania poślizgu stosując odpowiednio

duży posuw przy jednoczesnym dopasowaniem do niego małym poszerzeniu średnicy, w ten sposób zapobiegając powstaniu zjawiska łuszczenia wtórnego, co jest warunkiem uzyskania wymaganej jakości powierzchni (gładkości).

Podczas projektowania procesu zgniatania obrotowego na zimno należy dążyć do wyidealizowanego stanu odkształcenia jakim jest płaski stan odkształcenia, w którym nie tworzy się próg, ani nie występuje zwiększanie się średnicy wewnętrznej (poszerzenie). **Jeżeli założyć, że proces zgniatania obrotowego przebiega w płaskim stanie odkształcenia, istnieje możliwość analizy tego procesu za pomocą siatki linii poślizgu. Z zastosowaniem tej metody można wyznaczyć stan naprężenia, odkształcenia oraz prędkości cząstek materiału w wybranych obszarach. Analizę prędkości odkształcenia w procesie wyciągania w płaskim stanie odkształcenia na podstawie schematów siatki linii poślizgu oraz hodografów prędkości dla procesu wyciągania ścianki przedstawiono na rys. 24 i 25.**



Rys. 24. Siatka linii poślizgu (górną część rysunku) i hodograf prędkości (dolną część rysunku) dla odkształcenia $\varphi = 0,5$ [10, 95]



Rys. 25. Siatka linii poślizgu (górną część rysunku) i hodograf prędkości (dolną część rysunku) dla odkształcenia $\varphi = 0,8$ [10, 95]

Punkty węzłowe na hodografie prędkości, mają te same oznaczenia jak na siatce linii poślizgu. Na rys. 24 została przedstawiona siatka linii poślizgu dla wyciągania z odkształceniem $\varphi_g = 0,5$ oraz dla kąta stożka roboczego matrycy $\alpha = 15^\circ$.

Kąt nachylenia linii poślizgu do osi symetrii wynosi $\beta = 45^\circ + \rho$, gdzie $\rho = 7^\circ$ jest kątem tarcia obliczonym ze wzoru $\rho = \frac{1}{2} \arctg \mu$ (μ jest współczynnikiem tarcia zależnym od gatunku materiału wyciąganego i chropowatości narzędzi). Dwa obszary zdefiniowane jako „sztywne bloki” ABC i DEC wykonują ruch wzdłuż powierzchni stempla. Na powierzchni stożka roboczego matrycy przemieszcza się „sztywny blok” ACD. Prędkość cząstek w obrębie sztywno przemieszczających się bloków jest równa. Wielkość wektora prędkości dla każdego przemieszczającego się bloku jest wyznaczona z hodografu. Znając długość boku $EC = a_1$ oraz $CB = a_2$, została obliczona średnia prędkość materiału na powierzchni stempla z zależności:

$$V_s = \frac{a_1 V_{CDE} + a_2 V_{ABC}}{a_1 + a_2} \quad (1)$$

Dla schematu wyciągania stosunek prędkości wzdłuż powierzchni stempla i matrycy wynosi:

$$\frac{V_s}{V_m} = 1,03 \quad (2)$$

Kąt odkształcenia postaciowego występujący w procesie wyciągania można wyznaczyć ze wzoru:

$$\gamma_{xy} = \operatorname{arctg}(e^{\varphi_s} - 1) \frac{1 - \cos \alpha}{\operatorname{tg} \alpha \cos \alpha} \quad (3)$$

a po zmodyfikowaniu wprowadzeniem dodatkowej różnicy prędkości wielkość odkształcenia postaciowego będzie wyznaczana z zależności:

$$\gamma_{xy} = \operatorname{arctg}(e^{\varphi_s} - 1) \frac{\frac{V_s}{V_m} - \cos \alpha}{\operatorname{tg} \alpha \cos \alpha} \quad (4)$$

Schemat procesu wyciągania za pomocą siatki linii poślizgu oraz hodograf prędkości dla odkształcenia $\varphi_g = 0,8$ pokazano na rys. 25.

Obliczony stosunek prędkości średniej materiału wzdłuż powierzchni stempla i matrycy wynosi

$$\frac{V_s}{V_m} = 1,08$$

Różnica pomiędzy odkształceniem postaciowym γ_{xy} obliczona dla zgniatania obrotowego z wzoru (3), a obliczona lub zmierzona doświadczalnie w procesie wyciągania w płaskim stanie odkształcenia według wzoru (1) jest następująca:

$$\Delta\gamma_{xy} = \operatorname{arctg}(e^{\varphi_s} - 1) \frac{\frac{V_s}{V_m} - \cos \alpha}{\operatorname{tg} \alpha \cos \alpha} \quad (5)$$

Wartości kąta odkształcenia postaciowego obliczone z wzorów (3), (4) i (5) oraz wyznaczone na podstawie pomiarów dla stali 15CrMoV6-10-3, dla odkształceń ścianki $\varphi_g = 0,5$ oraz $\varphi_g = 0,8$ oraz współczynnika tarcia $\mu = 0,25$ podano w tablicy 9.

Obliczony z wzoru (4) kąt γ_{xy} dla procesu wyciągania z akceptowalną dokładnością jest zgodny z pomiarem doświadczalnym. Po uwzględnieniu poprawki dotyczącej różnicy prędkości materiału na powierzchni stempla i matrycy według wzoru (5), można z pomiarów doświadczalnych wykonanych w procesie wyciągania oszacować wielkość kąta odkształcenia postaciowego dla procesu zgniatania obrotowego.

Tablica 9

Kąt odkształcenia postaciowego obliczony z wzorów (3), (4), (5) oraz zmierzony doświadczalnie w procesie wyciągania dla stali 15CrMoV6-10-3 [10]

φ_g	Kąt odkształcenia postaciowego			Pomiar doświadczalny kąta γ_{xy}
	γ_{xy}			
	wzór (3)	wzór (4)	wzór (5)	
0,5	5	9	4	10
0,8	9	28	20	30

4.1. WYBRANE ZAGADNIENIA Z TECHNOLOGII WYTWARZANIA RAKIET

Przed montażem kompletu zestawu raketowego jego elementy składowe przechodzą skomplikowane procesy technologiczne. Przedstawiony poniżej opis technologii wytwarzania raket będzie dotyczył głównie procesów wytwarzania korpusów silników raketowych. W następnym rozdziale zostaną przedstawione wyniki badań dotyczące raket wyposażonych w korpusy silników raketowych wytworzonych według schematów technologicznych przedstawionych poniżej na rys. 26÷31.

Wytapianie i odlewanie stali według technologicznych schematów I i II różnią się tym, że w I schemacie (rys. 26) wlewki przed przeróbką plastyczną na gorąco są przetapiane elektrożuźlowo, a w II schemacie (rys. 27) wlewki są poddane obróbce cieplnej normalizowania. Według I schematu technologicznego na gorąco wytwarzane są najpierw kęsy, a z nich wypraski, natomiast według II schematu walcowane są blachy. Przygotowanie wsadu do zgniatacia obrotowego na zimno korpusu jest bardziej skomplikowane według schematu technologicznego II. Według I schematu wypraski są obrabiane mechanicznie i poddane obróbce ulepszenia cieplnego, a według II schematu z blach wycinane są krążki, z których wytwarzane są wytłoczki podlegające następnie obróbce mechanicznej i ulepszeniu cieplnym. Kolejne segmenty 4 i 5 schematu technologicznego I i II są takie same. Zgniatacie obrotowe na zimno korpusów następuje w jednym zabiegu, następnie korpusy silników są obrabiane mechanicznie i przechodzą badania atestacyjne, a na koniec przekazywane są do montażu zestawu raketowego.

Schemat technologiczny III (rys. 28) różni się od poprzednich tym, że stal jest wytapiana w otwartym piecu indukcyjnym, a nie jak w I i II w piecu łukowym i obrabiana w próżni metodą VAD w kadzi pośredniej. Według schematu III z wlewków metodą walcowania na gorąco wytwarzane są rury, które następnie podlegają zabiegom obróbki mechanicznej i ulepszeniu cieplnym.

Według IV schematu (rys. 29) stal jest wytapiana i odlewana w piecu próżniowym. Następnie wytwarzane są pręty, a z nich wypraski, które po obrób-

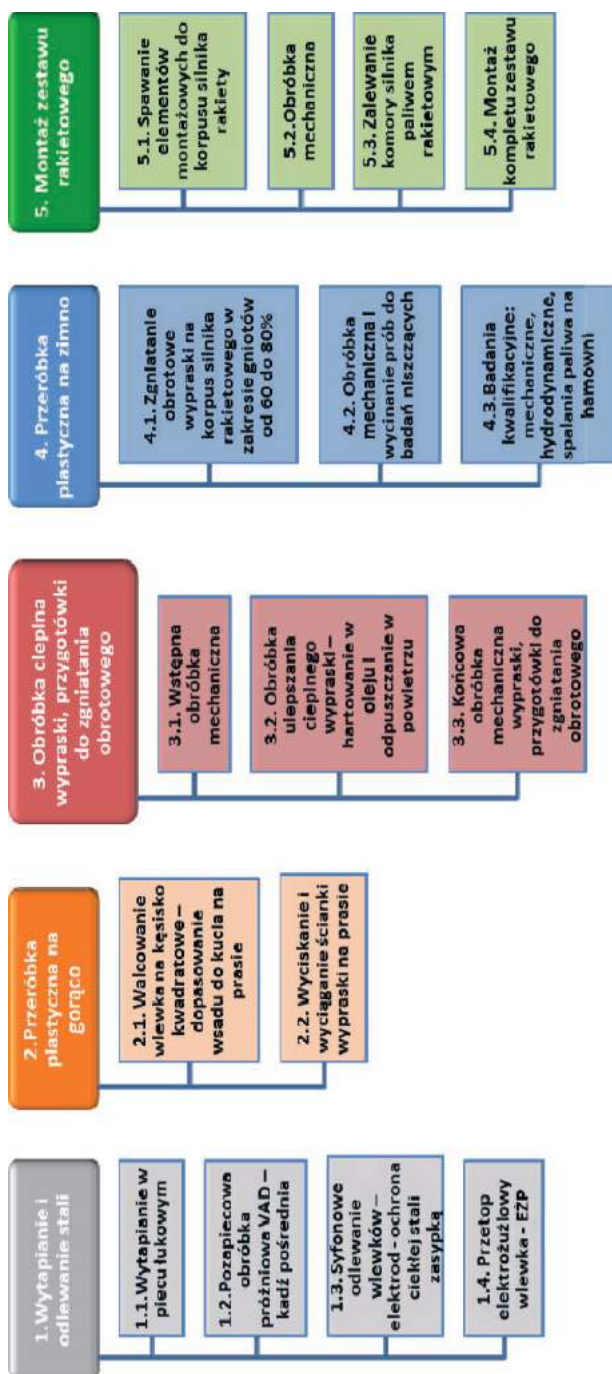
ce mechanicznej są ulepszone cieplnie. Według schematów III i IV kolejne segmenty 4 i 5 schematów technologicznych są takie same, jak w przypadku schematów I i II.

Schematy technologiczne od I do IV dotyczą wytwarzania raket z zastosowaniem korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3 (rys. 26÷29), a schematy V i VI dotyczą produkcji raket z zastosowaniem korpusów ze stali maraging: X2NiCoMoTi18-9-5 i X2NiCoMoTi18-12-4 (rys. 30 i 31).

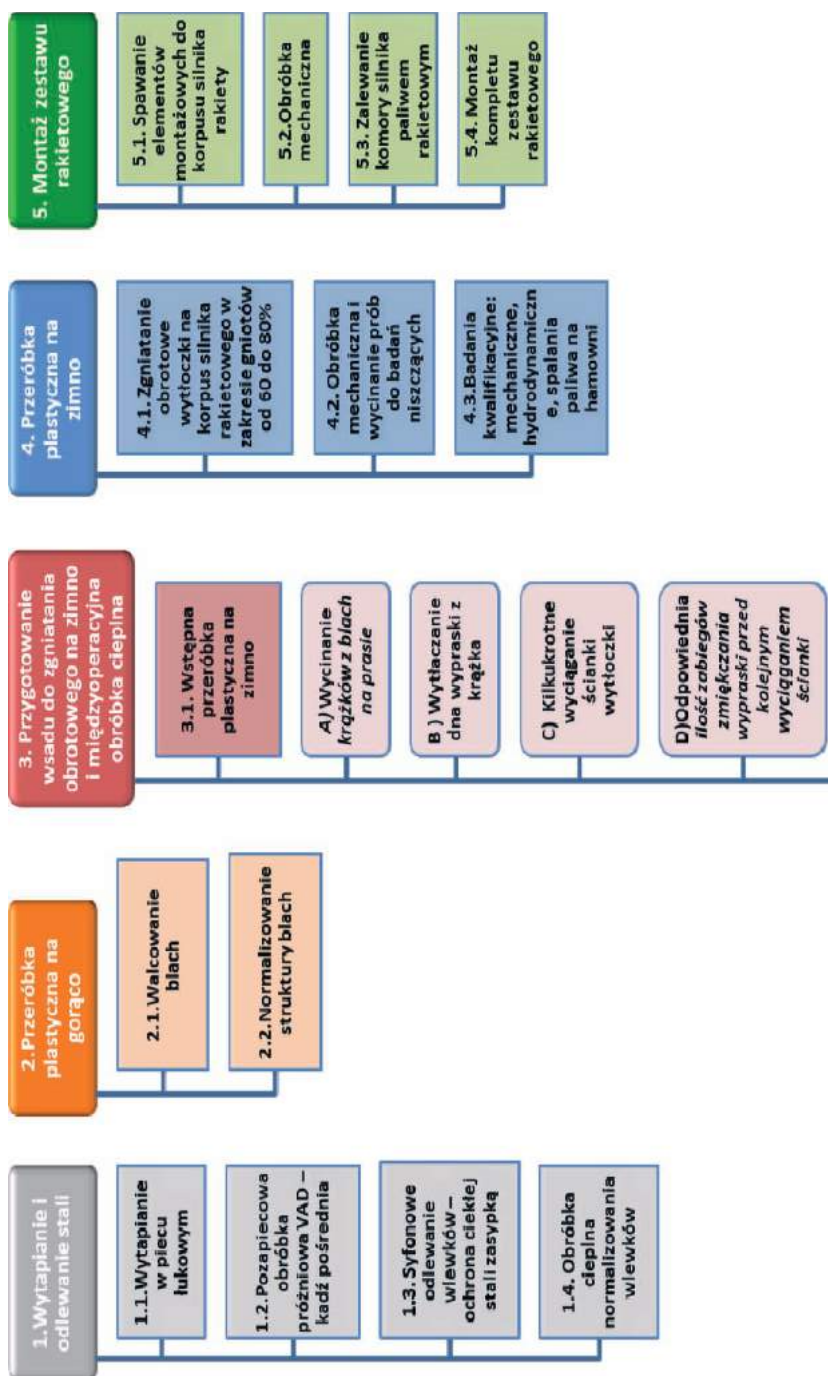
Według technologii wytwarzania raket z korpusów ze stali X2NiCoMoTi18-9-5 i X2NiCoMoTi18-12-4, schematy V (rys. 30) i VI (rys. 31), podobnie jak schemat IV z rys. 29 dotyczący stali 15CrMoV6-10-3-Pr, wytapianie i odlewanie stali przeprowadzono w piecu próżniowym. Kolejne etapy 2 i 3 schematów technologicznych V i VI są różne. Według schematu V z wlewków walcuje się na gorąco, a następnie na zimno blachy, z których wykrawane są krążki. Z krążków wytwarzane są wytłoczki w kilku operacjach, którym towarzyszą zabiegi międzyoperacyjnej obróbki cieplnej zmiękczającej. Następnie wytłoczki są przygotowywane do zgniatania obrotowego metodą obróbki mechanicznej i obróbki cieplnej przesycania. Według VI schematu technologicznego z wlewków wykonuje się pręty kute, a z nich wypraski z grubym dnem, które podlegają kształtowaniu dna na zimno wraz z wyciąganiem ścianki i przesycaniu. Po obróbce mechanicznej wytłoczki są przygotowywane do zgniatania obrotowego. Zgodnie ze schematami technologicznymi V i VI zgniatanie obrotowe na zimno korpusu silnika raketowego prowadzone jest w dwóch operacjach zgniatania z międzyoperacyjną obróbką cieplną przesycania pomiędzy nimi, a następnie korpusy silników są obrabiane mechanicznie i przechodzą badania atestacyjne. Ostatnim etapem jest montaż zestawu raketowego. Ostatni segment schematów technologicznych V i VI jest różny, gdyż w V schemacie do korpusu wykonywanego z blachy należy przyspawać i obrobić mechanicznie elementy nadające sąsiadnym modułom rakiety napęd obrotowy. Natomiast według VI schematu technologicznego korpus wykonano z wytłoczki o grubym dnie, w którym wytaczane są elementy napędowe.

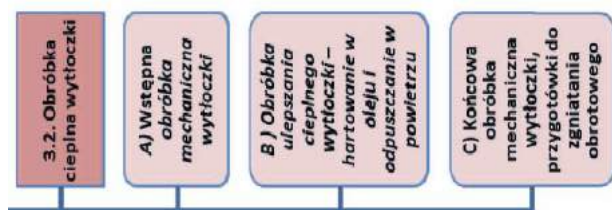
Wytworzenie tulei będących wsadem do zgniatania obrotowego na zimno można przeprowadzić na wiele sposobów, jak pokazano na schematach technologicznych na rys. 26÷31. Tuleję wsadową do zgniatania obrotowego na zimno można wykonać z wytłoczki wytłaczanej na zimno z krążka blachy walcowanej na gorąco lub na zimno, z wypraski wyciskanej na gorąco z odcinka keśa, z wypraski wyciskanej na gorąco z odcinka pręta walcowanego na gorąco, albo z rury grubościennej walcowanej na gorąco. Wybór technologicznego procesu wytwarzania tulei wsadowej do zgniatania zależy od wymaganej średnicy, grubości ścianki i długości korpusu oraz od kosztów wytwarzania. W opracowaniu scharakteryzowano mikrostrukturę następujących półwyrobów:

- blach o grubości 7 i 15 mm walcowanych na gorąco ze stali 15CrMoV6-10-3 -VAD, z których wykonano wytłoczki na zimno, a te po obróbce cieplnej hartowania i odpuszczania zgniatano obrotowo na zimno;

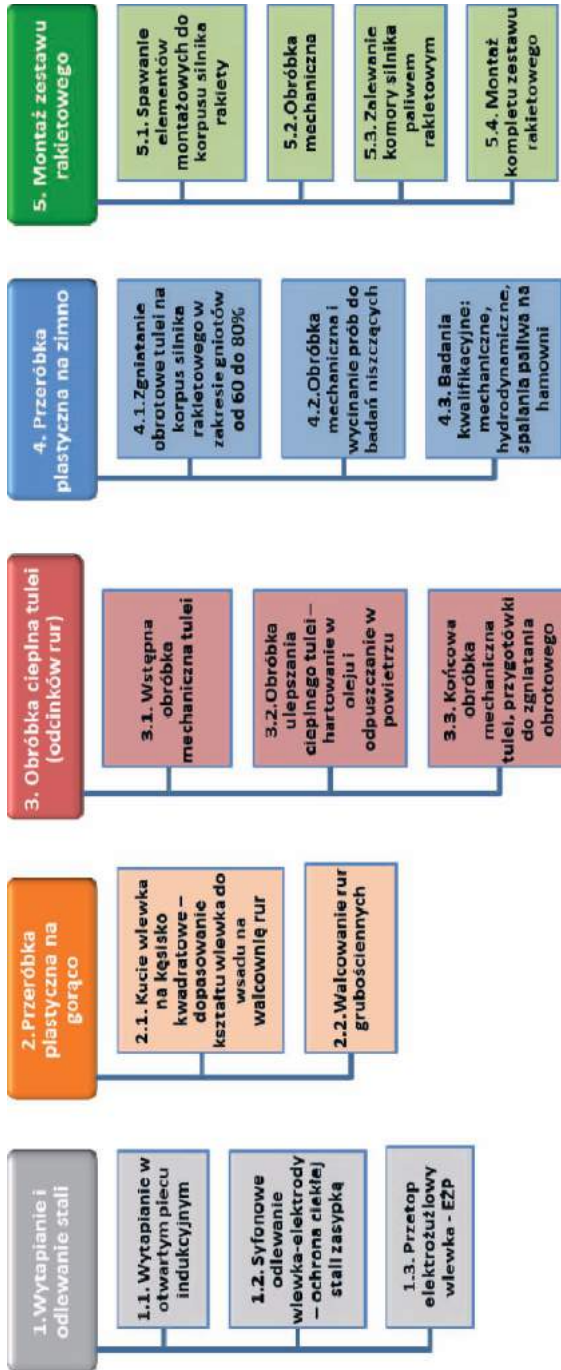


Rys. 26. I schemat technologii wytwarzania korpusów silników rakietowych ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+E2p

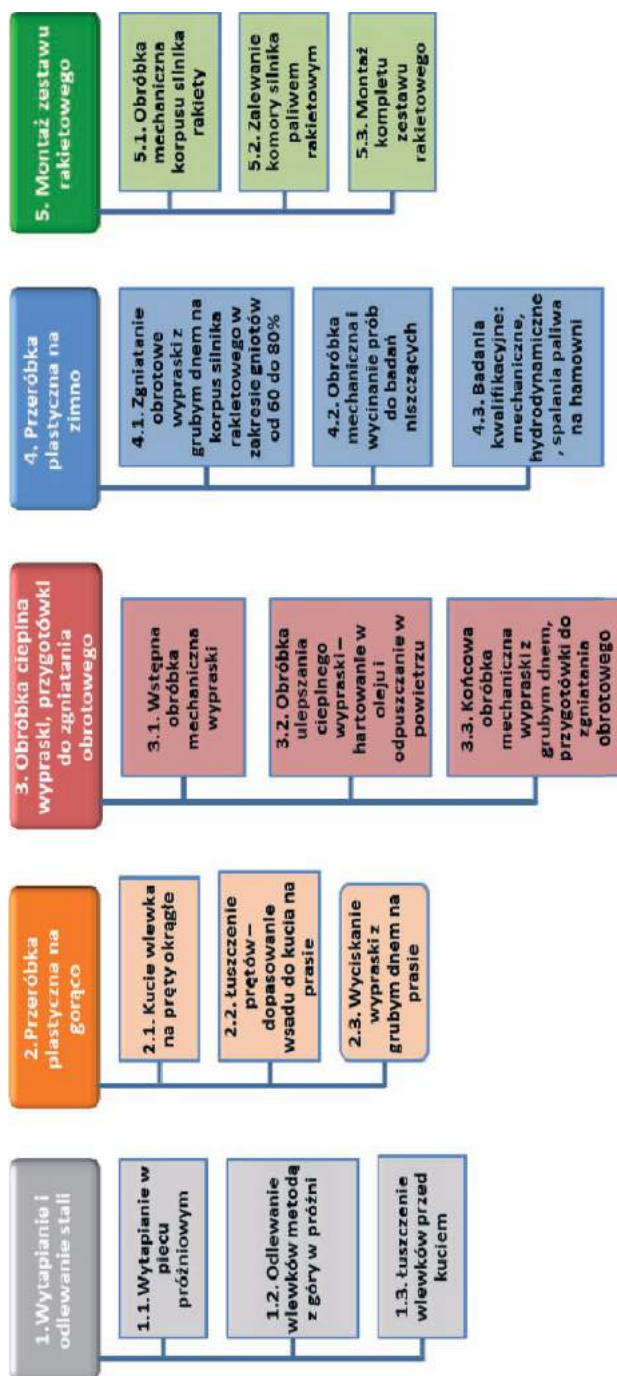




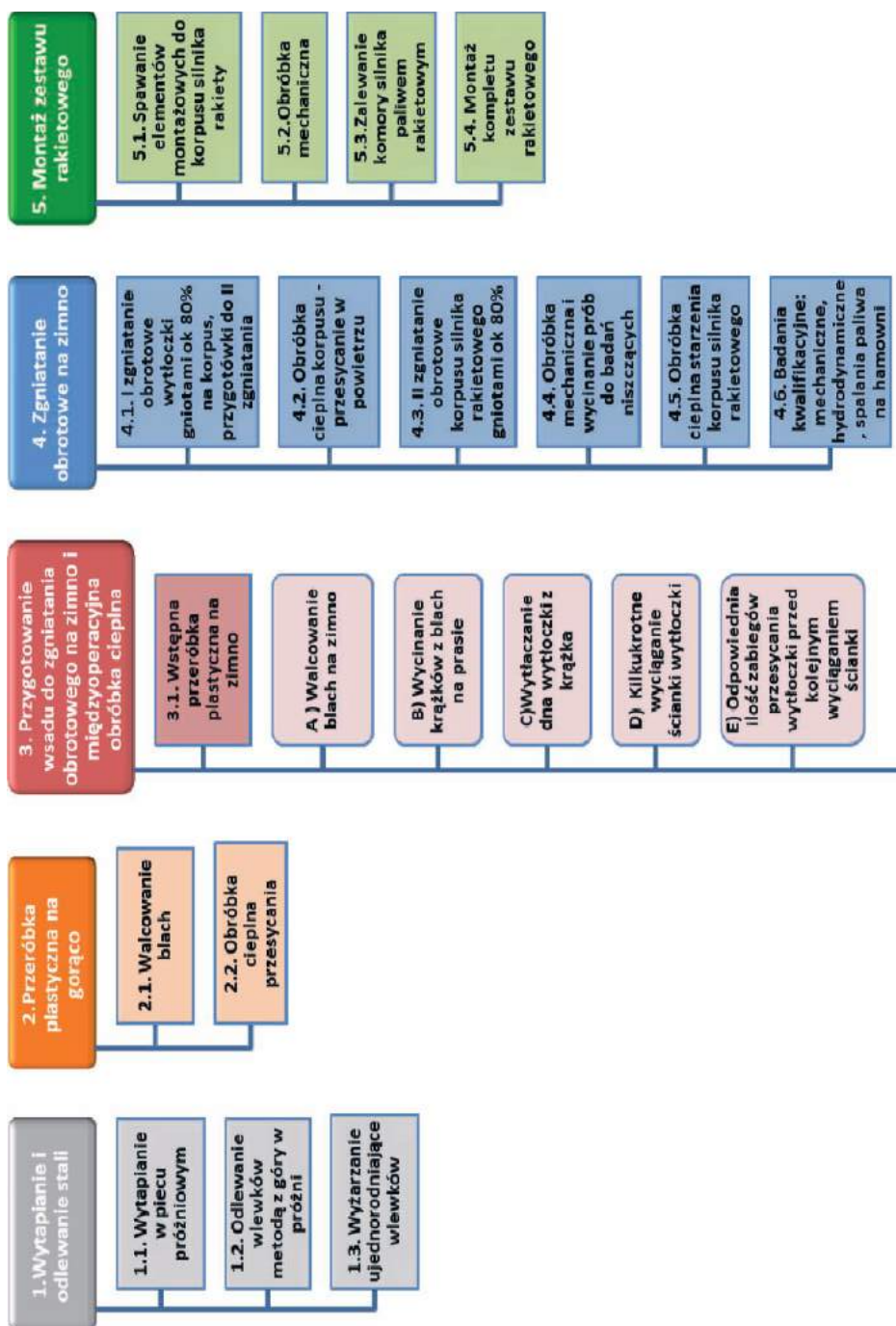
Rys. 27. II schemat technologii wytwarzania korpusów silników raketowych ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD

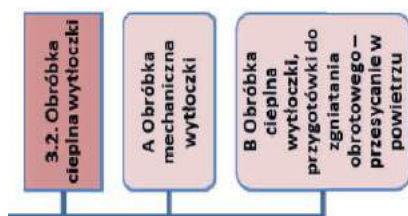


Rys. 28. III schemat technologii wytwarzania korpusów silników raketowych ze stali 15Cr-MoV6-10-3-1K+EŻP

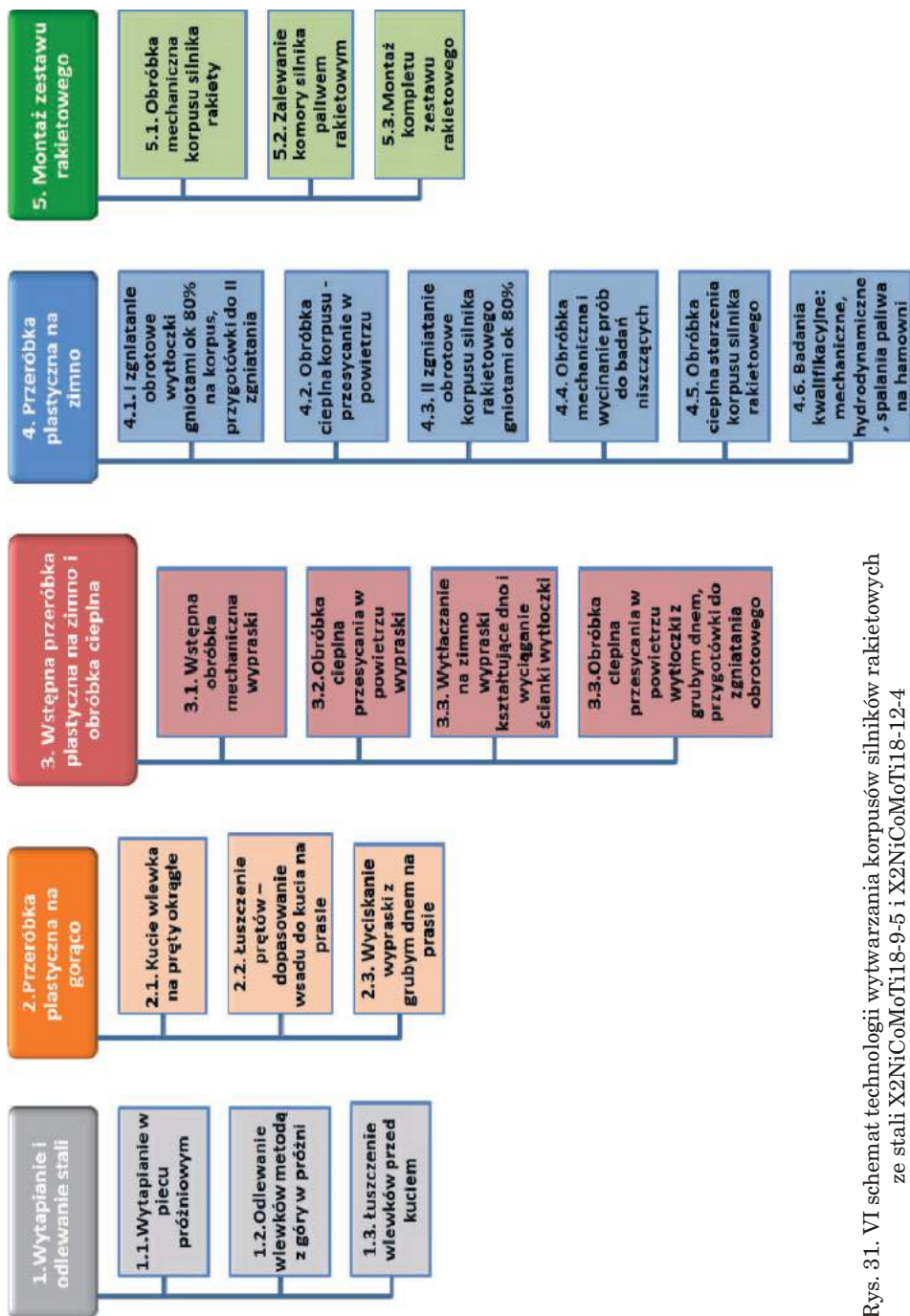


Rys. 29. IV schemat technologii wytwarzania korpusów silników rakietowych ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr





Rys. 30. V schemat technologii wytwarzania korpusów silników raketowych ze stali X2NiCoMoTi18-9-5 i X2NiCoMoTi18-12-4



Rys. 31. VI schemat technologii wytwarzania korpusów silników rakietowych ze stali X2NiCoMoTi18-9-5 i X2NiCoMoTi18-12-4

- tulei wykonanych z odcinków kęsów o przekroju kwadratowym 137 mm walcowanych na gorąco ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP;
- tulei wykonanych z odcinków prętów o średnicy 80 mm kutych na gorąco ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr;
- tulei wykonanych z odcinków rur o średnicy 273 mm i grubości ścianki 32 mm walcowanych na gorąco ze stali 15CrMoV6-10-3-IK+EŻP.

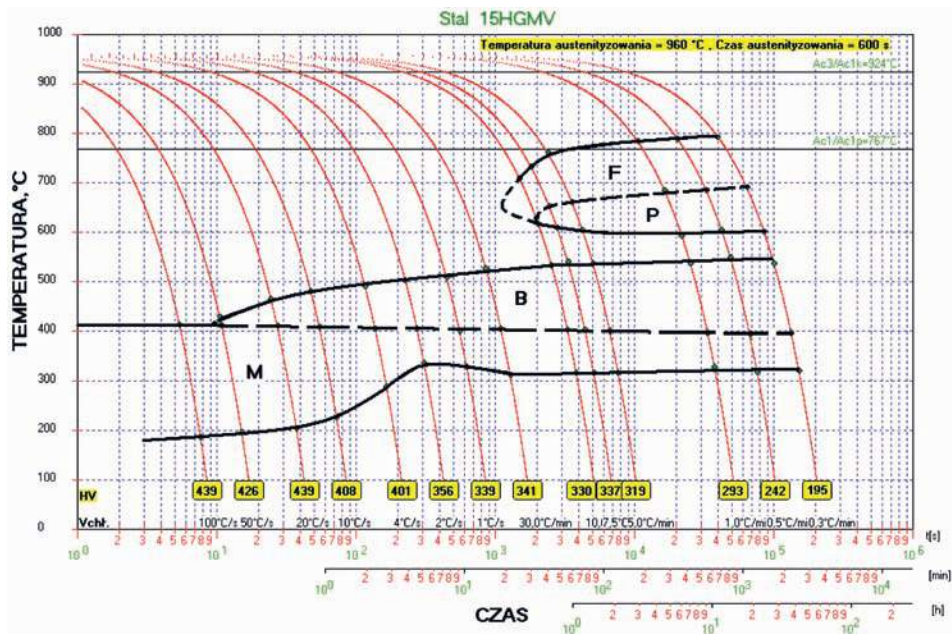
5. WYNIKI BADAŃ STALI STOSOWNYCH NA KORPUSY ZGNIATANE OBROTOWO NA ZIMNO

5.1. WYNIKI BADAŃ DYLATOMETRYCZNYCH

Na podstawie dylatogramów dla wytopów próżniowych stali 15CrMoV6-10-3-Pr wykonanych według standardowych warunków ASTM International nr A1033-04 [50] określono następujące wartości temperatur przemian fazowych zachodzących podczas nagrzewania z szybkością $2,5^{\circ}\text{C}/\text{min}.$:

- wytop próżniowy S10 – $Ac_1 = 767^{\circ}\text{C}$, $Ac_3 = 924^{\circ}\text{C}$, $M_s = 410^{\circ}\text{C}$,
- wytop próżniowy S23 – $Ac_1 = 765^{\circ}\text{C}$, $Ac_3 = 910^{\circ}\text{C}$, $M_s = 408^{\circ}\text{C}$.

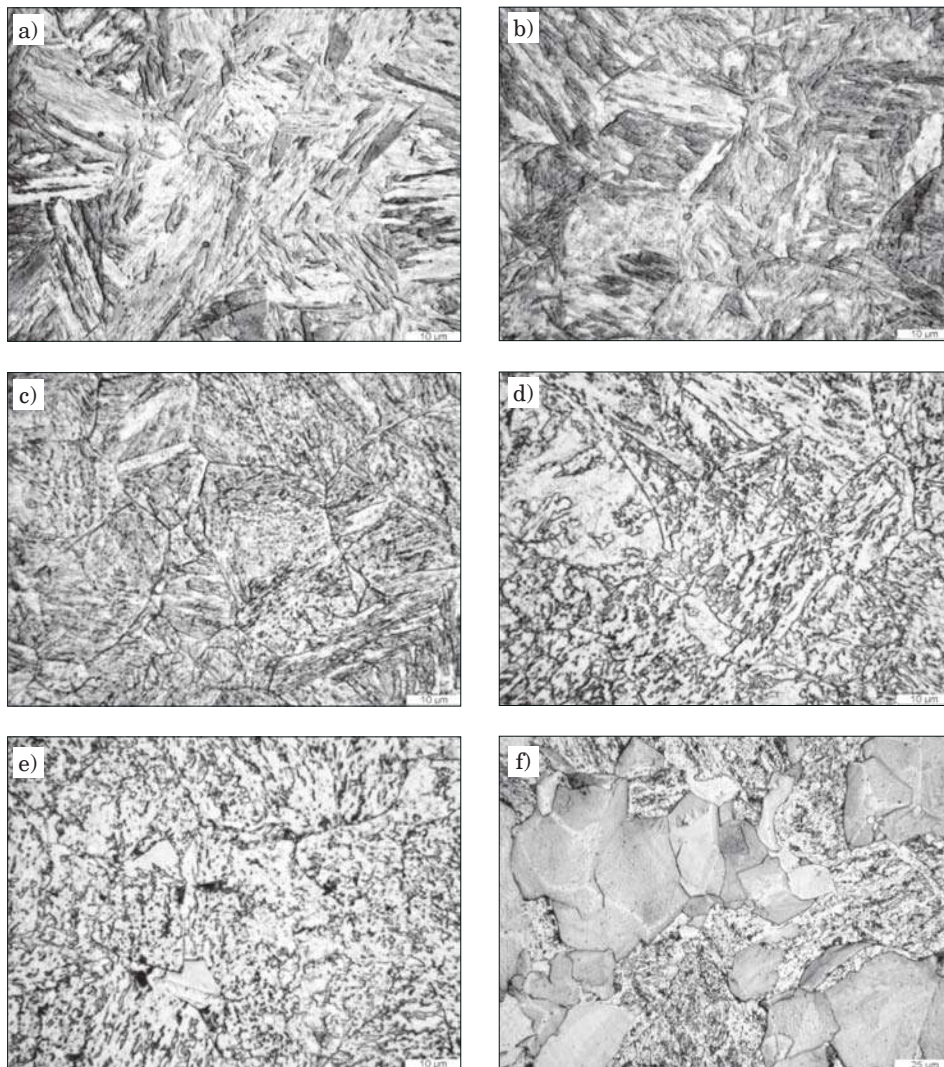
Wykres przemian fazowych stali 15CrMoV6-10-3-Pr z wytopu S10 określony na podstawie chłodzenia próbek w sposób ciągły z temperatury austenitacji – 960°C po wytrzymaniu przez 600 s, przedstawiono na rys. 32.



Rys. 32. Wykres CTPc stali 15CrMoV6-10-3-Pr – wytop S10

Z przedstawionego wykresu wynika, że stal 15CrMoV6-10-3 jest stałą o strukturze martenzytyczno-bainitycznej. Mikrostruktury obserwowane za pomocą mikroskopu świetlnego przykładowych próbek dylatometrycznych chłodzonych z szybkością $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$; $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$; $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$; $30^{\circ}\text{C}/\text{min}.$; $5^{\circ}\text{C}/\text{min}.$ i $1^{\circ}\text{C}/\text{min}.$ przedstawiono na rys. 33. Po chłodzeniu ciągłym z szybkością powyżej $50^{\circ}\text{C}/\text{s}$

w stali występuje struktura martenzytyczna (rys. 33a). Obniżenie szybkości chłodzenia ciągłego w zakresie od 50°C/s do 30°C/min powoduje pojawienie się w strukturze bainitu. Udział bainitu wzrasta ze spadkiem szybkości chłodzenia (rys. 33b, c i d). Przy szybkości chłodzenia 5°C/min i niższej w strukturze stali nie występuje martenzyt, a poza bainitem pojawia się ferryt i perlit (rys. 33e i f).



Rys. 33. Mikrostruktury przykładowych próbek dylatometrycznych ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr z wytopu S10 chłodzonych z szybkością: a) 50°C/s ; b) 10°C/s ; c) 2°C/s ; d) 30°C/min ; e) 5°C/min ; f) 1°C/min . Mikroskop świetlny

Wyniki pomiaru twardości dla poszczególnych parametrów obróbki cieplnej przeprowadzonej w dylatometrze zgodnie ze schematem podanym na rys. 2 przedstawiono w tablicy 10.

Tablica 10
Parametry obróbki cieplnej i wyniki pomiarów twardości próbek dylatometrycznych ze stali 15CrMoV6-10-3 z wytopu próżniowego S10 (wg schematu na rys. 2)

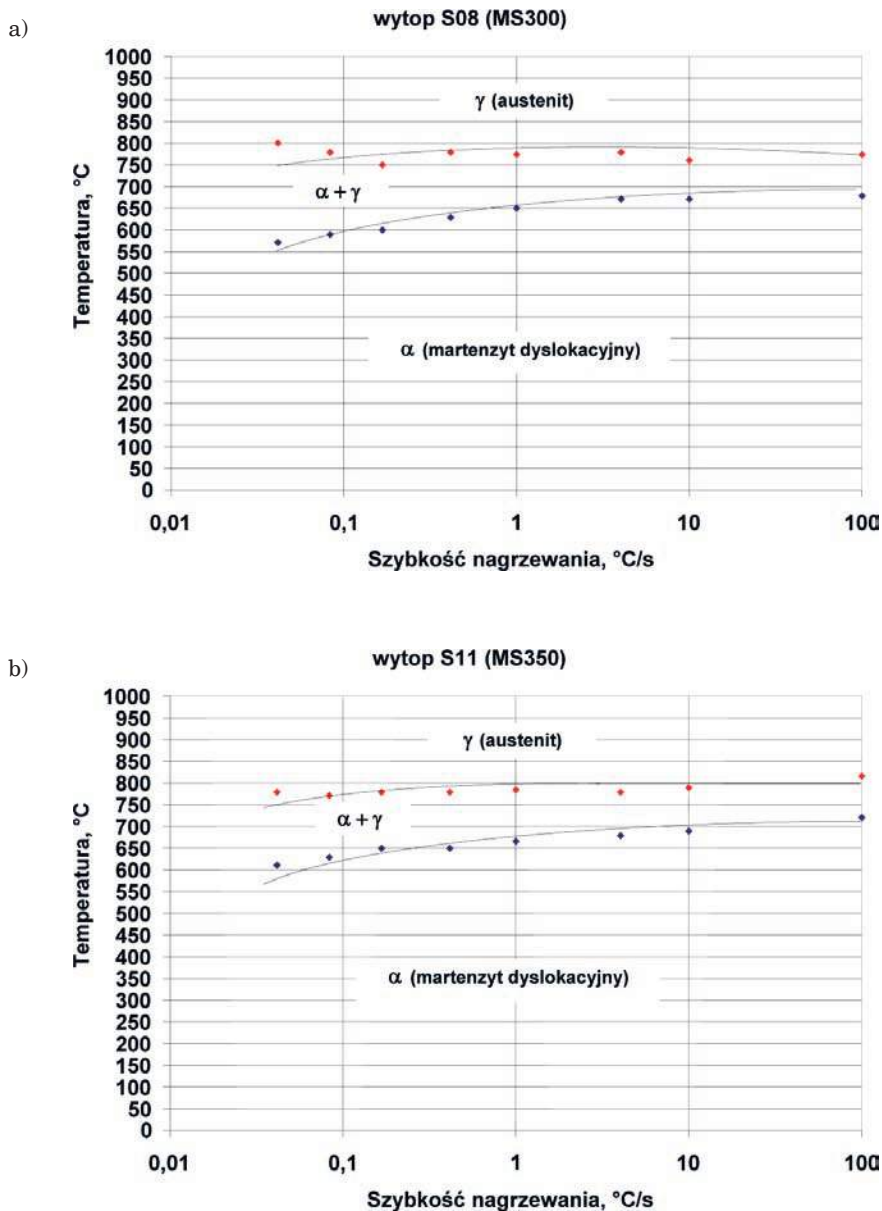
Parametry obróbki cieplnej				Średnia twardość HV1
Austenitzowanie	Szybkość chłodzenia z temperatury austenitzowania	Temperatura wyżarzania	Czas wyżarzania	
960°C – 10min	10°C/s	720°C	0,5h	292
960°C – 10min	10°C/s	720°C	2,0h	245
960°C – 10min	10°C/s	680°C	0,5h	366
960°C – 10min	10°C/s	680°C	2,0h	299
960°C – 10min	10°C/s	650°C	0,5h	391
960°C – 10min	10°C/s	650°C	2,0h	363

Najniższą twardość 245HV1 uzyskano po wyżarzaniu w temperaturze 720°C w czasie dwóch godzin, a najwyższą twardość 391HV1 uzyskano po wyżarzaniu przez pół godziny w temperaturze 650°C.

Na podstawie wyników prób dylatometrycznych stali maraging określono następujące temperatury charakterystyczne:

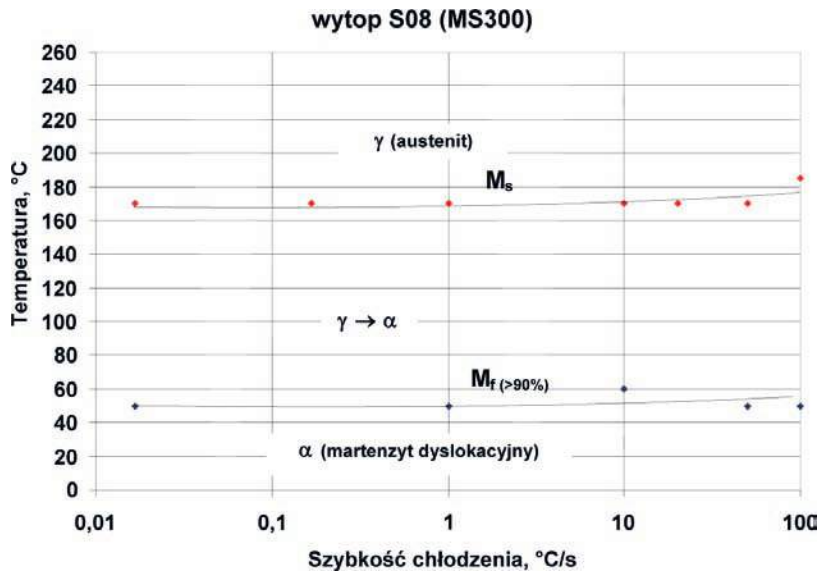
- temperatura początku przemiany martenzytu w austenit podczas nagrzewania A_s
- temperatura końca przemiany martenzytu w austenit podczas nagrzewania (temperatura, w której ułamek objętości przemiany ferrytu w austenit wynosi powyżej 0,95) A_f
- temperatura początku przemiany martenzytycznej M_s
- temperatura zakończenia przemiany martenzytycznej ($M_{f>90\%}$ – temperatura, w której ułamek objętości przemiany martenzytycznej wynosi powyżej 0,90) M_f

Zależności wyżej opisanych temperatur charakterystycznych od szybkości nagrzewania lub chłodzenia dla badanych gatunków stali maraging przedstawiono na rys. 34. Przedstawione wyniki badań stanowią wstępne dane wymagające uściślenia. Na podstawie uzyskanych krzywych dla badanych gatunków stali maraging stwierdzono, że wyznaczona temperatura A_f jest w niewielkim stopniu zależna od szybkości nagrzewania. Podobnie wpływ szybkości chłodzenia na wartość temperatur M_f i M_s .

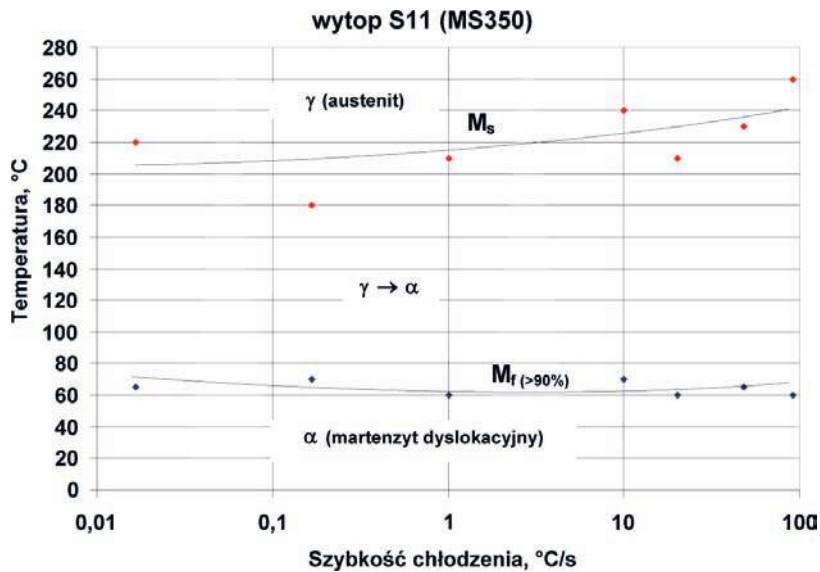


Rys. 34. Zależności temperatury A_s i A_f od szybkości nagrzewania wyznaczone na podstawie badań dylatometrycznych próbek ze stali N18K9M5TPr (rys. a, b) i zależności temperatury M_s i M_f od szybkości chłodzenia wyznaczone na podstawie badań dylatometrycznych próbek ze stali N18K12M4TPr (rys. c, d)

c)



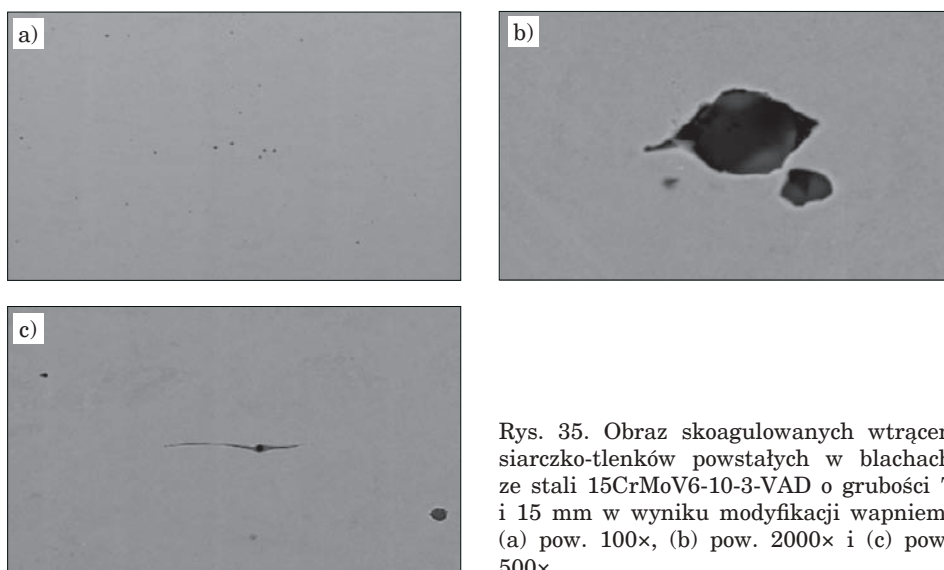
d)



Rys. 34. cd.

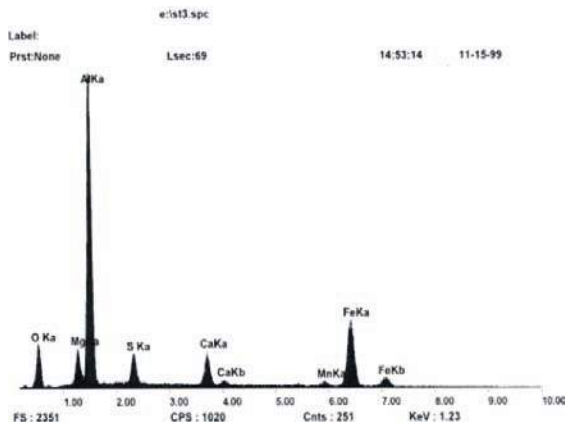
5.2. WPŁYW ZASTOSOWANEJ METODY WYTWARZANIA STALI 15CrMoV6-10-3 NA RODZAJ I MORFOLOGIE WTRĄCEŃ NIEMETALICZNYCH

Obrazy wtrąceń niemetalicznych występujących w stalach wytworzonych czterema sposobami oraz wyniki jakościowej analizy składu chemicznego przeprowadzonej metodą EDS przedstawiono na rysunkach od 35 do 40. Przykładowe obrazy i składy chemiczne wtrąceń występujących w blachach ze stali z wytopu **15CrMoV6-10-3-VAD** przedstawiono na rys. 35 i 36. Obraz typowych wtrąceń niemetalicznych występujących w blachach uzyskany za pomocą elektronowego mikroskopu skaningowego przedstawiono na rys. 35a przy powiększeniu 100× i 35b przy powiększeniu 2000×. W blachach ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD występują pojedyncze wydłużone siarczki lub siarczki z rdzeniem tlenkowym (rys. 35c).

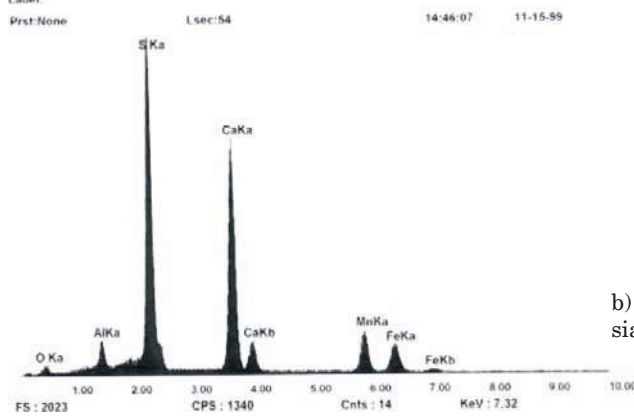


Rys. 35. Obraz skoagulowanych wtrąceń siarczko-tlenków powstałych w blachach ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD o grubości 7 i 15 mm w wyniku modyfikacji wapniem: (a) pow. 100×, (b) pow. 2000× i (c) pow. 500×

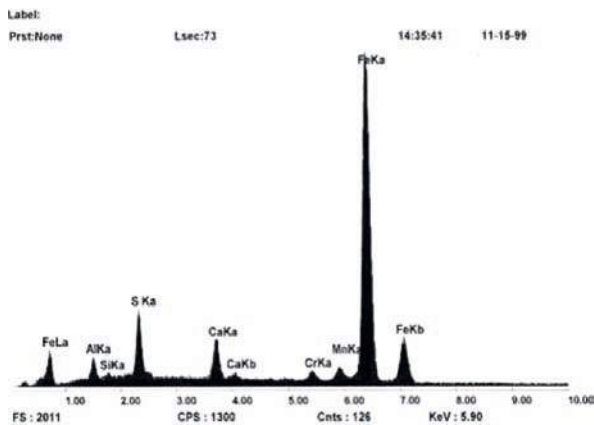
Jakościową analizę wtrąceń z rys. 35 przedstawiono na rys. 36 w postaci widm energetycznych promieniowania rentgenowskiego pierwiastków wchodzących w skład wtrąceń. Są to wtrącenia złożone, skoagulowane, składające się z faz tlenkowych glinianów wapnia i magnezu – rys. 36a (obszar ciemny – rys. 35b), oraz z faz siarczkowych typu (Ca, Mn)S o różnym udziale wapnia: rys. 36b odpowiada siarczkom o większym udziale Ca (obszar szary – rys. 35b), rys. 36c odpowiada siarczkom bardziej plastycznym o większym udziale Mn (obszary o najjaśniejszym zabarwieniu – rys. 35b).



a) obszar ciemny z rys. 35b – glikan wapnia



b) obszar jaśniejszy z rys. 35b – siarczek wapnia i magnezu



c) wydłużona końcówka wtrącenia z rys. 35b – siarczek wapnia i magnezu (linie żelaza pochodzą z osnowy stali)

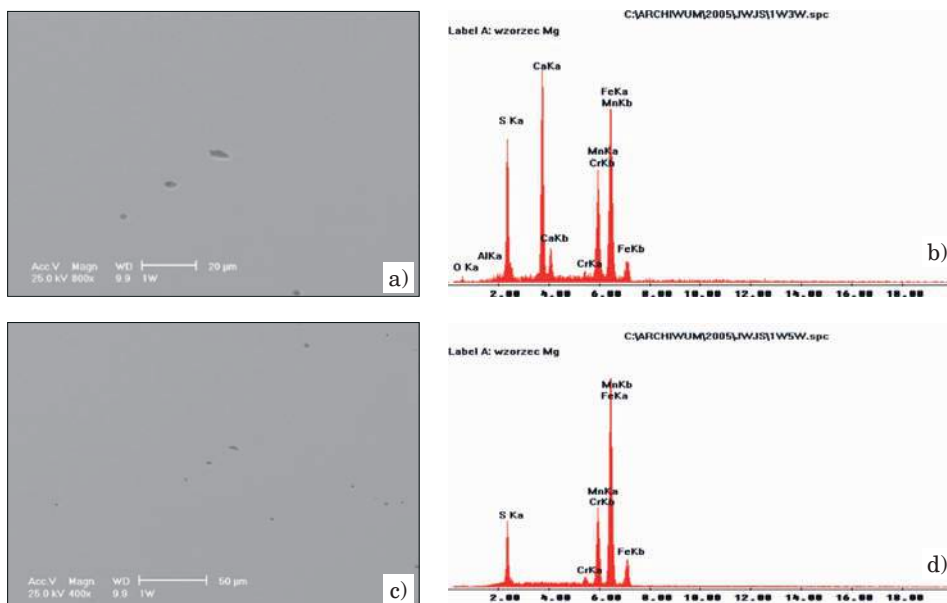
Rys. 36. Widma energetyczne promieniowania rentgenowskiego pierwiastków wchodzących w skład wtrąceń zmodyfikowanych występujących w blachach ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD

Wyniki oceny stopnia zanieczyszczenia wtrąceniami niemetalicznymi blach wykonanych ze stali **15CrMoV6-10-3-VAD** według polskiej normy przedstawiono w tablicy 11.

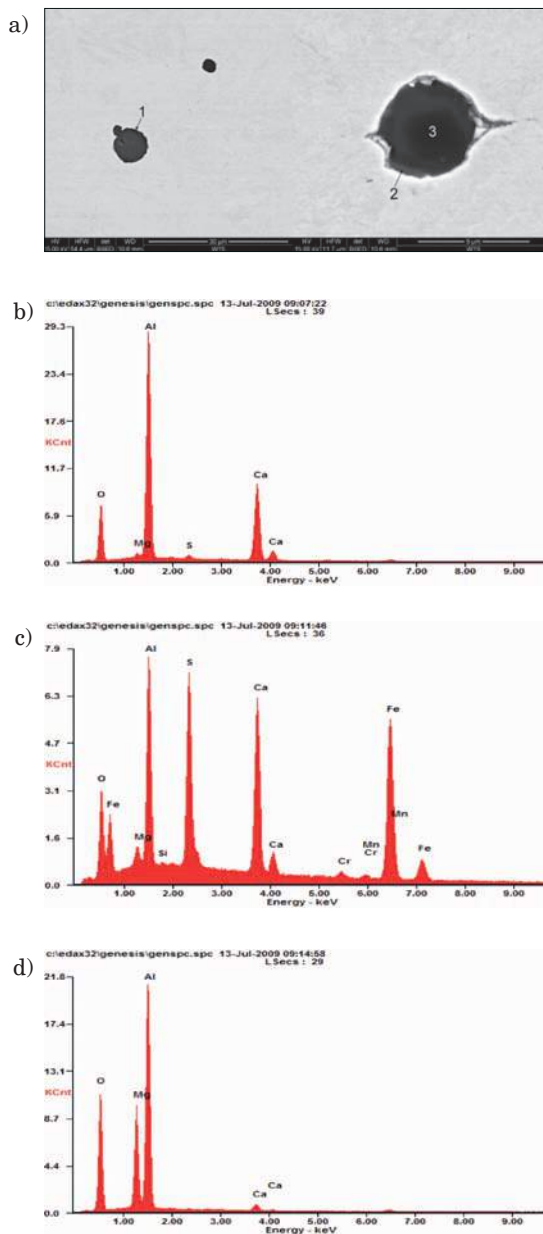
Tablica 11
Wskaźniki zanieczyszczeń wtrąceniami niemetalicznymi blach ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD wg polskiej normy PN-64/H-04510

Grubość blachy	TŁ	TP	S
7 mm	0,5	1,5	1
15 mm	1	2	1

Obrazy wtrąceń niemetalicznych oraz wyniki analizy ich składu chemicznego uzyskane przy zastosowaniu metody EDS występujących w korpusie ze stali **15CrMoV6-10-3-VAD** przedstawiono na rys. 37. Korpus wykonano z krążka wyciętego z blachy, który poddano zabiegom wytłaczania i wyciągania ścianki na zimno, a następnie ściankę wytłoczki odkształcano metodą zginiatania obrotowego na zimno. Wyniki analizy widm energetycznych promieniowania rentgenowskiego pierwiastków wchodzących w skład wtrąceń przedstawiono na rys. 37b i d. Są to wtrącenia siarczko-tlenków wapnia z manganem i glinem (rys. 37a i b) i siarczków manganu (rys. 37c i d).



Rys. 37. Obrazy i mikroanaliza składu chemicznego wtrąceń niemetalicznych występujących w korpusie ze stali **15CrMoV6-10-3-VAD** zginiatany obrotowo na zimno (grubość ścianki 1,6 mm). Obrazy wtrąceń przedstawiono na rys. a i c, natomiast widma promieniowania rentgenowskiego przedstawiono na rys. b i d

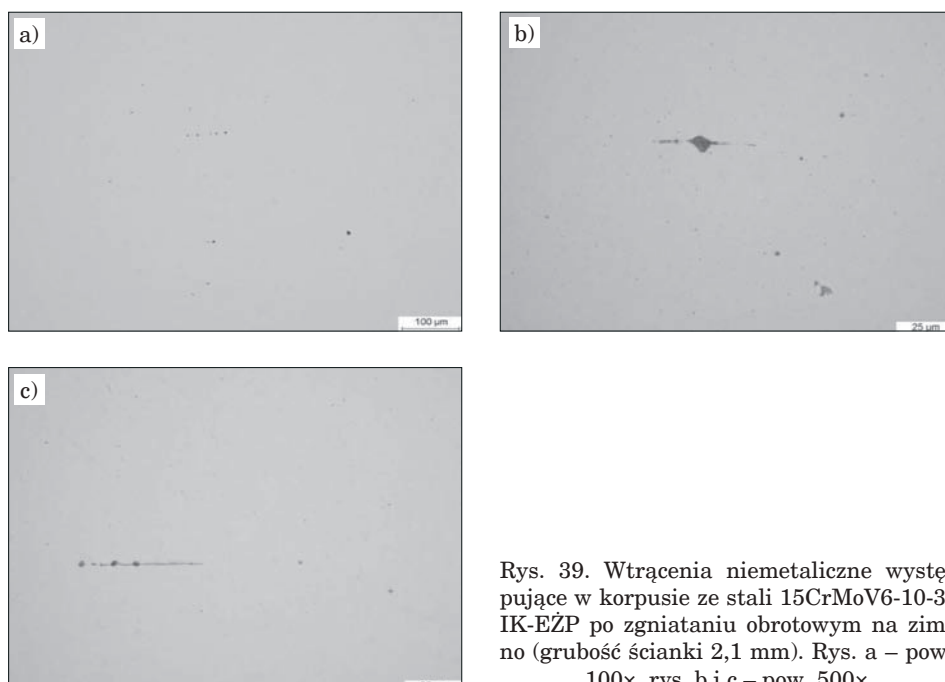


Rys. 38. Przykładowa mikroanaliza składów chemicznych wtrąceń niemetalicznych występujących w ściankach wyprasek wyciąganych na zimno ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP. Obrazy wtrąceń przedstawiono na rys. a, natomiast widma energetyczne promieniowania rentgenowskiego pierwiastków wchodzących w skład wtrąceń przedstawiono na rys. b (obszar 1), c (obszar 2) oraz d (obszar 3)

Obrazy wtrąceń niemetalicznych i wyniki analizy widm energetycznych promieniowania rentgenowskiego pierwiastków wchodzących w ich skład, występujących w stali **15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP** przedstawiono na rys. 38.

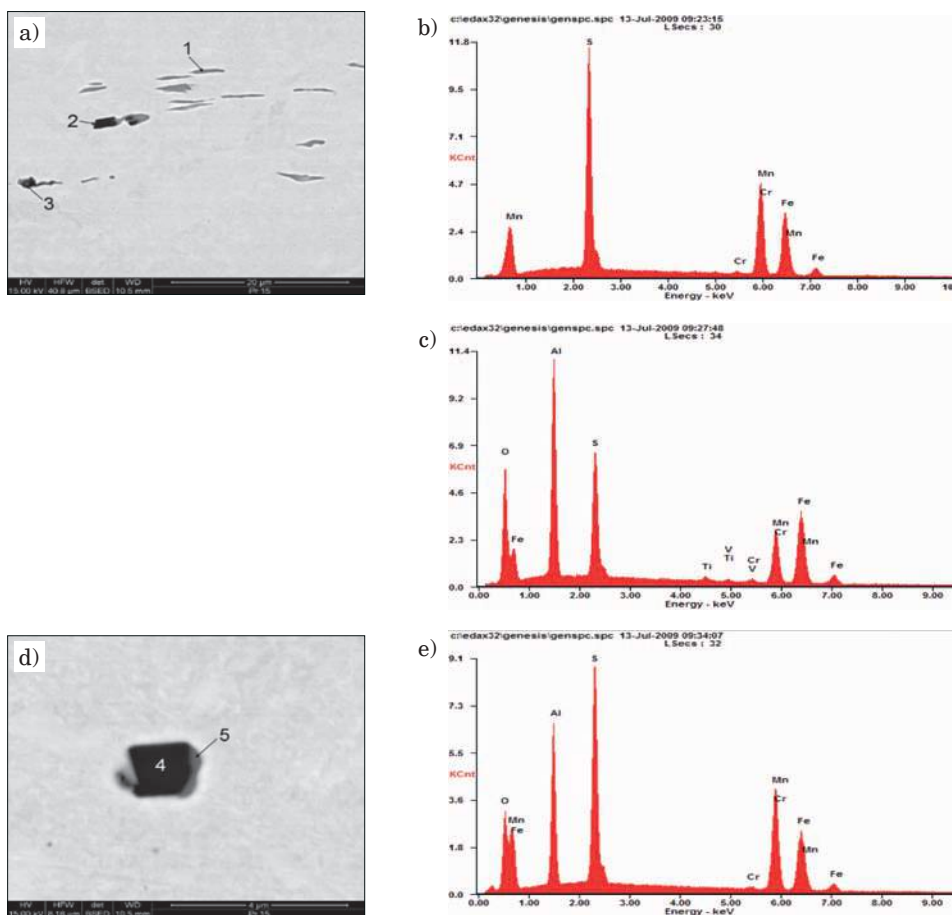
Z jakościowej analizy składu chemicznego wtrąceń niemetalicznych występujących w korpusach ze stali **15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP** po zgniataniu obrotowym na zimno wynika, że są to: siarczki wapnia i manganu, tlenki zawierające glin i wapń (rys. 38b) oraz tlenko-siarczki wapnia, magnezu z manganem i glinem (rys. 38c, d).

Badania wtrąceń niemetalicznych występujących w stali **15CrMoV6-10-3-İK-EŻP** przeprowadzono na wzdłużnych zglądach próbek pobranych z obszaru korpusu po zgniataniu obrotowym na zimno o grubości ścianki 2,1 mm. Przykładowe mikrofotografie wtrąceń niemetalicznych zamieszczono na rys. 39. Dla zastosowania technologii produkcji metodą zgniatania obrotowego i uzyskania końcowych właściwości mechanicznych oraz użytkowych wyrobu finalnego o małej grubości ścianki istotne są przede wszystkim wtrącenia trudnoodkształcalne o wielkości powyżej kilkunastu mikrometrów. W badanym materiale stwierdzono występowanie wtrąceń o wielkości kilku mikrometrów w postaci tlenków i złożonych wtrąceń ułożonych łańcuszkowo (rys. 39a, b, c). Poza pasmami wtrąceń trudnoodkształconych występowały także typowe silnie wydłużone siarczki (rys. 39c).



Rys. 39. Wtrącenia niemetaliczne występujące w korpusie ze stali 15CrMoV6-10-3-İK-EŻP po zgniataniu obrotowym na zimno (grubość ścianki 2,1 mm). Rys. a – pow. 100×, rys. b i c – pow. 500×

Obrazy wtrąceń niemetalicznych występujących w stali wytapianej i odlewanej próżniowo **15CrMoV6-10-3-Pr**, przedstawiono na rys. 40. Na rys. 40a i d przedstawiono obrazy skaningowe wtrąceń niemetalicznych występujących w stali wytapianej i odlewanej w próżni, a na rys. 40b, c oraz e przedstawiono wyniki analizy ich składu chemicznego. Wtrącenia te są siarczko-tlenkami manganu i glinu (rys. 40a, c, d, e) oraz siarczkami manganu (rys. 40b).



Rys. 40. Skaningowe obrazy wtrąceń niemetalicznych występujących w wyrobie ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr po kuciu na gorąco (a oraz d) i wyniki analizy ich składu chemicznego (b, c oraz e). Rys. a – pow. 2000×, rys. d – pow. 10000×

W stali 15CrMoV6-10-3 w zależności od zastosowanej metody wytwarzania wtrącenia niemetaliczne mają różny skład chemiczny. W stalach modyfikowanych wapniem (15CrMoV6-10-3-VAD i 15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP) wystę-

pują zmodyfikowane wtrącenia złożone z siarczków i tlenków glinu, wapnia i magnezu, natomiast w stalach niemodyfikowanych wapniem (15CrMoV6-10-3-IK-EŻP i 15CrMoV6-10-3-Pr) powstają typowe wtrącenia tlenków glinu i siarczków manganu. W stalach przetapianych elektrożuźlowo (15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP i 15CrMoV6-10-3-IK-EŻP) wtrącenia są mniejsze i bardziej skoagulowane, z tym że w stali z wytopu VAD-EŻP wtrącenia są znacznie drobniejsze niż w stali przetapianej elektrożuźlowo po wytapianiu w otwartym piecu indukcyjnym (15CrMoV6-10-3-IK-EŻP). W stali z wytopu próżniowego, pomimo odkształcenia na gorąco ze stopniem przerobu powyżej 5, kształt wtrąceń był zbliżony do obserwowanego w stali w stanie po odlaniu. Z analizy wtrąceń niemetalicznych występujących w badanych stalach wynika, że na kształt i ilość wtrąceń ma wpływ proces przetapiania elektrożuźlowego oraz stopień przerobu stali. Proces przetapiania elektrożuźlowego wpływa również na równomierność rozmieszczenia wtrąceń niemetalicznych w objętości stali. Wtrącenia największych rozmiarów występują w wyrobach ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD, stąd nie nadaje się ona do zgniatania obrotowego na zimno, szczególnie do zgniatania korpusów o grubości ścianki poniżej 1,5 mm. Pozostałe stale, wytapiane i odlewane w próżni lub przetapiane elektrożuźlowo, mogą być stosowane do zgniatania obrotowego na zimno wyrobów o grubości ścianki w badanym zakresie.

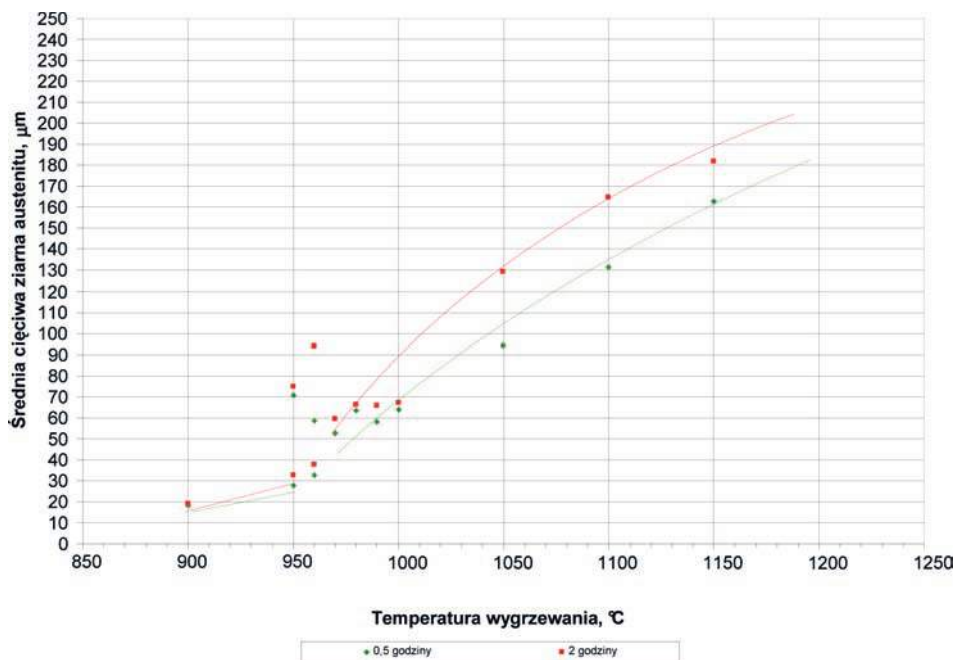
5.3. WYNIKI BADAŃ WYBRANYCH CHARAKTERYSTYK STALI

5.3.1. Wyniki badań rozrostu ziarna austenitu

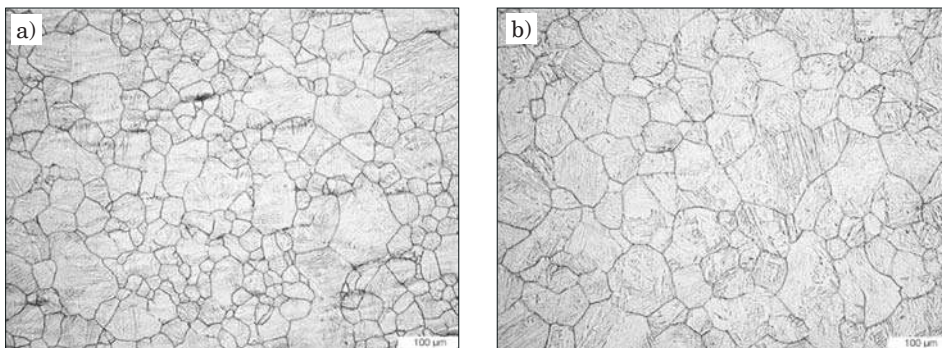
Charakterystyki rozrostu ziarna austenitu stali 15CrMoV6-10-3-Pr po wygrzewaniu w czasie 0,5 godziny i 2,0 godzin wykonane metodą oceny średniej cięciwy zamieszczono na rys. 41.

Do temperatury 950°C następuje niewielki równomierny rozrost ziarna austenitu stali 15CrMoV6-10-3-Pr. W temperaturze 950°C zapoczątkowany zostaje rozrost nierównomierny (przykład na rys. 42a) wynikający z procesów koagulacji i rozpuszczania cząstek kotwiczących granice ziarn. Proces nierównomiernego rozrostu dotyczy przedziału temperatury od początku koagulacji i rozpuszczania do zakończenia rozpuszczania cząstek kotwiczących, czyli w przypadku stali 15CrMoV6-10-3 zawierającej cząstki V(C,N) i AlN do ok. 1100°C [25]. Przykłady struktury nierównomiernego rozrostu ziarna austenitu w stali 15CrMoV6-10-3-Pr zamieszczono na rys. 42b.

Przykładową strukturę na przekroju wzdłużnym próbki ze stali N18K9M5Ts w stanie wyjściowym, po wygrzewaniu w temperaturze 950°C przez 30 minut, przedstawiono na rys. 43.

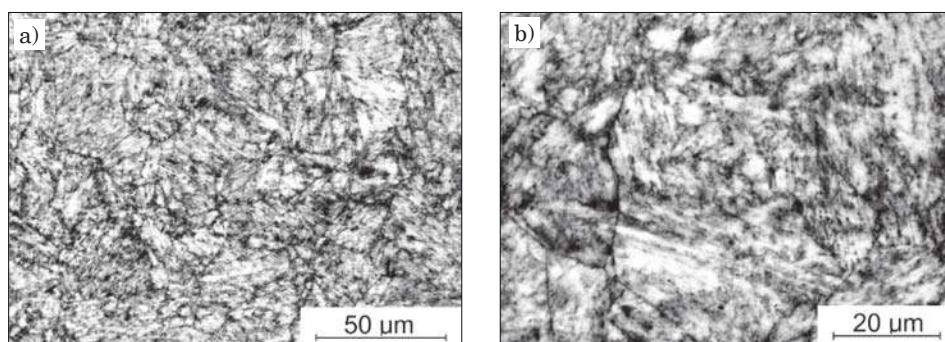


Rys. 41. Charakterystyki rozrostu ziarna austenitu stali 15CrMoV6-10-3-Pr po wygrzewaniu w czasie 0,5 h i 2 h



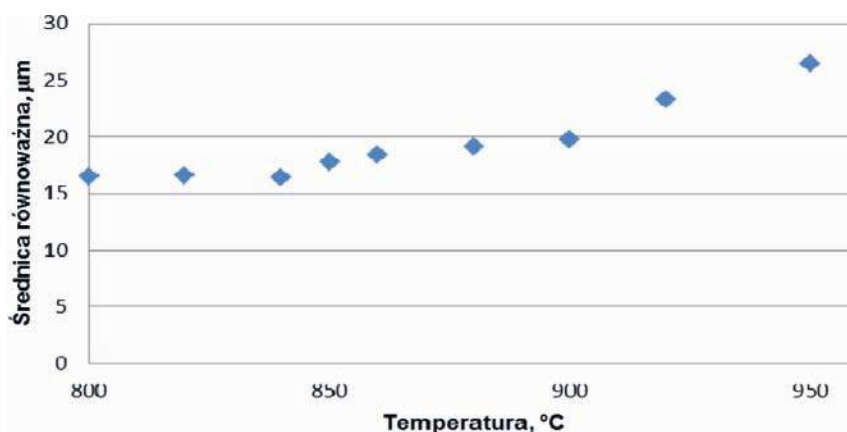
Rys. 42. Przykładowe obrazy granic ziarn byłego austenitu stali 15CrMoV6-10-3-Pr po wygrzewaniu w czasie 2 godzin w temperaturach: a) 950°C, b) 1000°C

Materiał badań w stanie wyjściowym po wygrzewaniu w temperaturze 950°C przez 30 minut charakteryzuje się jednorodną strukturą o średniej średnicy równoważnej byłego ziarna austenitu wynoszącej około 28 μm.



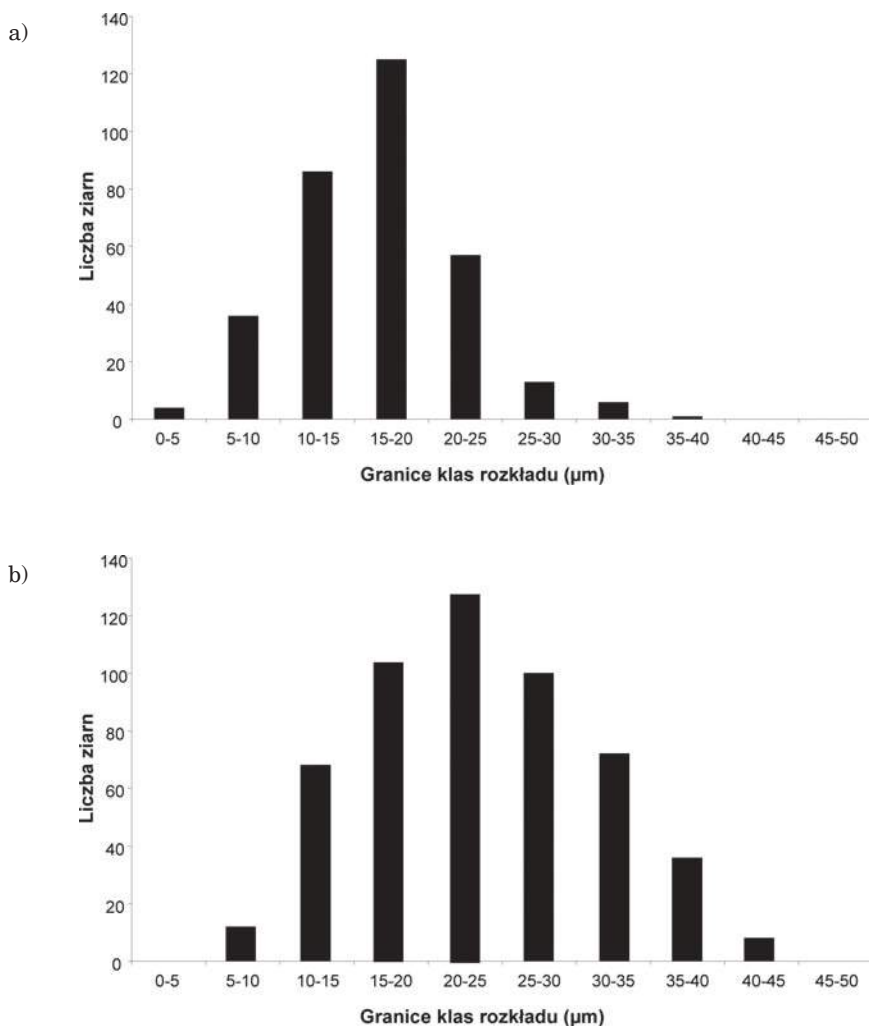
Rys. 43. Granice ziarn byłego austenitu w stali N18K9M5Ts w stanie wyjściowym po wygrzewaniu w temperaturze 950°C/30 min i starzeniu w 480°C przez 3 godz. – średnica równoważna 28 µm, (a) pow. 500× i (b) 1000×

Krzywą rozrostu ziarna austenitu, reprezentowanego średnią średnicą równoważną, w zależności od temperatury wygrzewania w czasie 30 minut przedstawiono na rys. 44. Z przebiegu krzywej wynika, że w zakresie temperatury 800÷840°C średnia średnica ziarna utrzymuje się na stałym poziomie ok. 16,5 µm, co zgodnie z normą PN-84/H-04507/01 odpowiada numerowi wielkości ziarna $G = 9,5$. Dalszy wzrost temperatury wpływa na rozrost ziarna, które osiąga w temperaturze 920°C wielkość ok. 23 µm ($G = 8,5$). Dalszy wzrost temperatury do 950°C skutkuje uzyskaniem struktury charakteryzującej się wielkością ziarna zbliżoną do stanu wyjściowego badanej stali (średnia średnica równoważna byłego ziarna austenitu wynosi ok. 28 µm).



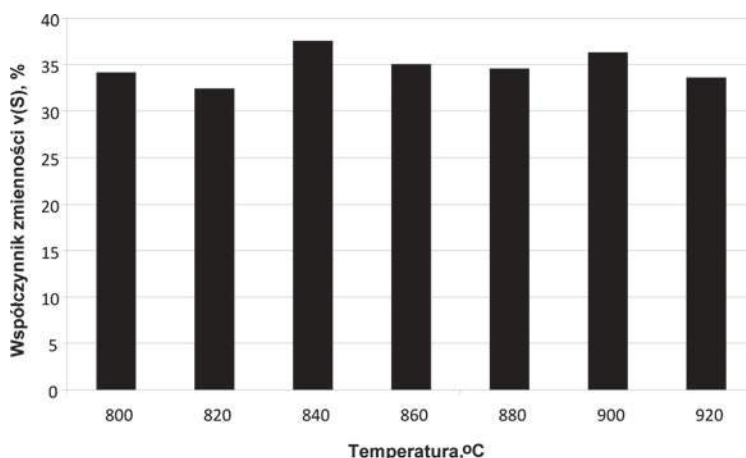
Rys. 44. Zmiana wielkości ziarna austenitu w funkcji temperatury wygrzewania stali N18K9M5Ts, czas wygrzewania 30 minut

Rozkłady statystyczne średniej średnicy równoważnej ziarna austenitu dla próbek wygrzewanych w temperaturach 800°C oraz 920°C mają charakter logarytmiczno-normalny (rys. 45). Zgodnie z przedstawionymi histogramami w stali wygrzewanej w temperaturze 800°C (rys. 45a) ponad 38% liczby ziarn zawiera się w przedziale wielkości 15÷20 μm , natomiast po wygrzewaniu w temperaturze 920°C (rys. 45b) największa liczba ziarn, stanowiąca 24% liczebności, mieści się w przedziale 20÷25 μm .



Rys. 45. Rozkład średniej średnicy równoważnej ziarn w stali po wygrzewaniu w temperaturze: a) 800°C w czasie 30 minut, b) 920°C w czasie 30 minut

Utrzymująca się na zbliżonym poziomie wartość współczynnika zmienności średniej średnicy równoważnej (rys. 46) świadczy o braku selektywnego rozrostu ziarn w trakcie austenitzowania w całym analizowanym zakresie temperatury oraz wskazuje na jednorodność uzyskanej mikrostruktury.



Rys. 46. Zależność współczynnika zmienności średniej średnicy równoważnej od temperatury wygrzewania stali N18K9M5Ts, czas wygrzewania 30 minut

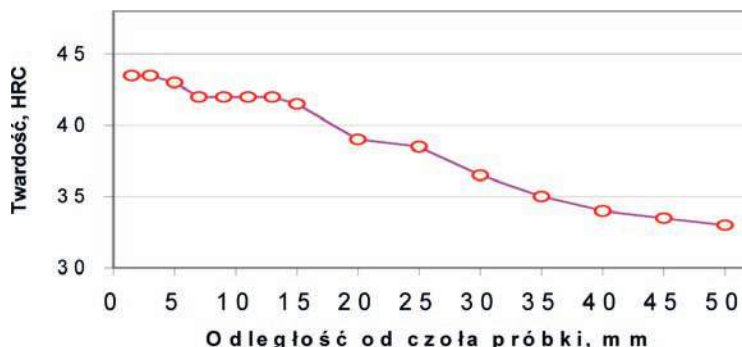
Wyniki badań dotyczących wpływu czasu wygrzewania w temperaturach 820°C oraz 850°C na wielkość ziarna byłego austenitu stali N18K9M5Ts zestawiono w tabelicy 12. Nie obserwuje się istotnego wpływu czasu wygrzewania stali na zmianę wielkości ziarna dla pozostałych parametrów obróbki cieplnej. Zarówno w temperaturze 820°C, jak i 850°C średnica równoważna ziarn dla zastosowanych czasów wygrzewania utrzymuje się na zbliżonym poziomie.

Tablica 12
Wpływ parametrów obróbki cieplnej stali N18K9M5Ts na wielkość pierwotnego ziarna austenitu

Temperatura, °C	Czas, min	Wielkość ziarna		
		Średnica równoważna, μm	Odch. st., μm	Wskaźnik zmienności, %
820	10	-	-	-
	20	17,3	6,1	35,2
	30	16,5	5,4	32,4
	40	16,8	5,7	34,0
850	10	17,8	6,2	34,8
	20	17,0	6,0	35,4
	30	17,3	6,1	35,5
	40	17,2	5,9	34,5

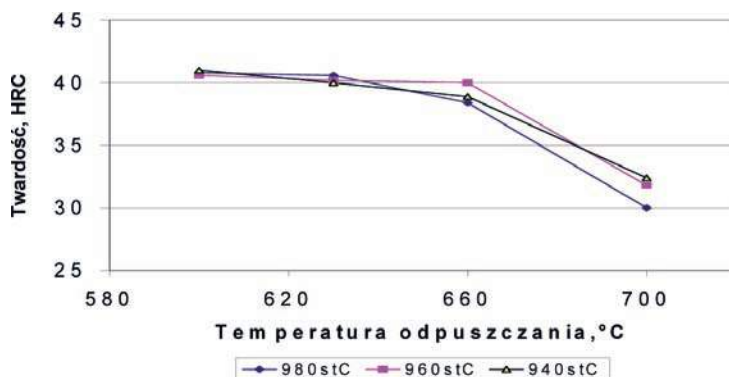
5.3.2. Wyniki badań hartowności i charakterystyk odpuszczania stali 15CrMoV6-10-3

Krzywą hartowności stali **15CrMoV6-10-3-VAD** wyznaczono na podstawie próby Jominy przedstawiono na rys. 47.



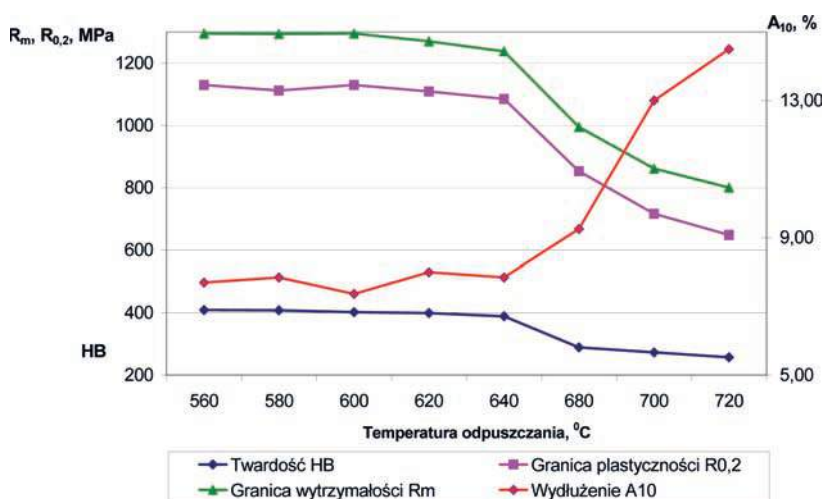
Rys. 47. Krzywa hartowności stali 15CrMoV6-10-3-VAD wyznaczona na podstawie wyników próby Jominy

Po hartowaniu próbki ze stali **15CrMoV6-10-3-VAD** metodą Jominy uzyskano twardość 44HRC na głębokości do 3 mm. W odległości 7 mm od czoła próbki twardość obniżyła się do 42HRC. Kolejny spadek twardości poniżej 40HRC następuje pomiędzy 15 a 20 mm, a w odległości 35 mm od czoła próbki twardość spada poniżej 35HRC. Krzywą odpuszczania stali **15CrMoV6-10-3-VAD** w zakresie temperatur od 600 do 700°C, po hartowaniu z trzech temperatur austenityzowania (980°C, 960°C i 940°C) przedstawiono na rys. 48. Maksymalna różnica twardości występuje przy temperaturze odpuszczania 700°C i nie przekracza 10%.

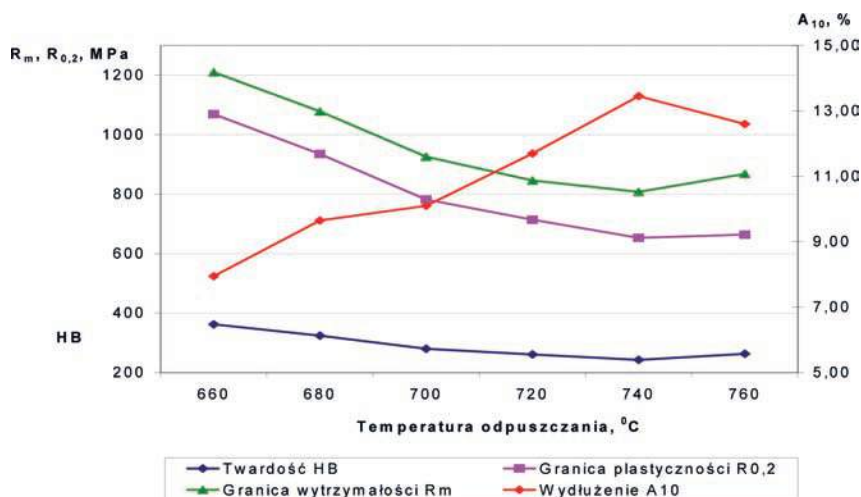


Rys. 48. Charakterystyki odpuszczania stali 15CrMoV6-10-3-VAD w zakresie temperatur od 600°C do 700°C po hartowaniu w oleju z temperatur: 980°C, 960°C i 940°C

Krzywe odpuszczania stali **15CrMoV6-10-3-VAD** przedstawiono na rys. 49 i 50 dla dwóch temperatur austenitzowania. Po hartowaniu z temperatury 910°C (rys. 49) i po hartowaniu z temperatury 950°C (rys. 50). Po hartowaniu stali z temperatury 910°C próbki odpuszczano w zakresie temperatur od 560°C do 720°C, natomiast po hartowaniu z temperatury 950°C próbki odpuszczano w zakresie temperatur od 660 do 760°C.

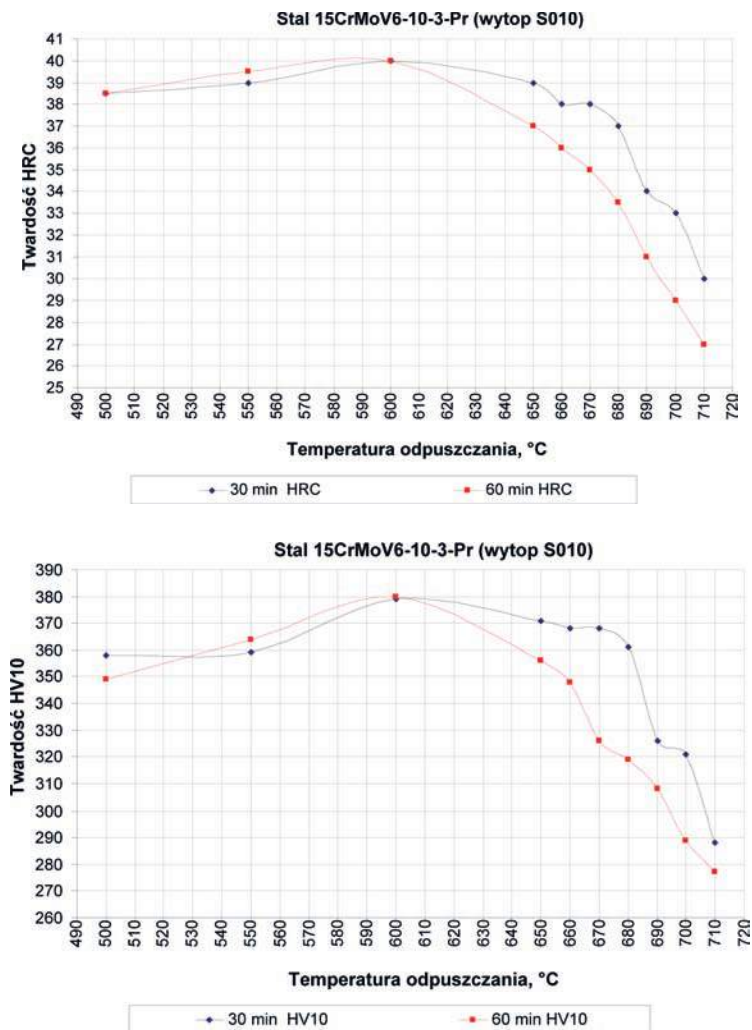


Rys. 49. Charakterystyki odpuszczania stali 15CrMoV6-10-3-VAD w zakresie temperatur od 560°C do 720°C po hartowaniu w oleju z temperatury 910°C



Rys. 50. Charakterystyki odpuszczania stali 15CrMoV6-10-3-VAD w zakresie temperatur od 660°C do 760°C po hartowaniu w oleju z temperatury 950°C

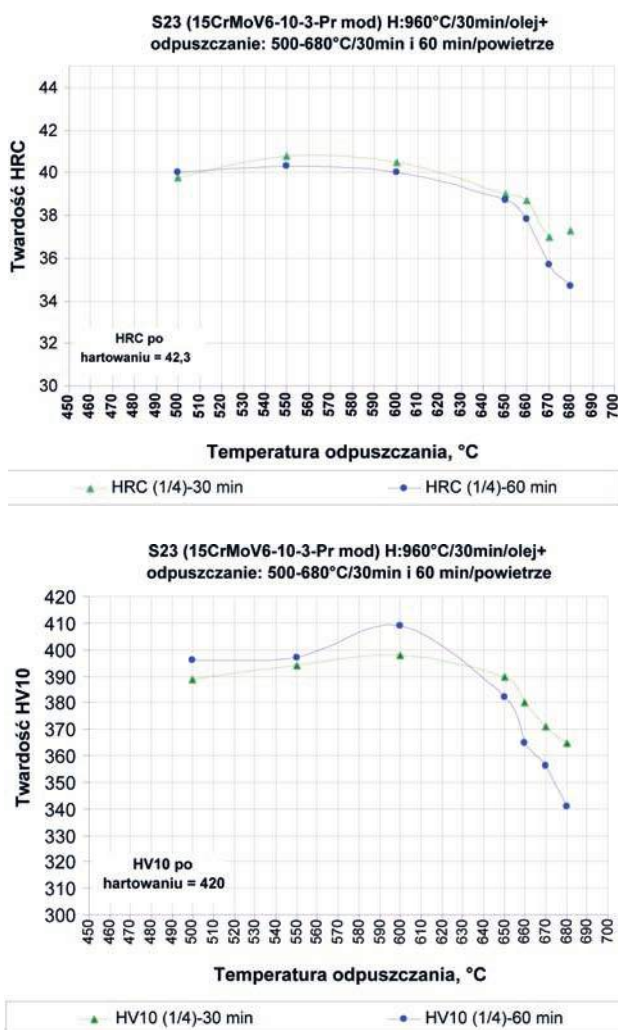
Po hartowaniu z temperatury 910°C i po odpuszczaniu w zakresie temperatur od 560°C do 640°C właściwości utrzymują się na zbliżonym poziomie: $R_m = 1250 \div 1295$ MPa; $R_{0,2} = 1085 \div 1130$ MPa; twardość 389÷409HB i $A_{10} = 7,37 \div 8,00\%$. Dopiero odpuszczanie powyżej 640°C powoduje znaczny spadek właściwości wytrzymałościowych, a wzrost wydłużenia: R_m maleje z 1250 do 800 MPa; $R_{0,2}$ maleje z 1100 do 610 MPa; twardość maleje z 400 do 240HB i A_{10} rośnie z 8,0 do 15,0%.



Rys. 51. Charakterystyki odpuszczania stali 15CrMoV6-10-3-Pr (wytop S10) w zakresie temperatury 500°C – 710°C, w ciągu 30 min i 60 min. Przed odpuszczaniem próbki hartowano w oleju po austenitowaniu w temperaturze 960°C w ciągu 30 minut

Po hartowaniu z temperatury 950°C i po odpuszczaniu w zakresie temperatur od 660 do 760°C następuje stały spadek właściwości wytrzymałościowych i wzrost wydłużenia: R_m maleje z 1210 do 808 MPa; $R_{0,2}$ maleje z 1069 do 653 MPa; twardość maleje z 362 do 243HB i A_{10} rośnie z 8,0 do 15,5%.

Wyniki pomiarów twardości próbek ze stali **15CrMoV6-10-3-Pr** z wytopu S10 odpuszczonych w temperaturach z zakresu 500-710°C podano na rys. 51.



Rys. 52. Charakterystyki odpuszczania stali 15CrMoV6-10-3-Pr mod (wytop S23) w zakresie temperatury 500°C – 680°C, w ciągu 30 min i 60 min. Przed odpuszczaniem próbki hartowano w oleju po austenizowaniu w temperaturze 960°C w ciągu 30 minut

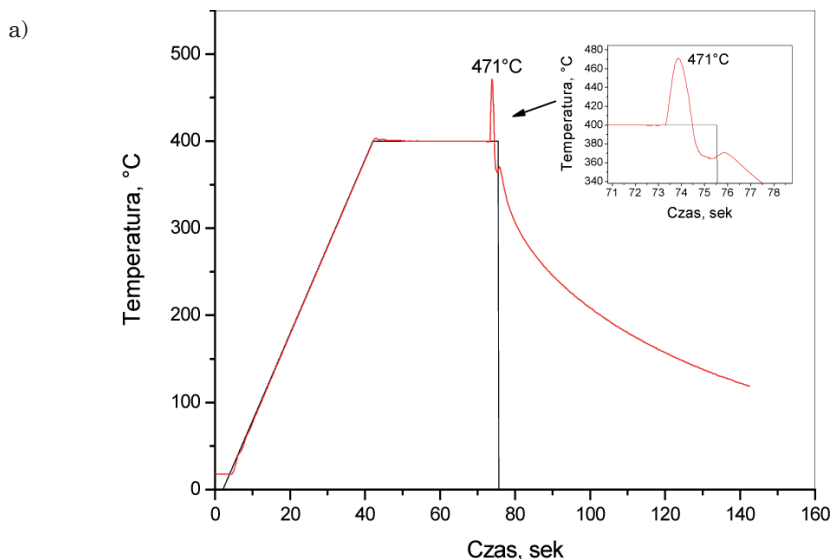
Twardość próbek zahartowanych w oleju przed odpuszczaniem wynosiła 39HRC.

Z charakterystyki odpuszczania wynika, że w temperaturze ok. 600°C następuje niewielkie utwardzenie wtórne. Po przekroczeniu temperatury odpuszczania ok. 650°C, dla czasu odpuszczania 60 minut, następuje znaczny spadek twardości ze wzrostem temperatury odpuszczania. Dla czasu odpuszczania 30 minut gwałtowny spadek twardości następuje po przekroczeniu temperatury odpuszczania 680°C. Wyniki pomiarów twardości próbek ze stali **15CrMoV6-10-3-Pr** z wytopu S23 po ulepszeniu cieplnym w zakresie temperatur odpuszczania 500÷680°C przedstawiono na rys. 52.

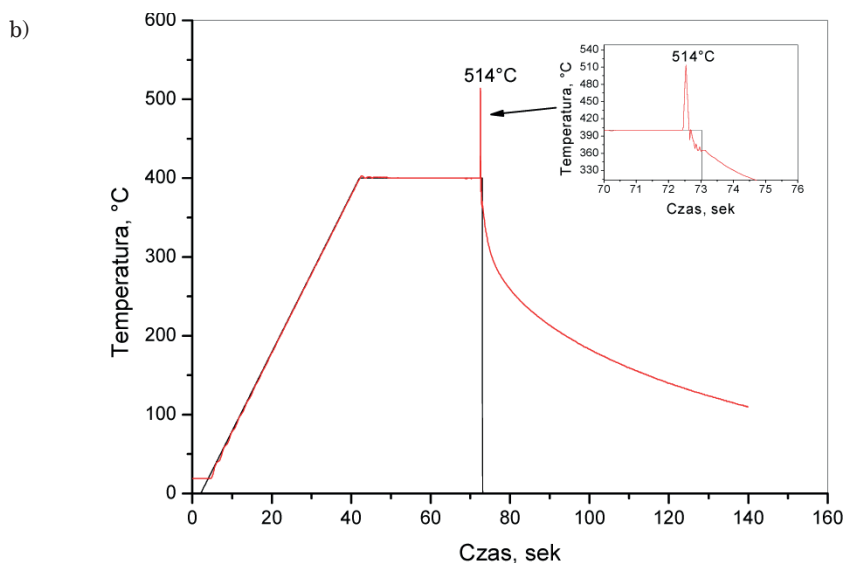
Charakter krzywych odpuszczania dla stali **15CrMoV6-10-3-Pr** z wytopów S10 i S23, po uwzględnieniu rozrzutów wyników pomiarów i różnic w składzie chemicznym, jest zbliżony. Stały spadek twardości występuje po przekroczeniu temperatury odpuszczania 600°C dla obydwu czasów obróbki cieplnej.

5.3.3. Wyniki badań starzenia stali maraging

Przykładowe krzywe nagrzewania i chłodzenia powierzchni próbki ze stali N18K9M5Ts i N18K12M4Ts w trakcie eksperymentów jednoosiowego ściskania na symulatorze Gleeble zamieszczono na rys. 53. Podczas odkształcenia zarejestrowano chwilowy wzrost temperatury na powierzchni próbek.



Rys. 53. Przebieg temperatury rejestrowanej za pomocą termopary przymocowanej do powierzchni próbki w trakcie trwania eksperymentu. Temperatura odkształcenia 400°C, prędkość odkształcenia: a) 1 s⁻¹, b) 10 s⁻¹



Rys. 53 cd.

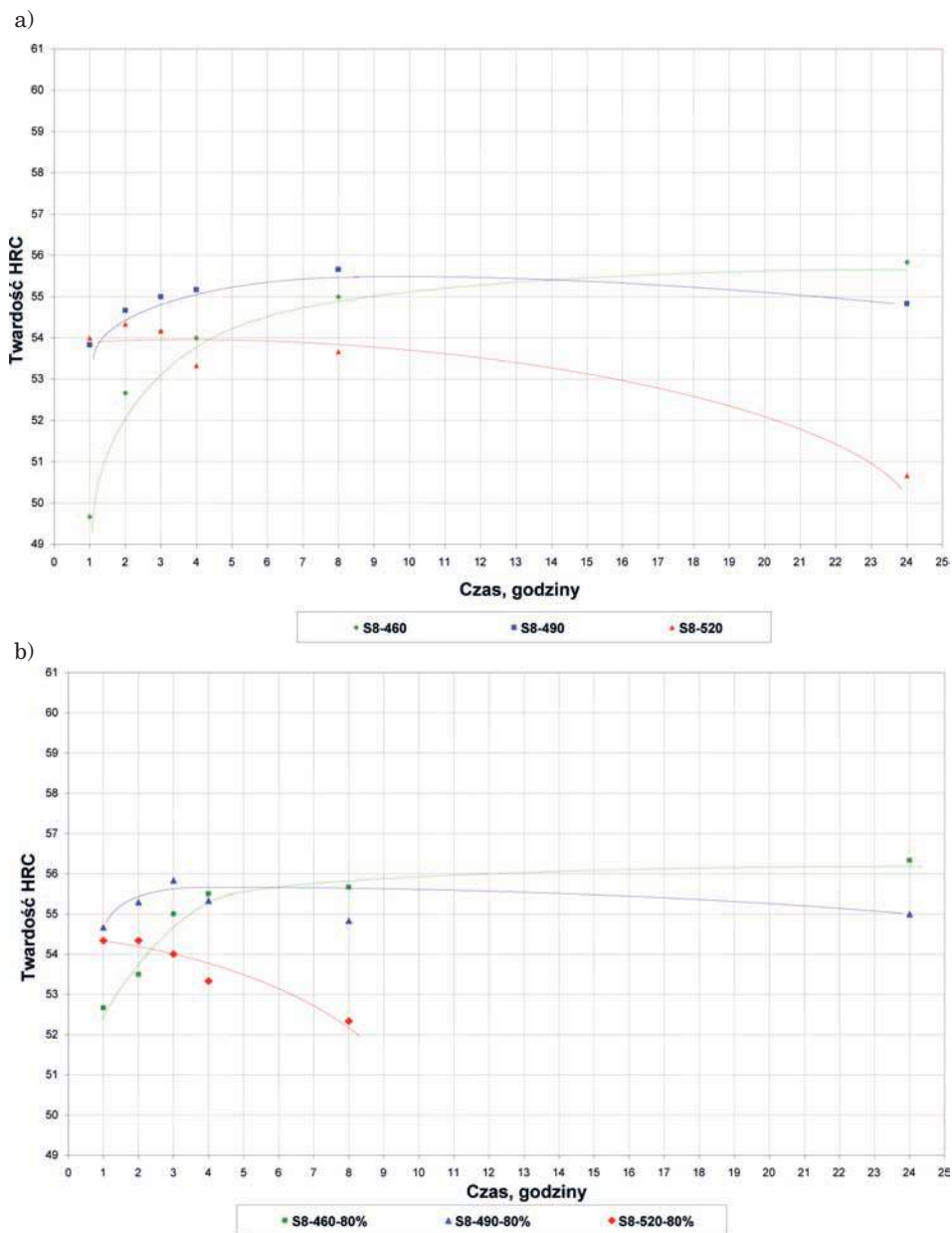
Przykładowo, dla temperatury odkształcenia 400°C i szybkości odkształcenia 1 s⁻¹ temperatura wzrosła w trakcie odkształcenia do ok. 471°C. Czas odkształcenia dla prędkości 1 s⁻¹ wynosił ok. 2 sek. W przypadku odkształcenia w temperaturze $T_d = 400^\circ\text{C}$ dla prędkości odkształcenia 10 s⁻¹ (czas odkształcenia wynosił ok. 0,2 sek) zarejestrowano wzrost temperatury na powierzchni próbki do ok. 514°C.

Stopień umacniania stali maraging w wyniku starzenia

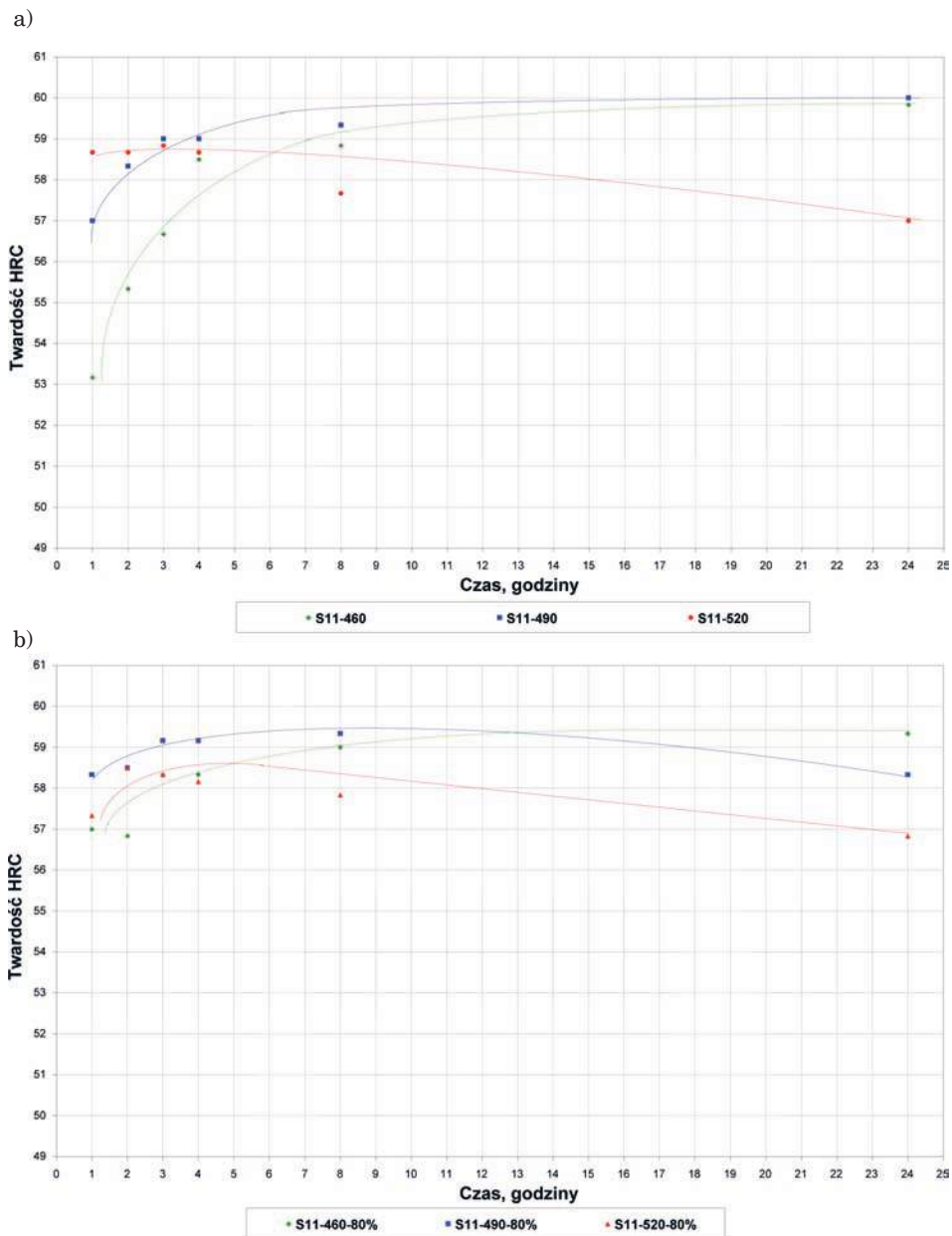
Wyniki pomiarów twardości stali N18K9M5T i N18K12M4T po starzeniu w temperaturach 460, 490 i 520°C w czasie 1, 2, 3, 4, 8 i 24 godzin wykonano na próbkach przesyconych w powietrzu oraz na próbkach przesyconych w powietrzu i poddanych gniotowi na zimno z zastosowaniem 80% odkształcenia (rys. 54 i 55).

Twardość próbek z obydwu badanych stali po starzeniu w czasie do ok. 5 godzin jest wyższa w przypadku próbek uprzednio odkształconych, a dla dłuższych czasów starzenia stan wyjściowy – przesycony lub odkształcony, nie wpływa na twardość próbek starzonych. Zestawienie wyników w postaci zależności twardości od parametrów starzenia krótkotrwałego stali N18K12M4T zamieszczono na rys. 56 i w tabelicy 13. Zastosowano czas starzenia 30 s i 60 s.

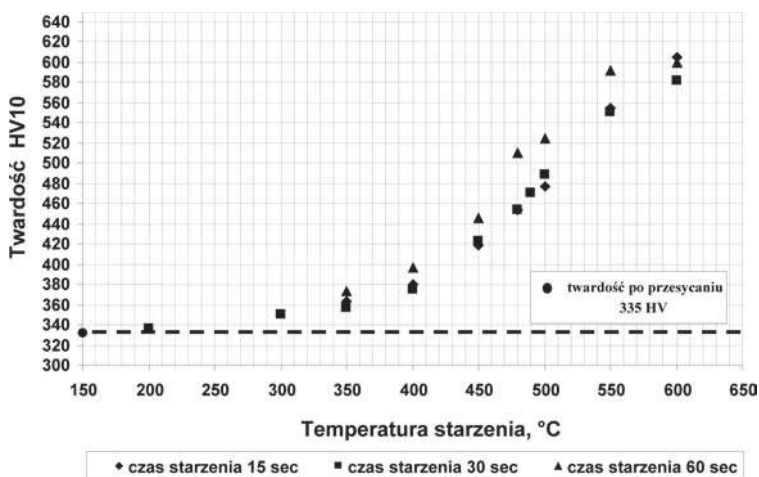
Już 15 sekund wytrzymania w temperaturze 350°C próbek ze stali N18K12M4T powoduje wzrost twardości z 335 HV do ok. 360÷370 HV. To



Rys. 54. Twardość próbek ze stali N18K9M5T po starzeniu; stan wyjściowy: a) po przesyca-
niu, b) po 80% odkształceniu



Rys. 55. Twardość próbek ze stali N18K12M4T po starzeniu; stan wyjściowy: a) po przesycaaniu, b) po 80 % odkształceniu



Rys. 56. Zależność twardości od parametrów starzenia

Tablica 13

Wyniki pomiarów twardości próbek po krótkotrwałym starzeniu

Czas starzenia, sekundy	Temp. starzenia, °C	Twardość średnia HV10	Twardość średnia HRC
	po przesycaeniu	343	34,5
15	350	363	37,0
	400	380	38,5
	450	420	41,0
	480	454	45,0
	500	477	46,5
	550	555	51,5
30	600	605	53,5
	200	336	34,0
	300	350	35,5
	350	357	37,0
	400	375	39,0
	450	423	43,5
	480	454	45,5
	490	471	47,5
	500	489	48,5
	550	550	51,5
600	581	52,5	

Tablica 13 cd.

Czas starzenia, sekundy	Temp. starzenia, °C	Twardość średnia HV10	Twardość średnia HRC
60	350	373	37,0
	400	397	40,5
	450	446	44,0
	480	511	48,5
	500	525	49,0
	550	592	51,5
	600	599	54,5

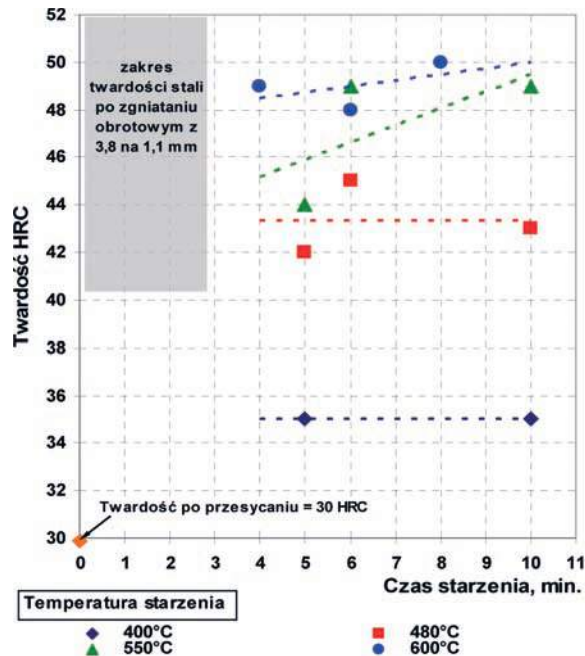
świadczy o rozpoczęciu procesu starzenia. Twardość rośnie monotonicznie ze wzrostem temperatury starzenia osiągając wartość ok. 600 HV dla temperatury 600°C już po 15 sekundach. Stąd każde chwilowe podwyższenie temperatury materiału np. w trakcie odkształcenia może wywołać wzrost twardości. Dla temperatur poniżej 550°C obserwowano wyższą twardość dla czasu 60 sekund w porównaniu z czasami 15 i 30 sekund. W temperaturze 600°C wpływ czasu starzenia w zakresie 15-60 sekund na twardość był nieznaczący.

Wyniki pomiarów twardości próbek ze stali N18K9M5Ts poddanych eksperymentom krótkotrwałego starzenia w zakresie czasu od 5 do 10 minut przedstawiono w tablicy 14 i na rys. 57.

Tablica 14

Parametry eksperymentów starzenia i wyniki pomiarów twardości HRC

Parametry starzenia temp. /czas	Wyniki pomiarów twardości	Średnia twardość
dwukrotne przesycanie	29, 30, 30	30
400°C / 5 min	35, 35, 35	35
400°C / 10 min	34, 36, 36	35
480°C / 5 min	42, 42, 42	42
480°C / 6 min	45, 46, 45	45
480°C / 10 min	43, 42, 44	43
550°C / 5 min	44, 44, 44	44
550°C / 6 min	49, 49, 49	49
550°C / 10 min	48, 49, 49	49
600°C / 4 min	49, 49, 49	49
600°C / 6 min	47, 48, 48	48
600°C / 8 min	51, 49, 50	50



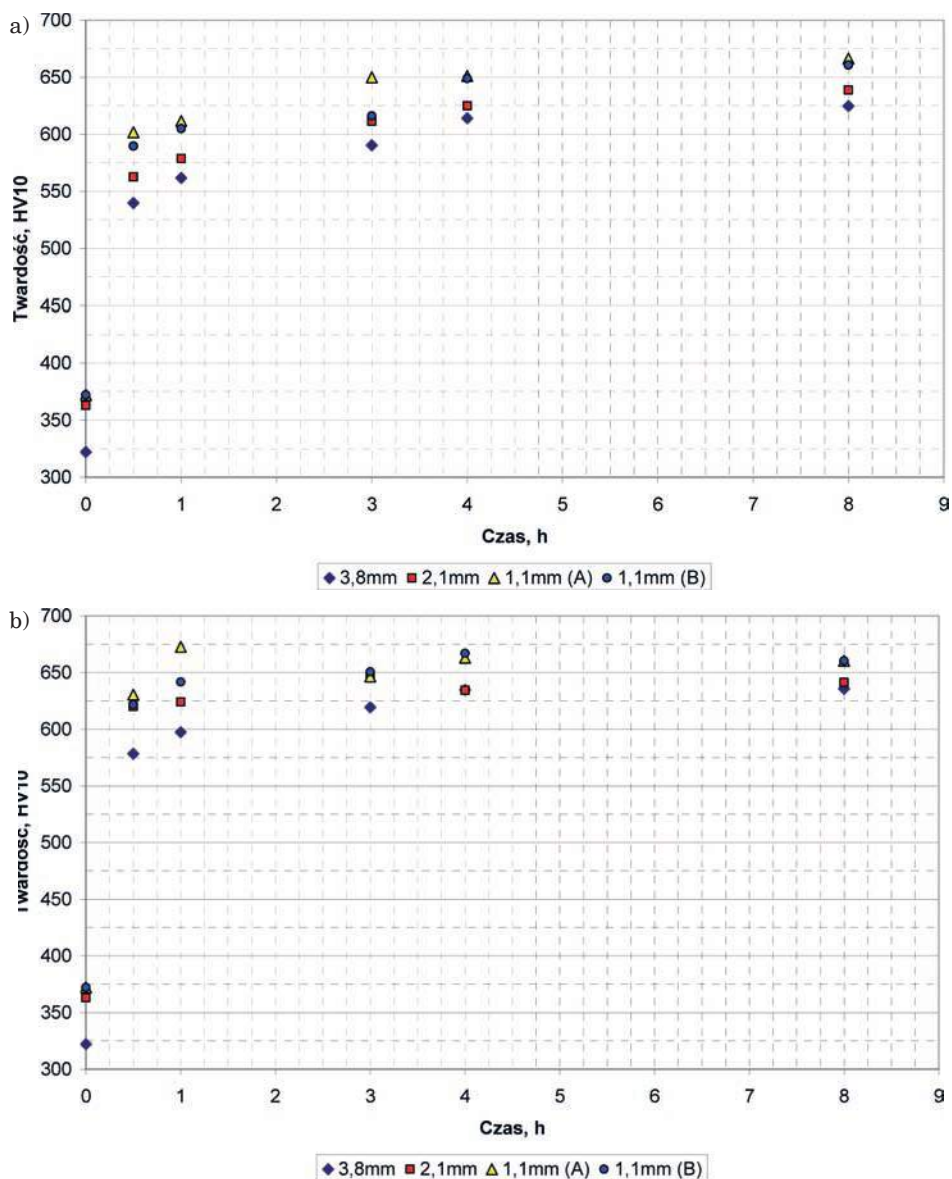
Rys. 57. Wyniki pomiarów twardości próbek ze stali N18K9M5Ts poddanych krótkotrwałemu starzeniu (czas starzenia łącznie z czasem nagrzewania)

Na podstawie wyników badań można wnioskować, że podczas zgniatania obrotowego temperatura wzrasta miejscowo do ok. $550\div 600^{\circ}\text{C}$. Ponadto intensywne odkształcenie plastyczne występujące w trakcie zgniatania obrotowego przyspiesza proces starzenia. Nieznaczny wzrost twardości podczas starzenia w temperaturze 400°C wskazuje, że w trakcie zgniatania obrotowego na zimno temperatura jest wyższa od 400°C .

Wyniki pomiarów twardości HV10 w zależności od grubości ścianki korpusu, temperatury i czasu starzenia w zakresie od 0 do 8 godzin przedstawiono na rys. 58. Pomiar twardości wykonano na przekroju poprzecznym w połowie grubości ścianki.

Po starzeniu w czasie 0,5 godziny w każdej z zastosowanych temperatur starzenia twardość stali N18K12M4Ts wzrosła o ok. 250 jednostek HV10 (np. w temperaturze 490°C z poziomu $320\div 370$ HV10 do poziomu $570\div 620$ HV10 zależnie od wielkości odkształcenia). Wyższe twardości uzyskano ze wzrostem temperatury starzenia i ze wzrostem wielkości odkształcenia występującego podczas zgniatania obrotowego na zimno. Ze wzrostem temperatury starzenia poziom twardości zostaje osiągnięty po krótszym czasie starzenia.

Twardość na przekroju poprzecznym ścianki korpusu przed zgniataniem obrotowym jest stała, a po zgniataniu zmienia się i jest najwyższa na po-

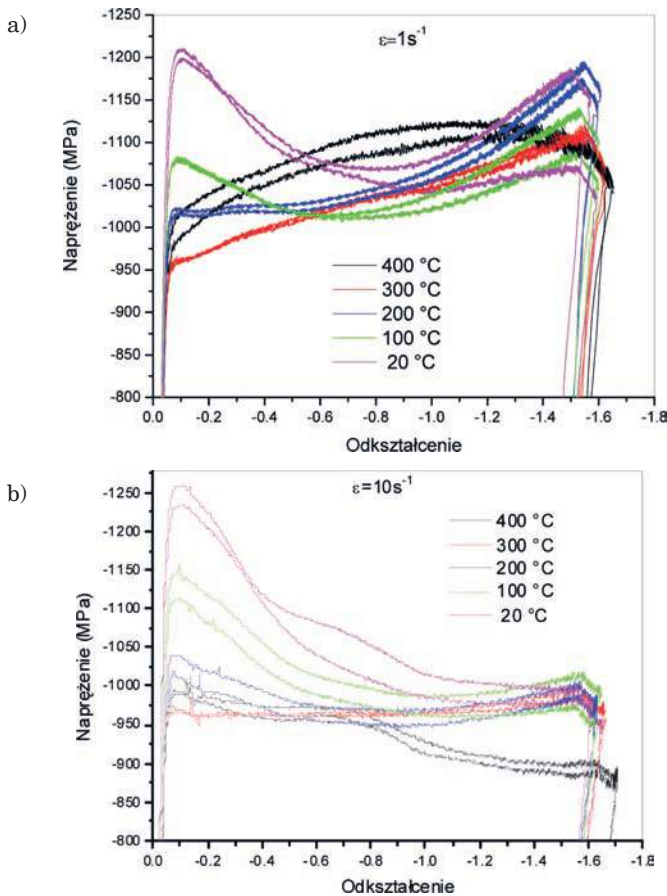


Rys. 58. Wpływ czasu starzenia w temperaturze: (a) 460°C i (b) 490°C na twardość stali N18K12M4Ts po zgniataniu obrotowym w zależności od grubości ścianki korpusu

wierzchni zewnętrznej (powierzchnia odkształcana przez rolki zgniatarki), a następnie nieznacznie spada w kierunku powierzchni wewnętrznej korpusu (powierzchnia od strony trzpienia zgniatarki).

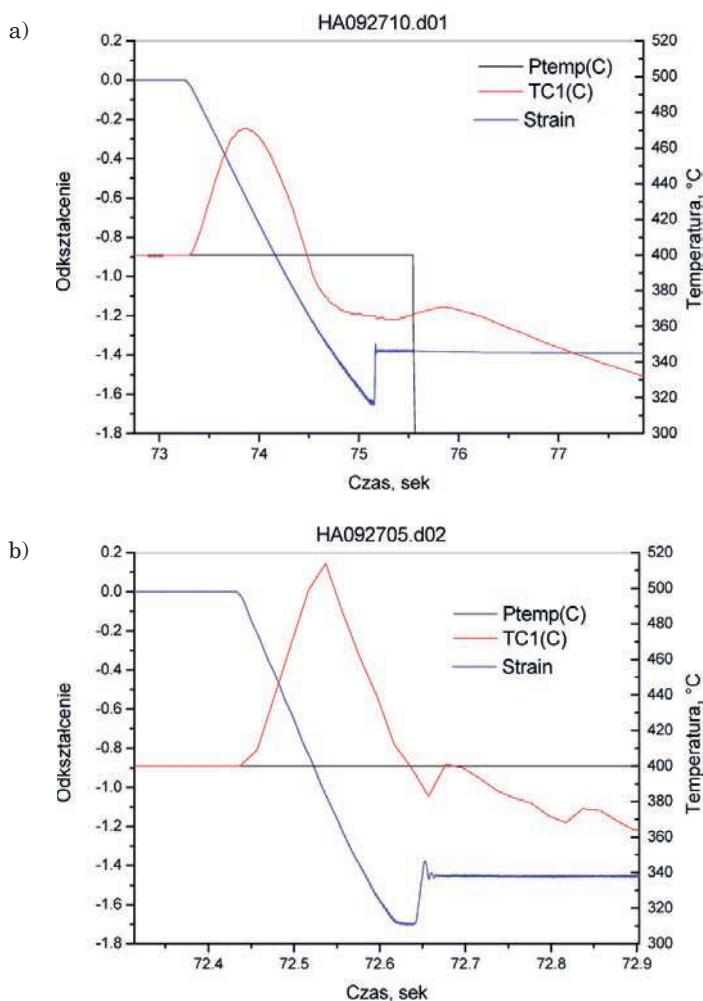
Umocnienie stali maraging w wyniku odkształcenia w zakresie temperatur od 20°C do 550°C

Wyniki eksperymentów ściskania w postaci krzywych płynięcia σ - ε zamieszczono na rys. 59 odpowiednio dla prędkości odkształcenia 1 s^{-1} i 10 s^{-1} . Charakter krzywych umocnienia wynika z rozkładu rzeczywistej temperatury w objętości próbki w trakcie odkształcenia oraz z występowania podczas odkształcenia procesu wydzielania intensyfikowanego zarówno wzrostem temperatury jak i odkształceniem. Niższe naprężenie płynięcia plastycznego dla próbek odkształcanych w temperaturze 300°C w porównaniu z próbkami ściskanymi w temperaturze 400°C wskazuje na znaczący udział procesu umocnienia wydzieleniowego w trakcie nagrzewania, wygrzewania przed odkształceniem, odkształcenia i chłodzenia w pobliżu 400°C.

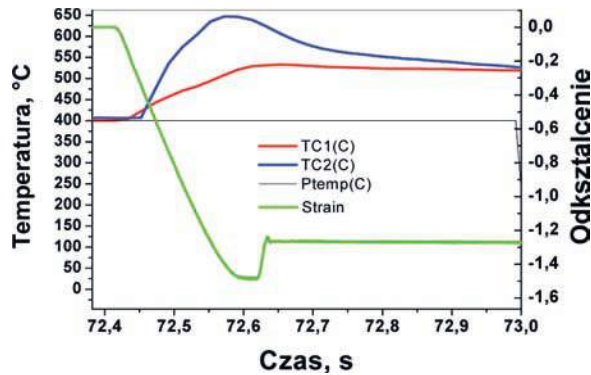


Rys. 59. Krzywe płynięcia plastycznego stali N18K12M4T w temperaturach 20, 100, 200, 300 i 400°C dla prędkości odkształcenia: a) 1 s^{-1} , b) 10 s^{-1}

Dla temperatury eksperymentu 400°C i prędkości odkształcenia 1 s^{-1} rzeczywisty zakres temperatur odkształcenia wynosił ok. $470\div 360^{\circ}\text{C}$ (rys. 60a), a w przypadku prędkości odkształcenia 10 s^{-1} zakres ten wynosił ok. $515\div 400^{\circ}\text{C}$ (rys. 60b). Wyniki pomiarów temperatury na powierzchni i w środku próbki podczas ściskania w temperaturze 400°C zamieszczono na rys. 61. Dla zastosowanych parametrów odkształcenia (szybkość 10 s^{-1}) w środku grubości próbki zarejestrowano w trakcie odkształcenia maksymalną temperaturę ok. 640°C , a na powierzchni ok. 530°C .

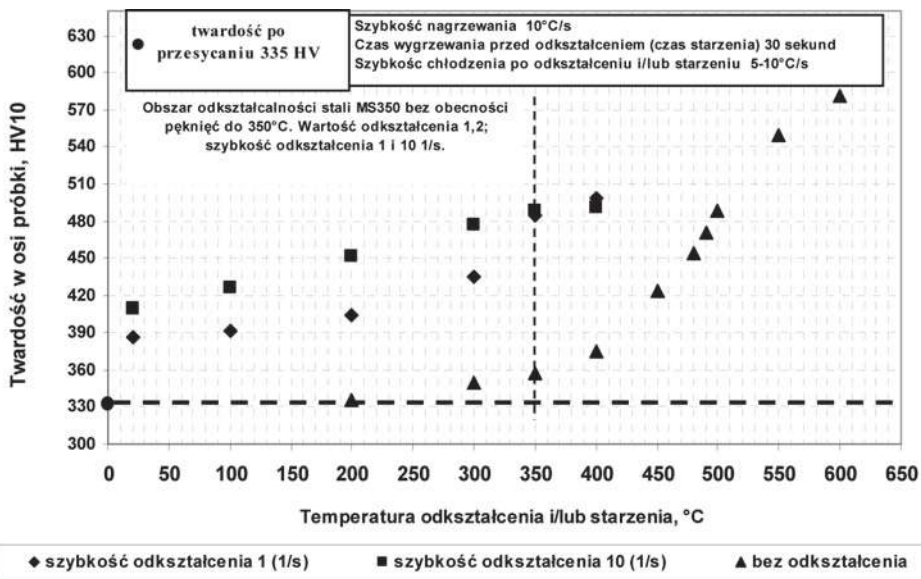


Rys. 60. Zmiana wartości odkształcenia oraz temperatury na powierzchni próbki w trakcie odkształcenia. Eksperyment ściskania w zadanej temperaturze 400°C , prędkość odkształcenia: a) 1 s^{-1} , b) 10 s^{-1}



Rys. 61. Zmiany temperatury na powierzchni próbki (TC1) oraz w środku grubości próbki (TC2) podczas odkształcenia w temperaturze 400°C z szybkością 10 s⁻¹

Wyniki pomiarów twardości po odkształceniu z prędkościami 1 s⁻¹ i 10 s⁻¹ oraz po starzeniu w zakresie temperatur od 200°C do 600°C próbek nieodkształconych zamieszczono na rys. 62. Stwierdzono, że zastosowany sposób odkształcenia spowodował przyspieszenie procesu wydzielania (wzrost twardości).



Rys. 62. Wyniki pomiarów twardości próbek ściskanych w zakresie temperatur 20÷400°C z prędkościami odkształcenia 1 i 10 s⁻¹. Każdy punkt odpowiada wartości średniej twardości z 10 pomiarów w środku grubości próbek odkształconych

Najwyższą twardością charakteryzują się próbki odkształcane w temperaturze 550°C z prędkością odkształcenia 1 s⁻¹. Dla wszystkich odkształcanych próbek stwierdzono wzrost twardości ze wzrostem temperatury odkształcenia. Wyniki pomiarów twardości wskazują na występowanie w badanym zakresie temperatury efektu dodatkowego umocnienia (poza umocnieniem przez zgniot) przez wydzielania faz międzymetalicznych.

Wykonane w pracy [12] badania w zakresie wielkości umocnienia stali maraging wywołanego gniotem przez ściskanie w temperaturze otoczenia wykazały, że twardość wzrasta o ok. 10% dla odkształcenia o wartości 80%. Natomiast twardość próbek odkształcanych w coraz to wyższych temperaturach rośnie monotonicznie osiągając ok. 500 HV10 (o ok. 50%) dla temperatury odkształcenia 400°C. Dla granicznej temperatury odkształcenia 350°C (odkształcenie bez pęknięć) twardość próbek wynosiła ok. 490 HV10. Stwierdzono, że w nieodkształcanej stali N18K12M4Ts starzenie rozpoczyna się w temperaturze 350°C i ze wzrostem temperatury do 600°C twardość wzrasta od 373 HV10 do 592 HV10. W stali odkształcanej z prędkością 1 s⁻¹ w zakresie temperatur 20°C do 550°C ze wzrostem temperatury twardość rośnie od 384 HV10 do 629 HV10. Dla wzrastającej temperatury po odkształceniu z prędkością 1 s⁻¹ twardość wzrasta. Różnica twardości rośnie od 111 jednostek HV w temperaturze 350°C do 134 jednostek HV w temperaturze 450°C, a następnie ze wzrostem temperatury od 480°C do 550°C spada od 78 do 37 jednostek HV. Podobnie do odkształcenia stali N18K12M4Ts z prędkością 1 s⁻¹ w zakresie temperatur 20°C do 400°C (wzrost twardości po odkształceniu z prędkością 1 s⁻¹ od 384 HV10 do 509 HV10) ze wzrostem temperatury odkształcanej stali z prędkością 10 s⁻¹ twardość wzrasta od 402HV10 do 492HV10. Dla odkształcenia stali N18K12M4Ts z prędkościami 50, 100 i 200 s⁻¹ korelacja pomiędzy temperaturą a twardością obserwowana dla stanu nieodkształconego i odkształconego z prędkością 1 i 10 s⁻¹ jest niejednoznaczna.

5.4. WYNIKI BADAŃ ODKSZTAŁCALNOŚCI BADANYCH STALI NA GORĄCO

Wpływ jednoosiowego ściskania na gorąco na umocnienie stali 15CrMoV6-10-3

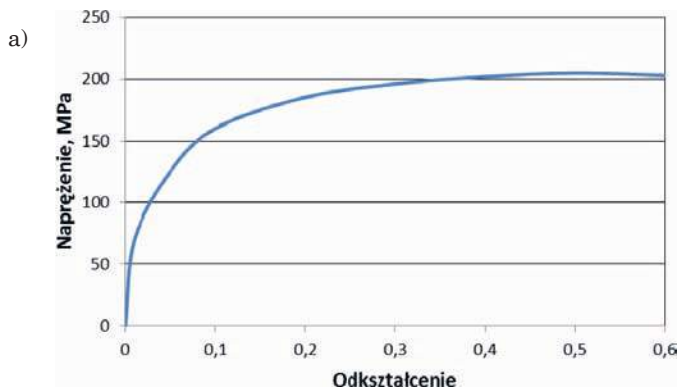
Za pomocą symulatora Gleeble wykonano pięć eksperymentów ściskania na gorąco w celu określenia odkształcalności granicznej stali **15CrMoV6-10-3-VAD**. Parametry eksperymentów przedstawiono w tablicy 15. Próbki wygrzewano w temperaturze 1150°C (cztery eksperymenty) i w temperaturze 1050°C (jeden eksperyment), z której schładzano z prędkością 5°C/s do temperatury odkształcenia wynoszącej od 1100 do 800°C. We wszystkich przypadkach uzyskano wynik pozytywny, tzn. odkształcane próbki nie wykazywały pęknięć i naderwań.

Tablica 15

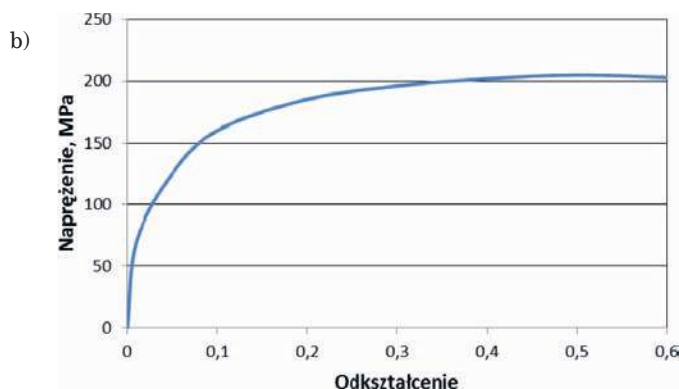
Program badań odkształcalności granicznej stali 15CrMoV6-10-3-VAD

Nagrzewanie					
Temperatura, °C		Prędkość nagrzewania, °C/s		Czas wygrzewania, s	
1150		2		300	
Odkształcanie					
Lp.	Temperatura, °C	ε	$\dot{\varepsilon}$, s ⁻¹	Szybkość chłodzenia do temperatury odkształcania, °C/s	Wynik
1	1100	0,7	5,0	5,0	pozytywny
2	850	0,7	5,0	5,0	pozytywny
3	850	1,0	5,0	5,0	pozytywny
4	800	1,0	5,0	5,0	pozytywny
Nagrzewanie					
Temperatura, °C		Prędkość nagrzewania, °C/s		Czas wygrzewania, s	
1050		2		300	
Odkształcanie					
5	800	1,0	5,0	5,0	pozytywny

Krzywe umocnienia stali 15CrMoV6-10-3-VAD dla dwóch skrajnych temperatur odkształcania: 1100°C (po schłodzeniu od temperatury 1150°C) i 800°C (po schłodzeniu z temperatury 1050°C) – program 1 i 5 tablica 15, przedstawiono na rys. 63. Przy niższej temperaturze odkształcania uzyskano około dwukrotnie wyższy poziom umocnienia.



Rys. 63. Krzywe naprężenie-odkształcanie zarejestrowane w trakcie testów ściskania próbek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD według schematu 1 opisanego w tablicy 13 (rys. a) i według schematu 5 opisanego w tablicy 6 (rys. b)

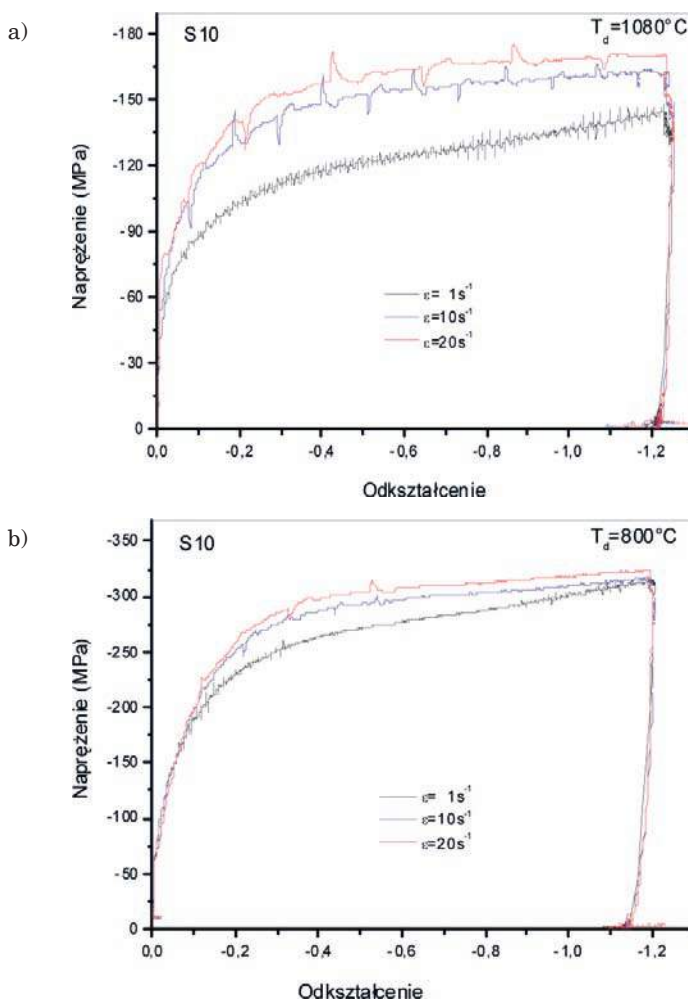


Rys. 63 cd.

Parametry testów odkształcalności stali **15CrMoV6-10-3-Pr** wykonanych wg schematu zamieszczonego na rys. 4 w symulatorze Gleeble podano w tabelicy 16. Krzywe napężenie-odkształcenie zarejestrowane w trakcie testów ściskania w temperaturach 1080°C i 800°C przedstawiono na rys. 64.

Tablica 16
Parametry testów ściskania wykonane na próbkach ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr w symulatorze Gleeble 3800

Odształcenie				Nagrzewanie
Lp.	T_d [°C]	ϵ	$\dot{\epsilon}$ [s ⁻¹]	
1	1080	1,2	1	– Temperatura nagrzewania 1150°C; – Szybkość nagrzewania 4°C/s; – Czas wygrzewania 100 s; – Szybkość chłodzenia do temperatury odkształcenia 4°C/s; – Czas wytrzymania przed odkształceniem 10 s
2			10	
3			20	
4	1000	1,2	1	
5			10	
6			20	
7	900	1,2	1	
8			10	
9			20	
10	850	1,2	1	
11			10	
12			20	
13	800	1,2	1	
14			10	
15			20	
16	750	1,2	1	
17			10	
18			20	



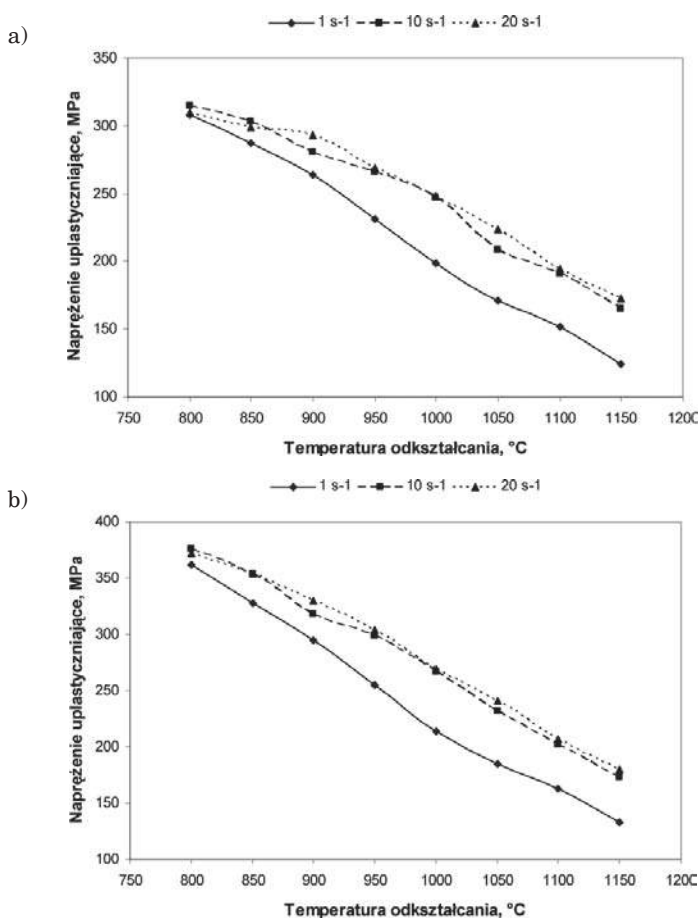
Rys. 64. Krzywe napężenie-odkształcenie zarejestrowane w trakcie testów ściskania próbek ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr w temperaturach 1080°C i 800°C z szybkościami odkształcenia 1 s^{-1} , 10 s^{-1} i 20 s^{-1}

Z krzywych napężenie-odkształcenie wynika, że wartość napężenia uplastyczniającego silnie zależy od szybkości odkształcenia w temperaturze odkształcenia wyższej niż ok. 900°C. W temperaturach niższych, w których nie zachodzi rekrytalizacja dynamiczna, wpływ szybkości odkształcenia na napężenie uplastyczniające maleje. Zarejestrowane krzywe zmian napężenia uplastyczniającego w zależności od temperatury odkształcenia i szybkości odkształcenia stanowią bazę danych do obliczenia wartości sił odkształcenia w określonych operacjach przeróbki plastycznej na gorąco. Proces umocnienia

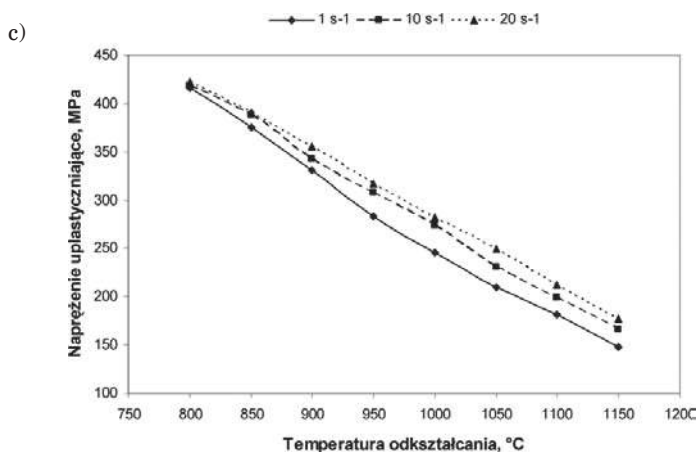
na gorąco stali różni się od procesu umocnienia na zimno tym, że temu zjawisku towarzyszą procesy dynamicznego zdrowienia i rekrytalizacji. Umocnienie na gorąco jest więc wypadkową procesów jednoczesnego zachodzenia umocnienia i zmękczenia. Krzywe napężenie-odkształcenie wyznacza się do wspomaganie projektowania procesów przeróbki plastycznej na gorąco.

Wpływ jednoosiowego ściskania na gorąco na umocnienie stali maraging

Porównanie zależności „napężenie-temperatura odkształcenia” dla trzech prędkości odkształcenia $\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$, 10 s^{-1} i 20 s^{-1} i trzech wartości odkształceń rzeczywistych $\varphi = 0,2$; $0,4$ i $1,1$ przedstawiono na rys. 65.



Rys. 65. Zależność napężenia uplastyczniającego dla testów jednoosiowego ściskania przy odkształceniu rzeczywistym: a) 0,2; b) 0,4 i c) 1,1 od temperatury odkształcenia stali maraging N18K9M5T – wytop S7



Rys. 65 cd.

Naprężenie uplastyczniające dla określonego odkształcenia na gorąco ściśle zależy od temperatury badania. Poziom naprężen uplastyczniających w próbkach ze stali N18K9M5T jest tym wyższy, im większa jest stosowana prędkość odkształcenia i niższa temperatura odkształcenia. Przykładowo w temperaturze 1150°C dla odkształcenia rzeczywistego 0,2 poziom maksymalnych naprężeń przy zastosowaniu prędkości odkształcenia 20 s⁻¹ wynosi ok. 175 MPa, przy prędkości 10 s⁻¹ wynosi ok. 165 MPa, a przy prędkości 1 s⁻¹ wynosi ok. 125 MPa. Natomiast w temperaturze odkształcenia 800°C maksymalne naprężenie przy zastosowaniu ww. prędkości odkształcenia osiąga poziom ok. 310 MPa. Z porównania wykresów z rys. 65 wynika, że wzrost odkształcenia powyżej 1,0 zmniejsza wpływ prędkości odkształcenia na poziom naprężenia uplastyczniającego.

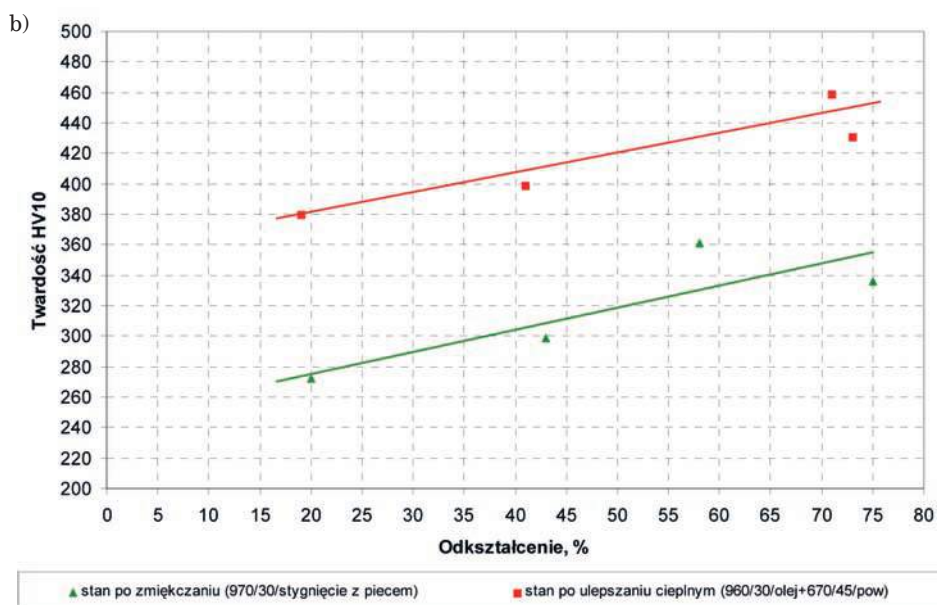
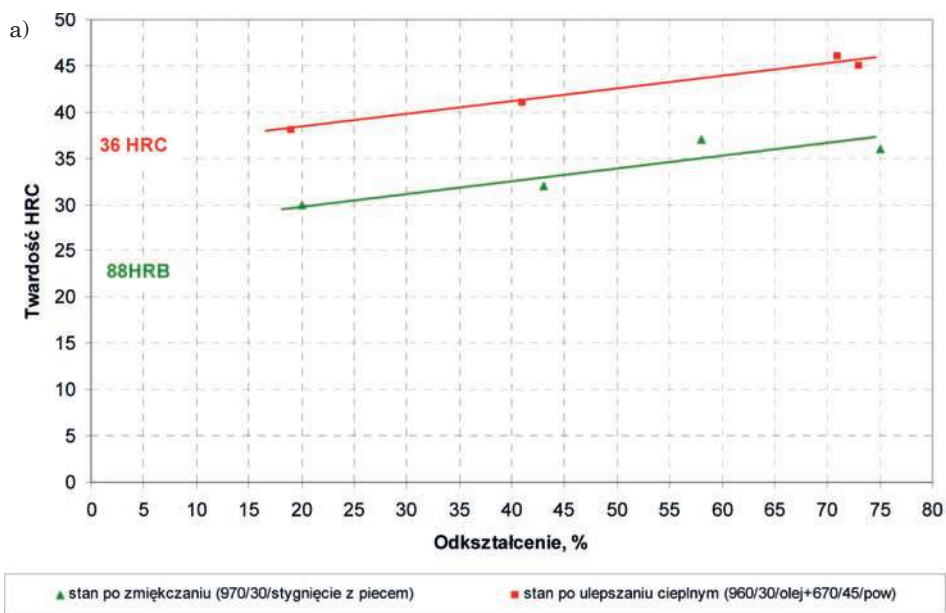
5.5. UMOCNIE NIE BADANYCH STALI NA ZIMNO

5.5.1. Umocnienie na zimno stali 15CrMoV6-10-3

Umocnienie na zimno stali 15CrMoV6-10-3 podczas jednoosiowego ściskania

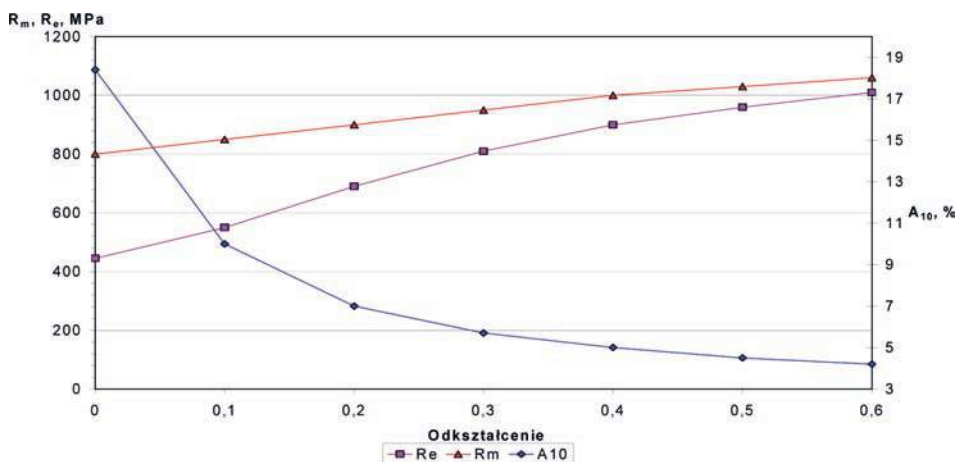
Wielkość umocnienia w próbce jednoosiowego ściskania na zimno, wyrażoną wzrostem twardości, dla stali **15CrMoV6-10-3-Pr** z wytopu S10 po obróbce zmiękczającej na twardość 88 HRB i w stanie ulepszonym cieplnie na twardość 36 HRC podano na rys. 66.

W badanym zakresie odkształcenia umocnienie wzrasta w przybliżeniu liniowo ze wzrostem odkształcenia o ok. 10 HRC w stosunku do stanu ulepszanego cieplnie.



Rys. 66. Wzrost twardości próbek ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr z wytopu S10 w stanie zmięczonym (a) i w stanie ulepszonej cieplnie (b), w wyniku jednoosiowego ściskania w temperaturze otoczenia

Wielkość umocnienia w próbie jednoosiowego rozciągania płaskich próbek ze stali **15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP** wykonanych z blach walcowanych na zimno przy zastosowaniu odkształceń w zakresie φ_i od 0 do 0,6 podano na rys. 67.



Rys. 67. Krzywa umocnienia stali 15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP po odkształceniu w zakresie φ_i od 0 do 0,6

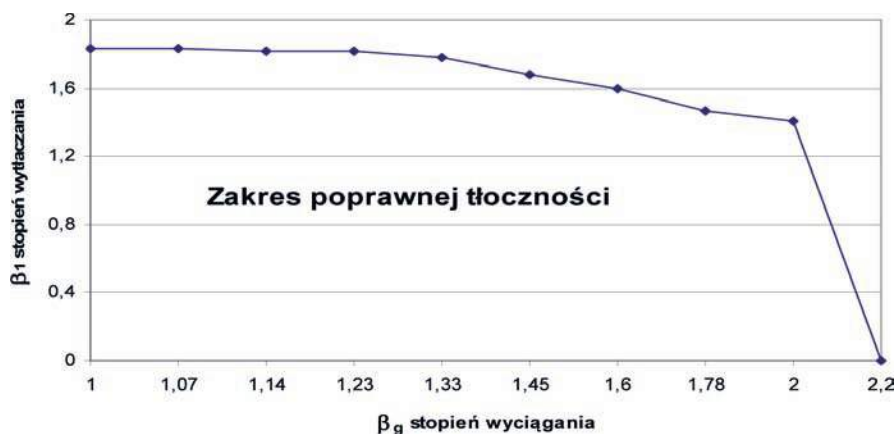
W badanym zakresie odkształcenia umocnienie wzrasta w przybliżeniu liniowo ze wzrostem odkształcenia w stosunku do stanu po obróbce cieplnej zmiękczającej. Granica plastyczności wzrasta o ok. 600 MPa, a wytrzymałość wzrasta o ok. 200 MPa. Obie wielkości ze wzrostem odkształcenia do $\varphi_i = 0,6$ zbliżają się do siebie osiągając dla maksymalnego odkształcenia różnicę mniejszą niż 50 MPa. Wydłużenie ze wzrostem odkształcenia spada z 19 do 4%, a wartość 6% osiąga po odkształceniu powyżej $\varphi_i = 0,3$.

Tłoczność stali 15CrMoV6-10-3

Ocenę tłoczności stali 15CrMoV6-10-3-VAD [4] przeprowadzono na podstawie analizy wskaźników tłoczności wyznaczonych doświadczalnie. Zakres poprawnej tłoczności wytłoczek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD w zależności od stopnia wytłaczania β_1 i stopnia wyciągania β_g przedstawiono na rys. 68.

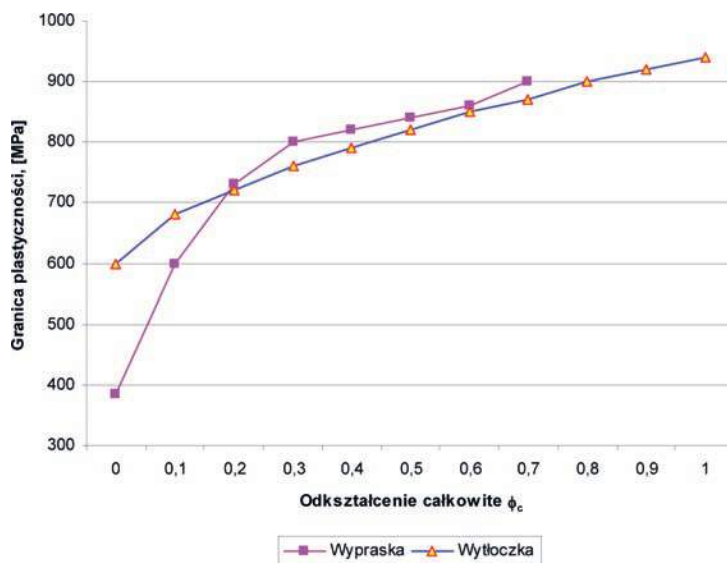
Wyniki przedstawione na rys. 68 wskazują obszar poprawnego tłoczenia pod linią graniczną. Obszar nad linią graniczną oznacza wartości współczynników powodujących zerwanie dna lub urwanie obrzeża wytłoczki.

Krzywe umocnienia wyznaczone na podstawie pomiarów granicy plastyczności i wytrzymałości wyprasek wyciskanych na gorąco z pręta ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP i wytłoczek wytłaczanych na zimno z blachy ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD, które po wyżarzaniu zmiękczającym były następ-

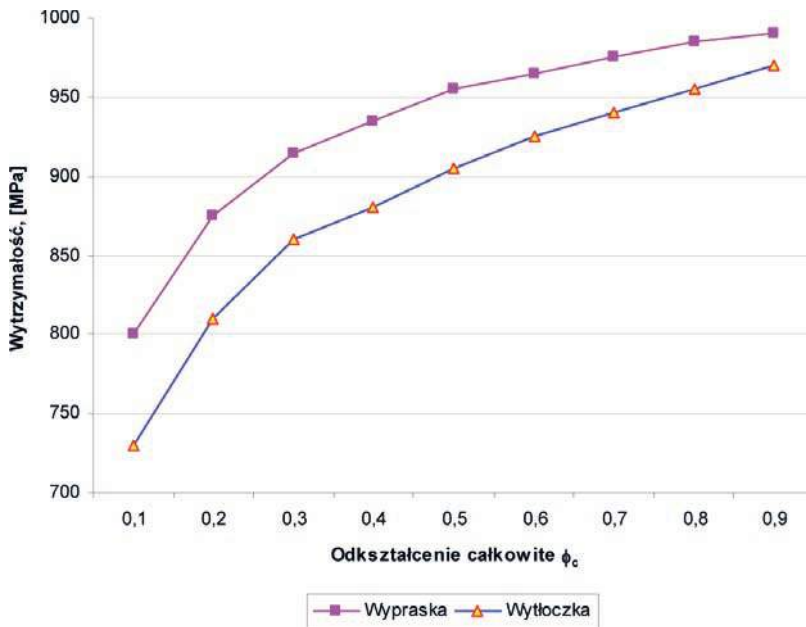


Rys. 68. Współczynniki graniczne tłoczenia stali 15CrMoV6-10-3-VAD

nie poddane zabiegowi wyciągania ścianki na zimno przedstawiono na rys. 69 i 70. Wyjściowe właściwości mechaniczne wyprasek i wytłoczek były następujące: wypraski – $R_m = 800$ MPa, $R_e = 385$ MPa, $A_5 = 18,3\%$; wytłoczki – $R_m = 730$ MPa, $R_e = 600$ MPa i $A_5 = 18,0\%$.



Rys. 69. Krzywe umocnienia (zależność granicy plastyczności od odkształcenia całkowitego): wytłoczki ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD $\sigma_p = 921 \varphi^{0,14}$; wypraski ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP $\sigma_p = 977 \varphi^{0,2}$



Rys. 70. Krzywe umocnienia (zależność wytrzymałości od odkształcenia całkowitego): wylóczki ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD $R_m = 983 \varphi^{0,09}$; wypraski ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP $R_m = 1006 \varphi^{0,06}$

Zmiany granicy plastyczności w funkcji odkształcenia wyprasek i wylóczek przedstawione na rys. 69 zapisano w formie zależności wykładniczej [4]: $\sigma_p = C\varphi^n$. W oparciu o uzyskane wyniki badań wyliczono dla wyprasek $C = 977$ i $n = 0,2$, a dla wylóczek $C = 921$ i $n = 0,14$, stąd krzywe umocnienia zostały opisane następującymi funkcjami:

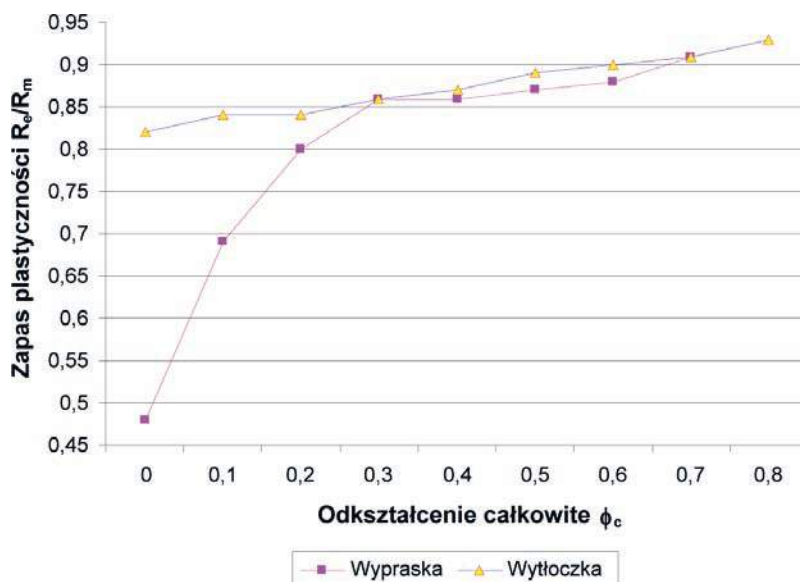
- wypraski – $\sigma_p = 977 \cdot \varphi^{0,2}$ [MPa]
- wylóczki – $\sigma_p = 921 \cdot \varphi^{0,34}$ [MPa]

Przedstawione na rys. 70 krzywe umocnienia wyznaczono na podstawie pomiarów wytrzymałości wyprasek wyciskanych na gorąco i następnie wyciąganych na zimno oraz wylóczek wylóczanych na zimno i następnie wyciąganych na zimno. W oparciu o uzyskane wyniki badań wyliczono dla wyprasek $C = 1006$ i $n = 0,06$, a dla wylóczek $C = 983$ i $n = 0,09$, stąd krzywe umocnienia opisano następującymi funkcjami:

- wypraski – $R_m = 1006 \cdot \varphi^{0,06}$ [MPa]
- wylóczki – $R_m = 983 \cdot \varphi^{0,09}$ [MPa]

Na podstawie zależności przedstawionych na rys. 69 i 70, dla porównania wpływu stanu wyjściowego badanego materiału na przebieg krzywych umocnienia, na rys. 71 przedstawiono wykres zależności stosunku granicy

plastyczności do wytrzymałości od wielkości odkształcenia. Z przebiegu krzywych przedstawionych na rys. 71 widać, że sposób przygotowania materiału do badań ma wpływ na otrzymane wyniki. W zakresie odkształceń powyżej $\phi_i = 0,3$ wskaźnik zapasu plastyczności wyrażony za pomocą stosunku granicy plastyczności do wytrzymałości wyprasek i wytłoczek jest zbliżony. Natomiast w zakresie małych odkształceń zmiany wskaźnika zapasu plastyczności są różne, a różnice te wynikają ze sposobu przygotowania materiału do operacji wyciągania ścianki wytłoczki lub wypraski na zimno i zależą od parametrów wyżarzania zmiękczającego. Pierwszy sposób przygotowania materiału polegał na przekuciu wlewka na pręt, a następnie z odcinków pręta wykonano na gorąco **wypraski**. Drugi sposób polegał na przewalcowaniu wlewka na gorąco na blachę, z której z wyciętych krążków wytłoczono na zimno **wytłoczki**.



Rys. 71. Zależność stosunku granicy plastyczności do wytrzymałości wytłoczki ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD i wypraski ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD-EŻP od odkształcenia całkowitego

Wyniki eksperymentu laboratoryjnego przeprowadzonego dla określenia wpływu parametrów obróbki ulepszania cieplnego na końcowe właściwości użytkowe korpusów ze stali **15CrMoV6-10-3-İK-EŻP** po zgniataniu obrotowym na zimno przedstawiono w tabelicy 17. Właściwości mechaniczne wyznaczono na próbkach wycinanych z korpusów po zgniataniu obrotowym na zimno wytłaczanych na zimno i obrobionych cieplnie o średnicy wewnętrznej 116 mm i grubości ścianki g_0 4,7 mm.

Tablica 17

Właściwości mechaniczne wyprasek ze stali 15CrMoV6-10-3-**IK-EŻP** wytłaczanych na zimno, a następnie po ulepszeniu cieplnym zginiatanych obrotowo na zimno w zakresie odkształceń $\varphi_g = 0,4 \div 1,56$

Parametry obróbki cieplnej	Wielkość odkształcenia $\varphi_g = \ln \frac{g_0}{g_1}$	g_1 [mm]	R_m [MPa]	$R_{0,2}$ [MPa]	A_5 [%]
H – 970°C O – 660°C	Właściwości przed zginiataniem	$g_1 = g_0$	1154	987	12,6
	0,40*)	3,15	-	1020	8,0
	0,80*)	2,11	1296	1204	7,8
H – 970°C O – 680°C	Właściwości przed zginiataniem	$g_1 = g_0$	1002	906	11,9
	0,99	1,74	1260	1168	7,7
	1,10	1,56	1235	1168	7,2
	1,16	1,47	1248	1195	7,3
	1,22	1,39	1266	1228	6,7
	1,44	1,11	1312	1267	5,9
H – 970°C O – 716°C	Właściwości przed zginiataniem	$g_1 = g_0$	898	798	16,4
	1,46	1,09	1118	1042	7,4
	1,56	0,99	1200	1115	6,7

*) – podczas zginiatania na wypraskach powstały pęknięcia

Celem eksperymentu był dobór parametrów hartowania i odpuszczania oraz wielkości odkształcenia, jakiego należy użyć podczas zginiatania obrotowego na zimno dla uzyskania następujących właściwości korpusów ze stali **15CrMoV6-10-3-**IK-EŻP****: $R_{0,2} \geq 1100$ MPa i $R_m \geq 1300$ MPa. Zgodnie z założeniami należy podczas zginiatania obrotowego na zimno zredukować ściankę korpusu stosując wielkość odkształcenia φ_c powyżej 1,44, a przed zginiataniem obrotowym wypraskę należy hartować z temperatury 970°C i odpuszczać w temperaturze 680°C.

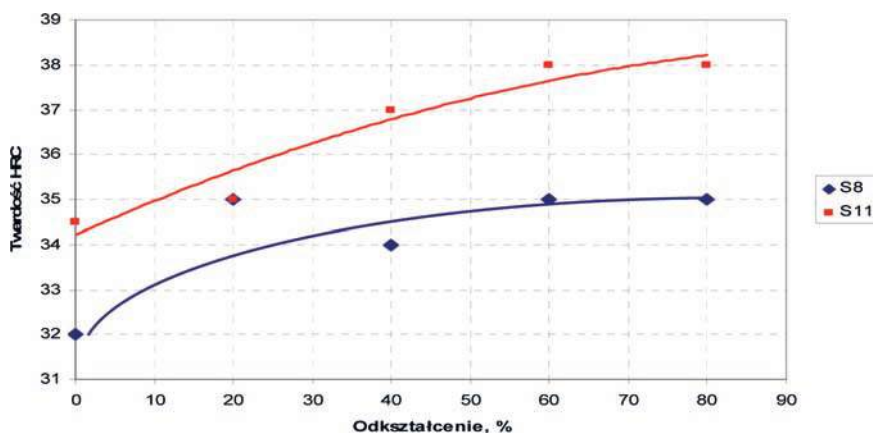
5.5.2. Umocnienie na zimno stali maraging

Umocnienie na zimno stali maraging podczas ściskania

Wielkość umocnienia stali N18K9M5T (z wytopu S8) i N18K12M4T (z wytopu S11) w wyniku zginiotu na zimno określono jako wzrost twardości próbek odkształczanych na zimno przez ściskanie, w odniesieniu do twardości próbek przesyconych w powietrzu. Zaplanowano wartości odkształcenia 20, 40, 60 i 80%. Gnioty rzeczywiste różniły się nieznacznie od zaplanowanych (ze względu na odkształcenia sprężyste układu narzędzie-próbka). Twardość

mierzone na przekroju poprzecznym w środku grubości próbek metodą Rockwella (HRC).

Wyniki pomiarów zamieszczono na wykresie na rys. 72. Badana stal maraging w stanie przesyconym umacnia się na zimno w stosunkowo niewielkim stopniu. Umocnienie w wyniku odkształcenia 80% mierzone przyrostem twardości, wynosi ok. 10%.



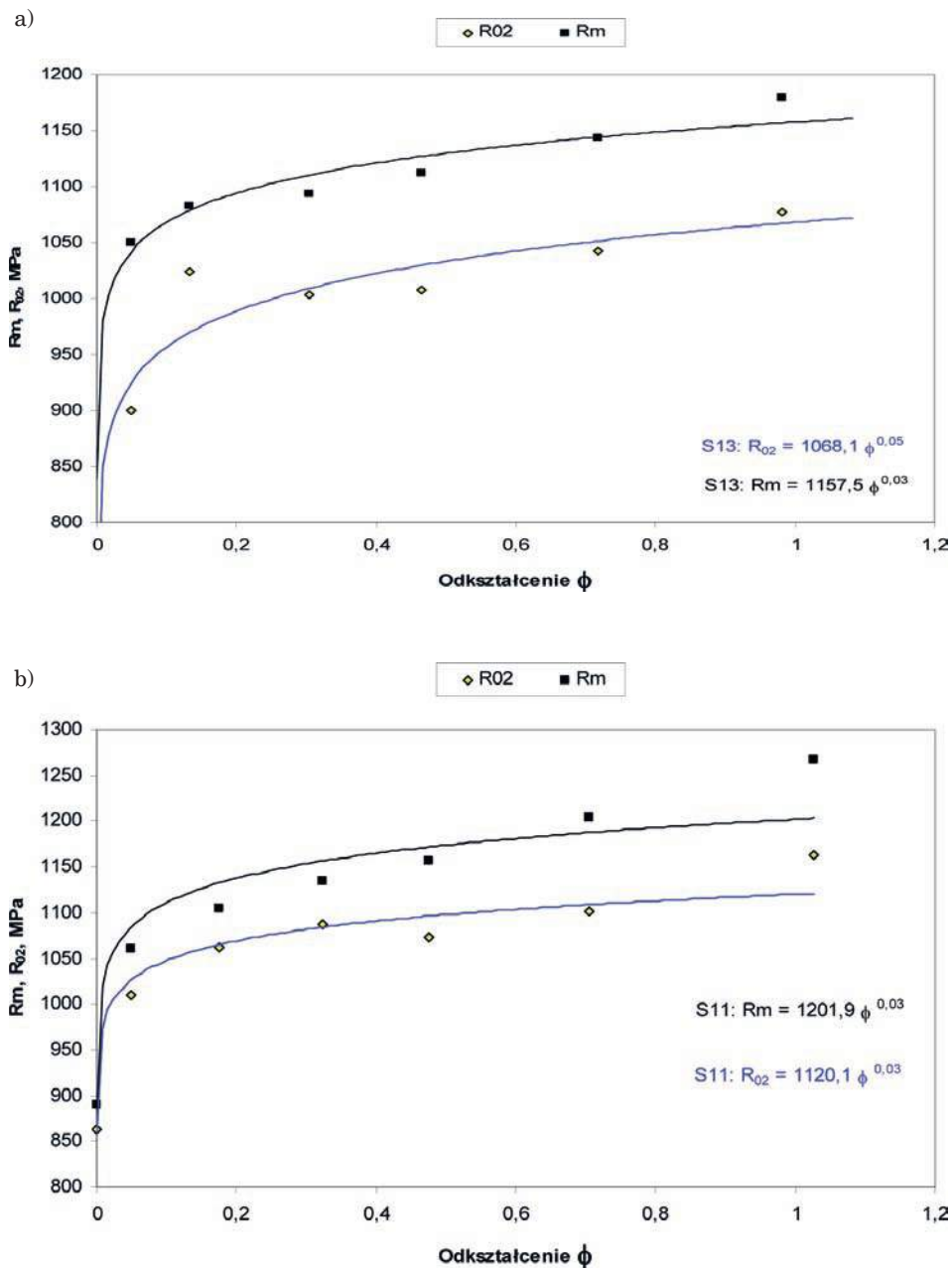
Rys. 72. Twardość próbek ze stali N18K9M5T (wytop S8) i ze stali N18K12M4T (wytop S11) ściskanych na zimno

Stal N18K9M5T w stanie przesyconym o twardości 32 HRC po 80% odkształceniu na zimno wykazuje twardość 35 HRC, a stal N18K12M4T w stanie przesyconym o twardości 34,5 HRC po 80% odkształceniu na zimno wykazuje twardość 38 HRC.

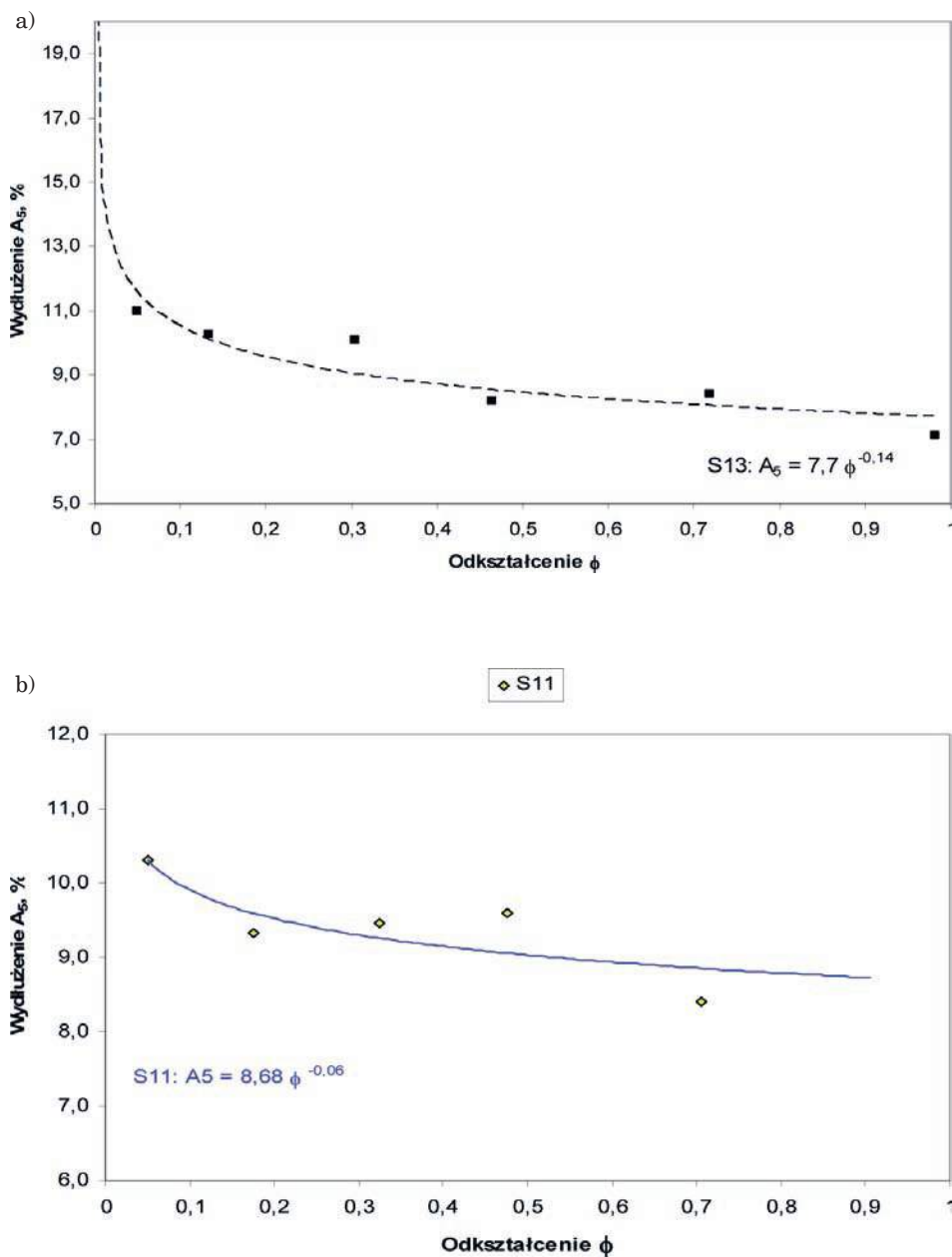
Umocnienie na zimno stali maraging podczas walcowania

Jako kryterium oceny podatności stali N18K9M5T i N18K12M4T do odkształcania na zimno przyjęto krzywe umocnienia wyznaczone metodą walcowania próbek w stanie przesyconym – rys. 73 i 74. Na rys. 73 przedstawiono zależność R_e i R_m od wielkości odkształcenia (rys. 73a dla stali N18K9M5T z wytopu S13 i rys. 73b dla stali N18K12M4T z wytopu S11), a na rys. 74 przedstawiono zależność A_5 od wielkości odkształcenia (rys. 74a dla stali N18K9M5T z wytopu S13 i rys. 74b dla stali N18K12M4T z wytopu S11) [12].

Wzrost wartości odkształcenia stali N18K9M5T do 0,9 powoduje wzrost wytrzymałości R_m z 1050 do 1170 MPa i wzrost granicy plastyczności od 900 do 1050 MPa oraz spadek wydłużenia z 15,0 do 7,3%. Wzrost odkształcenia stali N18K12M4T powoduje wzrost wytrzymałości R_m z 1060 do 1200 MPa i wzrost granicy plastyczności od 1010 do 1160 MPa oraz spadek wydłużenia z 10,3 do 8,3%.



Rys. 73. Krzywe umocnienia stali N18K9M5T (rys. a – wytop S13) i stali N18K12M4T (rys. b – wytop S11). Wytrzymałość R_m i granica plastyczności $R_{0,2}$ w funkcji wielkości odkształcenia na zimno ϕ



Rys. 74. Wydłużenie A_5 w funkcji wielkości odkształcenia na zimno ϕ stali N18K9M5T (rys. a – wytop S13) i stali N18K12M4T (rys. b – wytop S11)

Umocnienie na zimno stali maraging podczas wyciągania ścianki wytłoczki

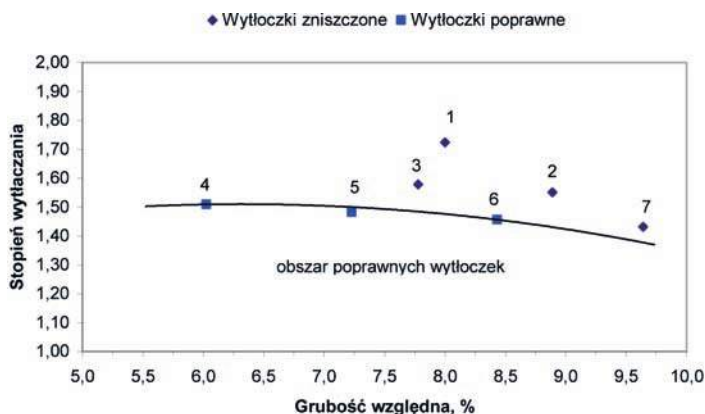
Wytłaczanie krążków

Wyniki doświadczalne uzyskane w procesie wytłaczania krążka w matrycy o średnicy $d_m = 66$ mm podano w tablicy 18. Parametry wytłaczania krążka podane w tablicy 18 zostały przedstawione w formie wykresu na rys. 75, na którym krzywa łącząca punkty pomiarowe 4, 5 i 6 określa zakres wytłaczania w funkcji stopnia wytłaczania β_1 oraz względnej grubości krążka $g_0/g_1 \cdot 100$. Zakres parametru pod krzywą pozwala na uzyskanie poprawnych wytłoczek w procesie wytłaczania krążka ze stali maraging N18K12M4Ts, natomiast parametry wytłaczania powyżej krzywej (punkty 1, 2, 3 i 7), nie dają takiej gwarancji.

Tablica 18

Wartości stopnia wytłaczania β_1 w zależności od grubości względnej uzyskane w badaniach

Nr próbki	Średnica krążka d_k, mm	Grubość krążka g_0, mm	Grubość względna $g_0/g_k, \%$	Stopień wytłaczania β_1	Wynik próby
1	100	8	8,00	1,72	wytłoczka zniszczona
2	90	8	8,89	1,55	
3	90	7	7,78	1,58	
4	83	5	6,02	1,51	wytłoczka poprawna
5	83	6	7,23	1,48	
6	83	7	8,43	1,46	
7	83	8	9,64	1,43	wytłoczka zniszczona



Rys. 75. Ocena zakresu tłoczności blachy N18K12M4Ts - wytłaczanie miseczki cylindrycznej z krążka

Wyciąganie ścianki wytłoczki

Dalsze próby doświadczalne wyciągania ścianki na wytłoczonych miseczkach miały na celu określenie optymalnej grubości ścianki możliwej do uplastycznienia na zimno. Stopień wyciągania w jednej operacji został obliczony z zależności:

$$m_{gn} = \frac{g_{n-1}}{g_n}$$

natomiast całkowity stopień wyciągania z zależności:

$$m_{gc} = \frac{g_o}{g_n}$$

Wyniki prób doświadczalnych zostały zebrane w tabelicy 19. Po wytłaczaniu oraz między operacjami wyciągania nie stosowano wyzarzania zmiękczającego. W procesie wyciągania do smarowania zastosowano olej używany do tłoczenia stali maraging. Podane w tabelicy 19 grubości końcowe po wyciągnięciu g_n zostały obliczone na podstawie znajomości średnicy stempla i matrycy. Zmierzone grubości ścianki wytłoczek po wyciągnięciu były większe niż obliczone wartości. Różnice powstają w wyniku sprężynowania narzędzi i materiału wytłoczki. Dobór właściwej średnicy matrycy do wyciągania jest możliwy tylko doświadczalnie w trakcie uruchamiania produkcji. W próbach laboratoryjnych matryce miały kąt roboczy $\alpha = 15^\circ$, a w produkcji stosuje się matryce o kącie $\alpha = 20^\circ$.

Tablica 19

Parametry próby wyciągania ścianki wytłoczki o grubości wyjściowej g_o za pomocą stempla o średnicy $d_s = 50$ mm

Początkowa grubość ścianki mm	Średnica matrycy mm	Grubość ścianki po wyciągnięciu mm	Stopień wyciągania	Całkowity stopień wyciągania	Wynik próby
5	57,0	3,5	1,43	1,43	pozytywny
6	59,0	4,5	1,33	1,71	pozytywny
	57,0	3,5	1,29		
7	60,0	5,0	1,40	2,55	pozytywny
	57,0 55,5	3,5 2,75	1,43 1,27		
8	60,0	5,0	1,60	1,60	pozytywny

5.6. WYNIKI BADAŃ WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH WYROBÓW Z BADANYCH STALI

5.6.1. Wyniki badań właściwości mechanicznych statycznych

Wyniki badań właściwości mechanicznych wyprasek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD po obróbce ulepszania cieplnego dla różnych wariantów temperatur hartowania i odpuszczania przedstawiono w tablicy 20, a wyniki badań właściwości mechanicznych ścianek wyprasek po ich wyciąganiu na zimno w trzech ciągach stosując pomiędzy ciągami wyżarzanie międzyoperacyjne przedstawiono w tablicy 21. Dla wypraski w stanie po obróbce ulepszania cieplnego określono wydłużenie A_5 , a w ściance wypraski po wyciąganiu na zimno określono wydłużenie A_{10} . Wartości właściwości mechanicznych podano jako średnią arytmetyczną z trzech pomiarów.

Tablica 20

Wyniki badań właściwości mechanicznych i energii łamania wyprasek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD przed wyciągnięciem na zimno

Temperatura		$R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	A_5 %	Z %	Energia łamania, J	
hartowania °C	odpuszczania °C					+20°C	-40°C
950	600	1179	1284	17,4	66,0	-	-
	630	1183	1257	18,0	66,0	-	-
	660	1120	1165	18,4	65,0	-	-
960	600	1199	1293	17,6	67,0	-	-
	630	1200	1274	18,1	68,0	147	86
	660	1124	1165	18,5	68,0	-	-
970	600	1189	1281	16,5	68,0	-	-
	630	1187	1258	17,4	67,0	112	84
	660	1136	1176	18,0	67,0	-	-
980	600	1171	1272	16,3	66,0	-	-
	630	1172	1252	16,8	66,0	102	76
	660	1113	1160	18,7	66,0	-	-

Przedstawione w tablicach 20 i 21 wyniki pomiarów właściwości mechanicznych wykazują znane tendencje. Ze wzrostem temperatury odpuszczania maleją właściwości wytrzymałościowe, a rosną właściwości plastyczne stali 15CrMoV6-10-3-VAD. Dla tych samych temperatur odpuszczania temperatura poprzedzającego je hartowania w badanym zakresie nie wpływa w istotny sposób na wyniki.

Wyniki badań właściwości mechanicznych wyprasek wsadowych nr 1, 2 i 7 przeznaczonych do zgniatania obrotowego na zimno po wyciąganiu ścianki na zimno oraz w stanie po obróbce ulepszania cieplnego przedstawiono w tablicy 22.

Tablica 21

Wyniki badań właściwości mechanicznych wyprasek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD po wyciąganiu na zimno

Temperatura		$R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	A_{10} %	Twardość HB
hartowania °C	odpuszczania °C				
910	560	1130	1295	7,7	409
	580	1112	1294	7,85	408
	600	1130	1295	7,37	402
	620	1109	1270	8,0	399
	640	1085	1238	7,85	389
	680	853	995	9,25	289
	700	716	861	13,0	273
950	720	648	799	14,5	257
	660	1069	1210	7,95	362
	680	953	1087	9,65	324
	700	782	926	10,1	280
	720	714	846	11,7	261
	740	653	808	13,45	243
970	760	664	868	12,6	263
	660	987	1154	6,9	344
	680	828	987	10,3	300
980	700	718	863	10,55	253
	660	1006	1160	6,8	338
	680	840	1003	9,5	284
920 ¹⁾ 950 ²⁾	700	694	859	10,9	250
	600	1148	1295	7,6	390
	620	1144	1270	8,0	350
	640	1068	1210	8,9	327

¹⁾ Temperatura normalizowania, ²⁾ temperatura austenitowania do hartowania

Tablica 22

Wyniki badań właściwości mechanicznych wyprasek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD po obróbce cieplnej przed zginianiem obrotowym na zimno

Nr tulei	Temperatura		$R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	A_5 %	A_{10} %	Twardość, HB
	hartowania °C	odpuszczania °C					
1	970	ok. 660	985	1134	12,6	8,7	321
2	970	ok. 680	856	1001	15,0	10,0	299
7	970	ok. 710	799	898	16,4	-	271

Wyniki pomiaru R_m , $R_{0,2}$ i A_5 uzyskane na odcinkach prób wyciętych w dwóch losowo wybranych miejscach z korpusów nr 1, 2 i 7 po zgniataniu obrotowym na zimno na stanowisku prototypowym przedstawiono w tablicy 23.

Tablica 23

Wyniki badań właściwości mechanicznych korpusów nr 1, 2 i 7 ze stali 15CrMoV-6-10-3-VAD po zgniataniu obrotowym na zimno na stanowisku prototypowym

Nr korpusu Temperatura odpuszczania	Nr próbki	$R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	A_5 %
Nr 2 660°C	1	1652	1722	7,2
	2	1634	1702	7,2
Nr 1 680°C	1	1147	1241	8,0
	2	1139	1253	7,9
Nr 7 710°C	1	1127	1035	8,8
	2	1118	1047	9,0

Korpusy zgniatane obrotowo w warunkach przemysłowych pochodzące z tej samej partii co korpusy zgniatane na stanowisku prototypowym odpuszczane przed zgniataniem w temperaturze 680°C uzyskały wyższe właściwości mechaniczne niż po zgniataniu na stanowisku prototypowym i wyniosły: $R_{0,2} = 367$ MPa, $R_m = 1469$ MPa, $A_5 = 6,0\%$ (odpowiednie porównanie przedstawiono na przykładzie korpusu nr 1 z tablicy 23).

W procesie zgniatania obrotowego na zimno w ściance korpusu w najgrubszym miejscu (przy redukcji grubości ścianki z 6,1 mm do 3,0 mm) odkształcenie wynosi $\varepsilon_3 = 0,71$, natomiast w najcieńszym miejscu (przy redukcji grubości ścianki z 6,1 mm do 1,6÷1,8 mm lub 1,5 mm) odkształcenie wynosi $\varepsilon_{1,6\div 1,8} = 1,34\div 1,22$ w przypadku zgniatania na stanowisku prototypowym lub $\varepsilon_{1,5} = 1,40$ w przypadku zgniatania na stanowisku przemysłowym. Wyniki badań właściwości mechanicznych wyznaczonych w statycznej próbie rozciągania na stanowisku prototypowym i na stanowisku produkcyjnym zamieszczono w tablicy 24.

Tablica 24

Wyniki badań właściwości mechanicznych korpusów po obróbce cieplnej i po zgniataniu obrotowym na zimno na stanowisku prototypowym i przemysłowym

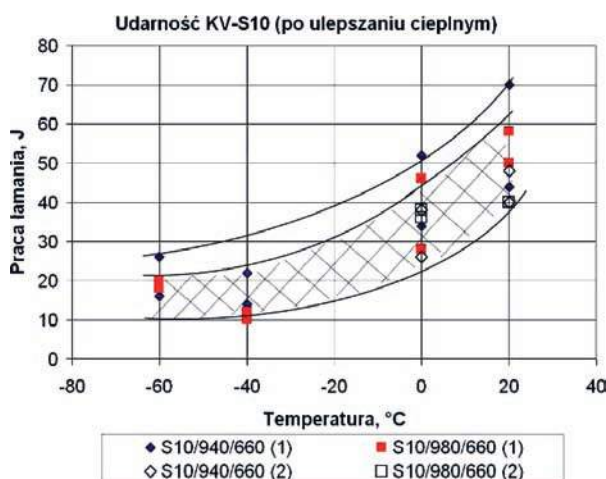
Stanowisko	Grubość ścianki mm	Twardość, HV	Wartość średnia, HV	R_m MPa	$R_{0,2}$ MPa	A_5 %
Prototypowe	3	330,327,330,330	329	1155	1100	7,0
	1,6÷1,8	351,348,348,349	349	1245	1160	6,7
Przemysłowe	3	380,380,380,383	381	1322	1311	4,3
	1,5	441,441,441,437	440	1527	1516	1,7

Wyniki badań właściwości mechanicznych wyznaczonych w statycznej próbie rozciągania próbek płaskich ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr z wytopu S10 po ulepszeniu cieplnym przedstawiono w tabelicy 25. Maksymalne wartości $R_{0,2}$, R_m otrzymano dla próbek po odpuszczaniu w temperaturze 600°C. Próbki charakteryzowały się wysoką wartością wydłużenia A_5 wynoszącą 16÷18%. Maksymalne wartości granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie były zbliżone dla próbek różniących się temperaturą hartowania (940 i 980°C). Wyniki badań udarności zamieszczono na wykresie na rys. 76.

Tabela 25

Wyniki badań właściwości mechanicznych wyznaczonych w statycznej próbie rozciągania próbek płaskich ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr z wytopu S10 po ulepszeniu cieplnym (wartości średnie)

Parametry hartowania	Temperatura odpuszczania, °C	$R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	A_5 %
940°C/45min/olej	-	975	1304	13,5
	600	1074	1196	17,5
	650	1066	1124	17
	660	1033	1066	16
	670	1009	1048	16,5
980°C/45min/olej	-	986	1294	13,5
	600	1079	1192	16,5
	650	1065	1139	16
	660	1035	1088	17
	670	1007	1068	18



Rys. 76. Pasmo udarności w zakresie temperatury łamania +20°C / -60°C dla gatunku stali 15CrMoV6-10-3-Pr

Pasmo udarności wyznaczone dla stali 15CrMoV6-10-3-Pr z wytopu próżniowego (rys. 76) nie wykazuje wyraźnej temperatury przejścia ze stanu ciągliwego w stan kruchy i jest typowe dla stali wysokowytrzymałych ulepszonych cieplnie [3].

Badania właściwości mechanicznych stali 15CrMoV6-10-3-1K+EŻP i stali 15CrMoV6-10-3-Pr przed i po zgniataniu obrotowym na zimno

Właściwości wytrzymałościowe korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3-1K+EŻP po ulepszaniu cieplnym przed zgniataniem i po zgniataniu obrotowym na zimno były następujące:

- przed zgniataniem (grubość ścianki tulei 8,5 mm):
 $R_m = 929 \text{ MPa}$, $R_e = 863 \text{ MPa}$ i $A_5 = 18,6\%$;
- po zgniataniu gniotem 0,80 (grubość ścianki $g = 3,85 \text{ mm}$):
 $R_m = 1105 \text{ MPa}$, $R_e = 1048 \text{ MPa}$ i $A_5 = 8,9\%$;
- po zgniataniu gniotem 1,40 (grubość ścianki $g = 2,10 \text{ mm}$):
 $R_m = 1282 \text{ MPa}$, $R_e = 1280 \text{ MPa}$ i $A_5 = 9,5\%$;
- przed zgniataniem (grubość ścianki tulei 10 mm):
 $R_m = 963 \text{ MPa}$, $R_e = 908 \text{ MPa}$ i $A_5 = 18,1\%$;
- po zgniataniu gniotem 0,95 (grubość ścianki $g = 3,85 \text{ mm}$):
 $R_m = 1234 \text{ MPa}$, $R_e = 1220 \text{ MPa}$ i $A_5 = 7,3\%$;
- po zgniataniu gniotem 1,56 (grubość ścianki $g = 2,10 \text{ mm}$):
 $R_m = 1353 \text{ MPa}$, $R_e = 1351 \text{ MPa}$ i $A_5 = 8,2\%$.

Po zgniataniu obrotowym na zimno stosując gniot 1,56 uzyskano najkorzystniejsze wartości właściwości mechanicznych, czyli R_m powyżej 1300 MPa, a A_5 powyżej 8%.

Właściwości wytrzymałościowe korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr po ulepszaniu cieplnym przed zgniataniem i po dwóch zabiegach zgniatania obrotowego na zimno były następujące:

- po I obróbce cieplnej (grubość ścianki $g = 3,71 \text{ mm}$):
 $R_m = 1205 \text{ MPa}$, $R_{0,2} = 1087 \text{ MPa}$ i $A_5 = 14,8\%$;
- po I zgniataniu obrotowym (grubość ścianki $g = 1,20 \text{ mm}$):
 $R_m = 1556 \text{ MPa}$, $R_{0,2} = 1414 \text{ MPa}$ i $A_5 = 6,7\%$;
- po II obróbce cieplnej (grubość ścianki $g = 1,20 \text{ mm}$):
 $R_m = 1253 \text{ MPa}$, $R_{0,2} = 978 \text{ MPa}$ i $A_5 = 5,9\%$;
- po II zgniataniu obrotowym (grubość ścianki $g = 0,55 \text{ mm}$):
 $R_m = 1556 \text{ MPa}$, $R_{0,2} = 1491 \text{ MPa}$, i $A_5 = 1,3\%$.

Średnie wartości właściwości mechanicznych korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr po obróbce cieplnej (H:970°C; O:680°C), a przed pierwszym zgniataniem obrotowym na zimno były następujące: $R_m = 1200 \text{ MPa}$; $R_{0,2} = 1070 \text{ MPa}$; $A_5 = 15,5\%$. Po pierwszym zgniataniu obrotowym na zimno, podczas którego uzyskiwano odkształcenia rzeczywiste w zakresie od 1,10 do 1,20 (redukcja

ścianki od 3,7 do 1,2), właściwości wytrzymałościowe wzrastały do $R_m = 1556$ MPa; $R_{0,2} = 1414$ MPa, a plastyczne spadały do $A_5 = 6,7\%$. Powtórne ulepszenie cieplne (H:970°C; O:400°C) korpusu przed drugim zgniataniem w części zgniatanej powodowało obniżenie właściwości wytrzymałościowych do $R_m = 1253$ MPa; $R_{0,2} = 978$ MPa i spadek wydłużenia do 5,9%. Natomiast w części nie zgniatanej po powtórny ulepszeniu cieplnym (H:970°C; O:680°C i H:970°C; O:400°C) wydłużenie wynosiło około 14,0%. Różnice te powstały w wyniku zastosowania w drugim cyklu obróbki cieplnej zbyt niskiej temperatury odpuszczania. W efekcie tego po drugim zgniataniu na zimno, podczas którego uzyskiwano odkształcenia rzeczywiste w zakresie od 0,68 do 0,88 (redukcja ścianki od 1,2 do 0,55 mm), uzyskano następujące średnie wartości właściwości mechanicznych: $R_m = 1572$ MPa; $R_{0,2} = 1498$ MPa; $A_5 = 1,3\%$.

Wyniki badań właściwości mechanicznych ze stali maraging z wytopów S8 (N18K9M5T) i S11 (N18K12M4T)

Wyniki pomiarów twardości wykonanych na próbkach wytrzymałościowych z wytopów S8 i S11 przedstawiono w tablicy 26. Optymalne parametry starzenia określono na podstawie wcześniej wyznaczonych krzywych starzenia. Twardość stali N18K9M5T po starzeniu w temperaturze 490°C przez 3 godziny wynosiła 54 HRC i nie uległa istotnej zmianie po zastosowaniu czasu 9 godzin w temperaturze 490°C. Dla stali N18K12M4T po starzeniu w 490°C w czasie 3 godzin uzyskano twardość 58 HRC, a zastosowanie czasu 9 godzin w temperaturze 490°C spowodowało nieznaczny spadek twardości do ok. 57 HRC.

Tablica 26
Twardości HRC próbek przeznaczonych do wyznaczenia R_m , R_e i A_5 w statycznej próbie rozciągania

Lp.	Nr wytopu /stali	Po przesycaniu 820°C/30 min/ powietrze	Po przesycaniu i starzeniu 490°C/3 h/ powietrze	Po przesycaniu i starzeniu 490°C/9 h/ powietrze
1	S08 / N18K9M5Ts	30, 30, 31, 31, 30, 31	53,5; 54, 54	53, 53, 54
2	S11 / 18K12M4Ts	35, 35,5; 36,5; 37	58, 58, 58	57, 57, 57

Wyniki testów rozciągania próbek ze stali N18K9M5T z wytopu S8 i N18K12M4T z wytop S11 w stanie po przesycaniu w temperaturze 820°C przez 0,5 godziny oraz po przesycaniu i starzeniu w temperaturze 490°C w czasie 3 godzin i 9 godzin przedstawiono w tablicy 27. Wysokie wartości wytrzymałości na rozciąganie oraz stosunkowo dobre właściwości plastyczne (A_5) potwierdzają możliwość zastosowania tych stali na korpusy.

Tablica 27

Wyniki właściwości mechanicznych określone w statycznej próbie rozciągania

Nr wytopu /stali	Obróbka cieplna	$R_{0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]
S8 / N18K9M5Ts	820°C/0,5 h/powietrze (po przesycaaniu)	772	1075	11,6
		782	1052	15,0
S8 / N18K9M5Ts	820°C/0,5 h/powietrze+ 490°C/3 h/powietrze (po przesycaaniu i starzeniu)	2059	2114	8,6
		2018	2087	7,6
S8 / N18K9M5Ts	820°C/0,5 h/powietrze+ 490°C/9 h/powietrze (po przesycaaniu i starzeniu)	2044	2132	7,6
		2061	2136	8,3
S11 / N18K9M5Ts	820°C/0,5 h/powietrze (po przesycaaniu)	712	1176	12,2
		709	1145	13,0
S11 / N18K9M5Ts	820°C/0,5 h/powietrze+ 490°C/3 h/powietrze (po przesycaaniu i starzeniu)	2354	2414	3,3*
		2310	2365	1,8*

* – wyniki wymagające weryfikacji

Badania właściwości mechanicznych odkuwek

Wyniki badań właściwości mechanicznych odkuwek wykonanych ze stali N18K12M4Ts pochodzących z wytopów S146, S149, S154, S155 i S156 w stanie po kuciu na gorąco i po obróbce cieplnej polegającej na dwukrotnym przesycaaniu w temperaturach 950°C i 830°C po 0,5 godziny oraz starzeniu w temperaturze 480°C przez 4 godziny przedstawiono w tablicach 28 i 29. Wartości średnie z 4 pomiarów wytrzymałości, granicy plastyczności, wydłużenia i przewężenia dla odkuwek w stanie po kuciu na gorąco przedstawiono w tablicy 28, a po obróbce cieplnej w tablicy 29. W tablicy 29 podano również wyniki pomiaru A_{gt} .

Tablica 28

Wyniki próby rozciągania próbek z odkuwek w stanie po kuciu na gorąco ze stali N18K12M4Ts

Wytop	R_m [MPa]	$R_{0,2}$ [MPa]	A_5 [%]	Z [%]
S146	1105	828	14,2	61
S149	1126	831	14,5	60
S154	1116	835	13,7	61
S155	1112	849	14,3	64
S156	1132	866	13,8	67

Tablica 29

Wyniki próby rozciągania próbek z odkuwek w stanie po obróbce cieplnej ze stali N18K12M4Ts

Wytop	R_m [MPa]	$R_{0,2}$ [MPa]	A_5 [%]	A_{gt} [%]	Z [%]
S146	2277	2188	8,8	2,2	50
S149	2346	2205	7,3	2,1	41
S154	2392	2311	7,9	2,1	46
S155	2259	2167	8,6	2,1	51
S156	2385	2258	8,5	2,1	46

Uzyskane wartości właściwości mechanicznych odkuwek przeznaczonych do zgniatania obrotowego na zimno, w stanie po kuciu na gorąco i po obróbce cieplnej są zbliżone. Odkuwki w stanie po kuciu na gorąco posiadają wartości wytrzymałości zawierające się od 1103 do 1138 MPa, granicę plastyczności od 802 do 880 MPa i wydłużenie pomiędzy 13,0 a 15,0%. Odkuwki w stanie po przesycaniu i starzeniu posiadają wartości wytrzymałości zawierające się od 2246 do 2418 MPa, granicę plastyczności od 2123 do 2345 MPa i wydłużenie od 7,5 do 9,0%.

Wyniki badań właściwości mechanicznych przeprowadzonych na odkuwkach ze stali N18K9M5Ts w stanie po przesycaniu przed zgniataniem obrotowym na zimno, po zgniataniu obrotowym na zimno i po obróbce cieplnej przedstawiono w tablicy 30. Obróbka cieplna zastosowana po zgniataniu obrotowym na zimno polegała na przesycaniu w temperaturze 830°C w ciągu 0,5 godziny oraz starzeniu w temperaturze 480°C przez 4 godziny.

Wyniki badań wytrzymałościowych dla różnych wariantów obróbki cieplnej stali z wytopu S104 (stal N18K12M4Ts) zamieszczono w tablicy 31.

Uzyskane wyniki są obarczone błędami powstałymi na skutek zrywania się próbek w pobliżu uchwytów. Wydłużenie czasu starzenia spowodowało wzrost właściwości wytrzymałościowych i obniżenie właściwości plastycznych tych stali.

Wyznaczono również właściwości wytrzymałościowe N18K9M5Ts po I i II zgniataniu obrotowym na zimno. Redukcja ścianki tulei w I procesie zgniatania wynosiła 2,66 mm (z 3,83 mm do 1,17 mm), a w II procesie zgniatania redukcja ścianki wynosiła 0,65 mm (z 1,17 mm do 0,52 mm). Obszar przed zgniataniem o grubości ścianki $g = 3,83$ mm posiadał następujące właściwości: $R_{0,2} = 814$ MPa; $R_m = 1025$ MPa; $A_5 = 15,0\%$. Po I zgniataniu obszar o grubości ścianki $g = 1,17$ mm posiadał: $R_{0,2} = 911$ MPa; $R_m = 1068$ MPa; $A_5 = 10,0\%$, a po II zgniataniu obszar o grubości ścianki $g = 0,52$ mm posiadał: $R_{0,2} = 908$ MPa; $R_m = 1103$ MPa; $A_5 = 3,4\%$.

Tablica 30
Własności wytrzymałościowe stali N18K9M5Ts po przesycaaniu, zgniataniu obrotowym na zimno i po obróbce cieplnej przesycaania i starzenia po zgniataniu

Nr próbki	Grubość ścianki, [mm]	Granica plastyczności, $R_{0,2}$; [MPa]	Wytrzymałość, R_m ; [MPa]	Wydłużenie, A_5^1 ; A_{80}^2 ; A_{gt}^3 [%]	Stan materiału
B7	3,83	814	1025	15,0 ¹⁾	nie odksz.
	1,17	908	1103	10,0 ¹⁾	po odksz.
	1,17	895	1101	4,80 ²⁾	po odksz.
	1,17	1945	2047	1,6 ³⁾	po obr. ciepl.
B5	3,81	805	1023	16,0 ¹⁾	nie odksz.
	0,52	911	1068	3,40 ¹⁾	po odksz.
	0,52	1920	2024	1,96 ³⁾	po obr. ciepl.
B1	3,84	808	1019	14,3 ¹⁾	nie odksz.
	0,51	897	1058	3,40 ²⁾	po odksz.
	0,51	1953	2016	1,00 ²⁾	po obr. ciepl.
B3	3,84	803	1021	14,5 ¹⁾	nie odksz.
	0,52	908	1078	3,30 ²⁾	po odksz.
	0,52	1986	2028	0,80 ²⁾	po obr. ciepl.
B4	3,81	812	1025	14,8 ¹⁾	nie odksz.
	0,51	907	1069	3,40 ²⁾	po odksz.
	0,51	1960	1995	0,80 ²⁾	po obr. ciepl.
B6	3,83	822	1020	14,3 ¹⁾	nie odksz.
	0,55	889	1062	3,80 ²⁾	po odksz.
	0,55	1993	2025	0,70 ²⁾	po obr. ciepl.
B9	3,78	795	1022	13,8 ¹⁾	nie odksz.
	0,52	892	1058	3,50 ²⁾	po odksz.
	0,52	1963	2038	0,70 ²⁾	po obr. ciepl.

Tablica 31

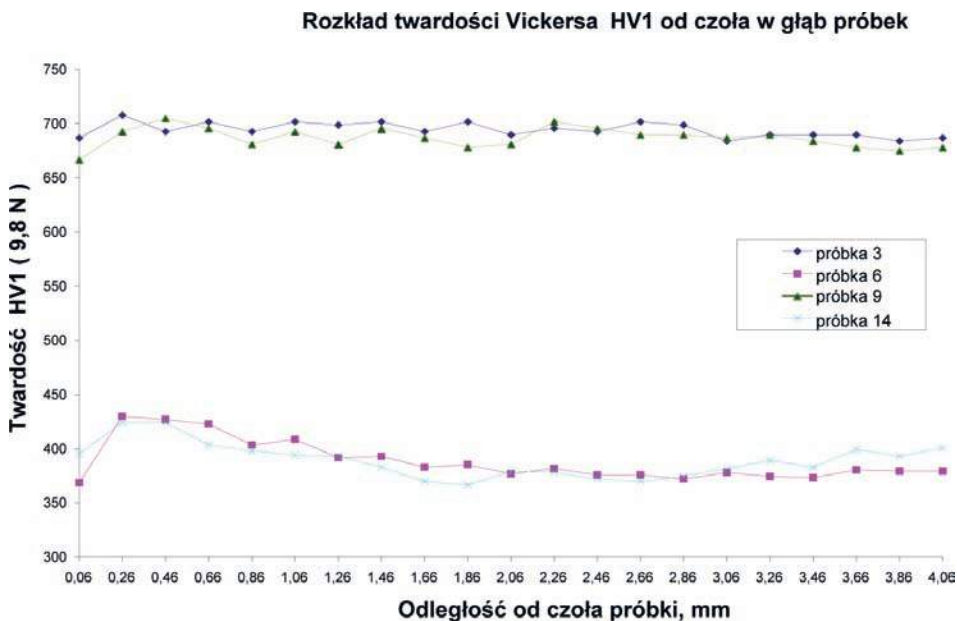
Właściwości mechaniczne badanych stali

Stal	Obróbka cieplna	Właściwości mechaniczne						
		$R_{0,2}$, MPa	R_m , MPa	A_{5t} , %	A_{gt} , %	Z , %		
N18K12M4Ts	Stan przesycony	803	1091	14,7	1,7	75	73	
		819	1089	12,5	1,7	68		
		799	1084	14,5	1,7	75		
	Starzenie 480°C 4 godz.	2238	2310	5,7	2,3	27	29	
		2236	2308	-	1,8	16		
		2235	2336	8,2	2,1	45		
	Starzenie 490°C 3 godz.	2207	2281	-	1,7	42	39	
		2223	2292	-	1,8	40		
		2238	2311	-	1,9	36		

5.6.2. Wyniki badań właściwości mechanicznych dynamicznych

Próbki przeznaczone do odkształcania dynamicznego przy zastosowaniu testu Taylora obrobiono cieplnie. Próbki ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr hartowano w oleju z temperatury 970°C po wygrzewaniu przez 30 minut, odpuszczano w temperaturze 660°C przez 120 minut i chłodzono w powietrzu. Natomiast próbki ze stali N18K9M5Ts i ze stali N18K12M4Ts przesycono w temperaturze 820°C przez 30 minut i starzano w temperaturze 490°C przez 180 minut. Wyniki próby rozciągania i pomiaru twardości badanych stali wyznaczone przed odkształcaniem dynamicznym oraz wyniki pomiaru twardości i obliczonej dynamicznej granicy plastyczności na podstawie testu Taylora przedstawiono w tablicy 32.

Dla wybranych próbek ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr i N18K12M4Ts przedstawiono rozkład twardości HV1 mierzonej na przekroju wzdłużnym w obszarze od miejsca uderzenia próbki w tarczę do odległości 4,06 mm od powierzchni uderzenia – rys. 77 i tablica 33. W tablicy 33 przedstawiono również wartości twardości po przeliczeniu według skali Rockwela.



Rys. 77. Rozkład twardości HV1 na przekroju wzdłużnym mierzonej od czoła uderzenia w kierunku środka próbki na głębokość 4,06 mm wybranych próbek ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr i N18K12M4Ts

Tablica 32
Właściwości mechaniczne stali 15CrMoV6-10-3-Pr i stali maraging przed i po odkształceniu dynamicznym

Stal	R_m [MPa]	$R_{0,2}$ [MPa]	A_5 %	HRC	Prędkość uderzenia V [m/s]	Dynamiczna granica plastyczności Y [MPa]	HV10	HRC
15CrMoV6-10-3	1155	1091	17,5	367÷369	257	1754	410	~43
					270	1516	396	~41,5
					294	1471	392	~41
N18K9M5Ts	Po przesycaaniu			nb	84,5	4908	nb	nb
	983	760	14,3		97	3909	nb	nb
	Po starzeniu				107	3286	nb	nb
	1779	1714	9,1		128	2991	nb	nb
	Po przesycaaniu				126,9	4075	nb	nb
N18K12M4Ts	1088	807	13,9	nb	143,7	3967	nb	nb
	Po starzeniu			144,7	3919	702	~60	
	2318	2236	7,0	nb	173,5	4075	696	~60

Uwaga: ~ – wartość przeliczona, nb – nie badano

Tablica 33

Rozkład twardości HV1 na przekroju wzdłużnym wybranych próbek ze stali N18K12M4Ts w kierunku od czoła uderzenia do środka próbki na głębokość 4,06 mm

Stal	N18K9M4Ts				15CrMoV6-10-3-Pr			
	3		9		14		6	
Nr próbki								
Odległość od czoła, [mm]	HV1	HRC	HV1	HRC	HV1	HRC	HV1	HRC
0,06	687	60	667	59	396	40	369	38
0,26	708	60	693	60	424	43	430	44
0,46	693	60	705	60	424	43	427	43
0,66	702	60	696	60	403	41	423	43
0,86	693	60	681	59	398	41	403	41
1,06	702	60	693	60	394	40	409	42
1,26	699	60	681	59	393	40	392	40
1,46	702	60	696	60	383	39	393	40
1,66	693	60	687	60	370	38	383	39
1,86	702	60	678	59	366	37	386	39
2,06	690	60	681	59	379	39	377	39
2,26	696	60	702	60	378	39	382	39
2,46	693	60	696	60	372	38	376	38
2,66	702	60	690	60	370	38	376	38
2,86	699	60	690	60	375	38	372	38
3,06	684	59	687	60	382	39	378	39
3,26	690	60	690	60	389	40	375	38
3,46	690	60	684	59	383	39	373	38
3,66	690	60	678	59	400	41	381	39
3,86	684	59	675	59	393	40	379	39
4,06	687	60	678	59	401	41	379	39

Próbki ze stali N18K12M4Ts:

3 – $V = 144,7$ m/s $Y = 3919$ MPa, 9 – $V = 173,5$ m/s $Y = 4054$ MPa

Próbki ze stali 15CrMoV6-10-3:

6 – $V = 173$ m/s $Y = 1540$ MPa, 14 – $V = 330$ m/s $Y = 1368$ MPa

5.6.3. Wyniki badań odporności korpusów na działanie ciśnienia hydrodynamicznego

Badania hydrodynamiczne prowadzono dla korpusów wytwarzanych metodą zgniatania obrotowego na zimno wykonanych ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP i ze stali maraging. Właściwości mechaniczne korpusów badanych ciśnieniowo były następujące:

- korpusy ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP:
 $R_{0,2} = 1367$ MPa; $R_m = 1469$ MPa i $A_5 = 6,0\%$;
- korpusy ze stali maraging N18K12M4Ts:
 $R_{0,2} = 2235$ MPa; $R_m = 2341$ MPa i $A_5 = 5,8\%$.

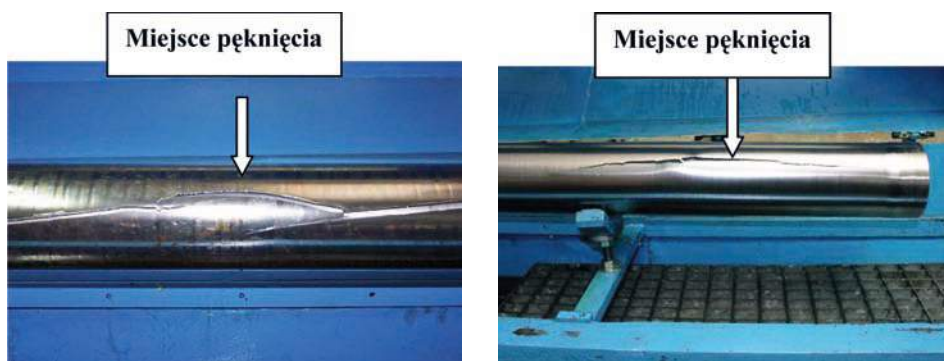
Badania prowadzono dwuetapowo: w pierwszym przypadku sprawdzano ich odporność na działanie oleju o ciśnieniu 5 MPa przez 15 s, a w drugim etapie korpusy ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP wytrzymywano przez 60 s pod ciśnieniem oleju 25 MPa. Korpusy ze stali N18K9M5Ts w drugim etapie wytrzymywano przez 60 s pod ciśnieniem oleju 20,5 MPa, a korpusy ze stali N18K12M4Ts wytrzymywano przez 60 s pod ciśnieniem oleju 28 MPa. We wszystkich przypadkach uzyskano wynik pozytywny. Wybrane korpusy z partii badawczej wytrzymywano pod stopniowo zwiększającym się ciśnieniu oleju aż do momentu pojawienia się pęknięcia na płaszczu korpusu – rys. 78÷80.



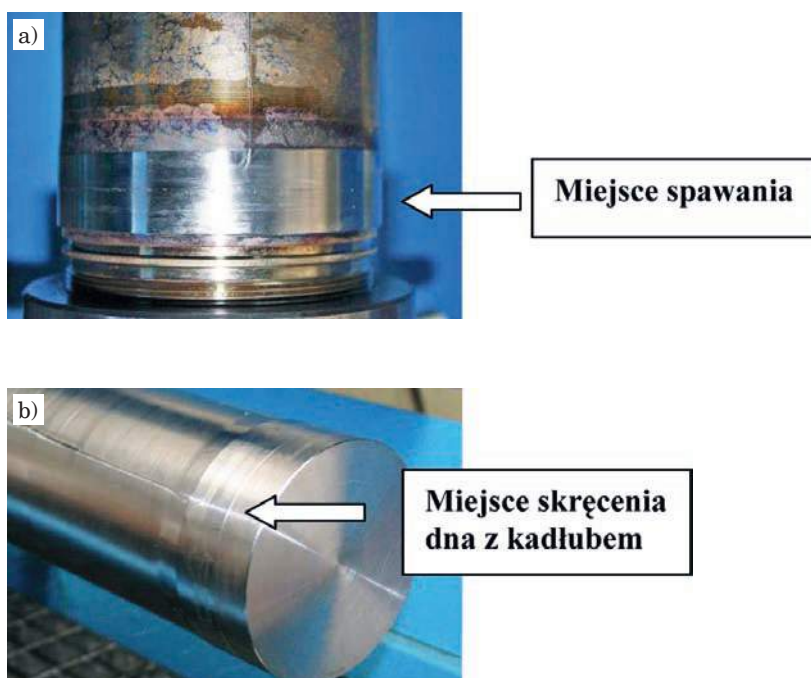
Rys. 78. Widok korpusu ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP po próbie niszczącej na stanowisku do badań hydrodynamicznych

Na rys. 80 przedstawiono widok połączeń dna z płaszczem korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP po niszczącej próbie hydrodynamicznej

Korpusy ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP o grubości płaszczu 1,5 mm wytrzymywały do momentu pojawienia się pęknięć ciśnienie do 38-42 MPa, a korpusy ze stali N18K12M4Ts o grubości płaszczu 0,5 mm wytrzymywały ciśnienie do 33-35 MPa. Próby hydrodynamiczne połączeń spawanych i połączeń gwintowych korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP dały wynik pozytywny. Zniszczenie korpusów następowało w sposób klasyczny, pęknięcie powstawało wzdłuż płaszczu poza połączeniami.



Rys. 79. Widok części środkowej płaszczu korpusu po próbie hydrodynamicznej niszczącej



Rys. 80. Widok połączenia dno-płaszcz korpusu ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP po próbach hydrodynamicznych spawanego (a) i skręcanego (b)

5.7. WYNIKI BADAŃ MIKROSTRUKTURY WYSTĘPUJĄCEJ W PÓLWYROBACH I W KORPUSACH PO ZGNIATANIU OBROTOWYM NA ZIMNO

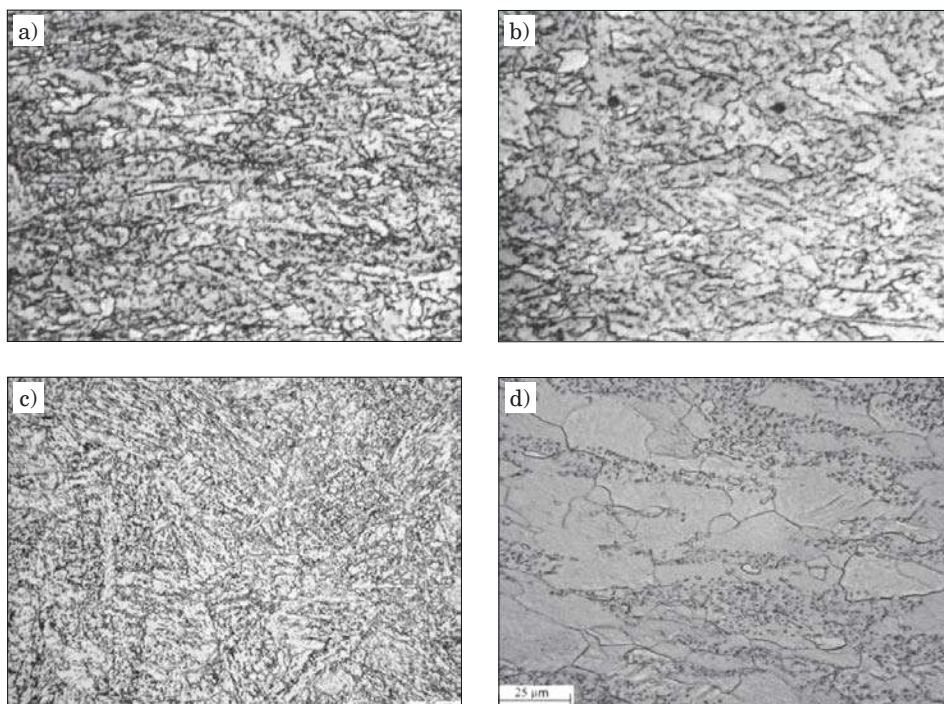
5.7.1. Mikrostruktura stali 15CrMoV6-10-3

Proces obróbki ulepszenia cieplnego stali niskowęglowej 15CrMoV6-10-3 jest prowadzony w sposób pozwalający uzyskać wysokie właściwości wytrzymałościowe przy zachowaniu odpowiedniego poziomu właściwości plastycznych. Z kolei właściwości plastyczne po obróbce cieplnej muszą być na odpowiednim poziomie, aby umożliwić odkształcanie tulei w procesie zgniatania obrotowego na zimno, a umocnienie nie może doprowadzić do zbyt dużego ich spadku, aby uzyskać wymagane właściwości eksploatacyjne korpusu. W wyniku ulepszenia cieplnego odkształconej na zimno tulei uzyskuje się w jej ściance bardzo drobne ziarno. Drobnodziarnista struktura występująca w stali 15CrMoV6-10-3 po ulepszeniu cieplnym ulega dalszemu rozdrobnieniu w procesie zgniatania obrotowego na zimno w wyrobie gotowym. Pozwala to uzyskać wyższy poziom właściwości mechanicznych w korpusie po zgniataniu niż jest to możliwe do uzyskania po hartowaniu i odpuszczaniu. Uzyskanie struktury drobnodziarnistej pozwala na podwyższenie właściwości wytrzymałościowych wyrobu gotowego przy bezpiecznym poziomie wydłużenia A_5 powyżej 8%.

Mikrostruktura półwyrobów ze stali 15CrMoV6-10-3 przeznaczonych do zgniatania obrotowego na zimno przed i po obróbce cieplnej

Mikrostrukturę stali 15CrMoV6-10-3 przedstawiono na rys. 81 w różnych wyrobach i w stanie po różnorodnej obróbce cieplnej. Mikrostrukturę blach o grubości 7 i 15 mm ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD, które po walcowaniu na gorąco poddano zabiegowi wyżarzania zmiękczającego przedstawiono na rys. 81a i b, a mikrostrukturę rur o średnicy 273 mm i grubości ścianki 32 mm w stanie surowym po walcowaniu ze stali 15CrMoV6-10-3-İK+EŻP przedstawiono na rys. 81c. Zarówno blachy, jak i rury walcowane na gorąco posiadają pasmową strukturę bainityczną. W strukturze bainitycznej blach widoczne są efekty wyżarzania zmiękczającego zastosowanego po walcowaniu w postaci występujących obszarów, w których występują węgliki sferoidalne. W rurach występuje mikrostruktura bainitu, który uległ samoodpuszczeniu podczas spowolnionego chłodzenia po zakończeniu walcowania. Mikrostrukturę składającą się z mieszaniny odkształconego ferrytu i obszarów bogatych w węgliki będącą charakterystyczną dla wytłoczki wytłaczanej z krążka wyciętego z blachy o grubości 7 mm przedstawiono na rys. 81d.

Wyroby ze stali 15CrMoV6-10-3 po odkształceniu na gorąco lub na zimno są poddawane obróbce cieplnej ulepszenia [5-7].

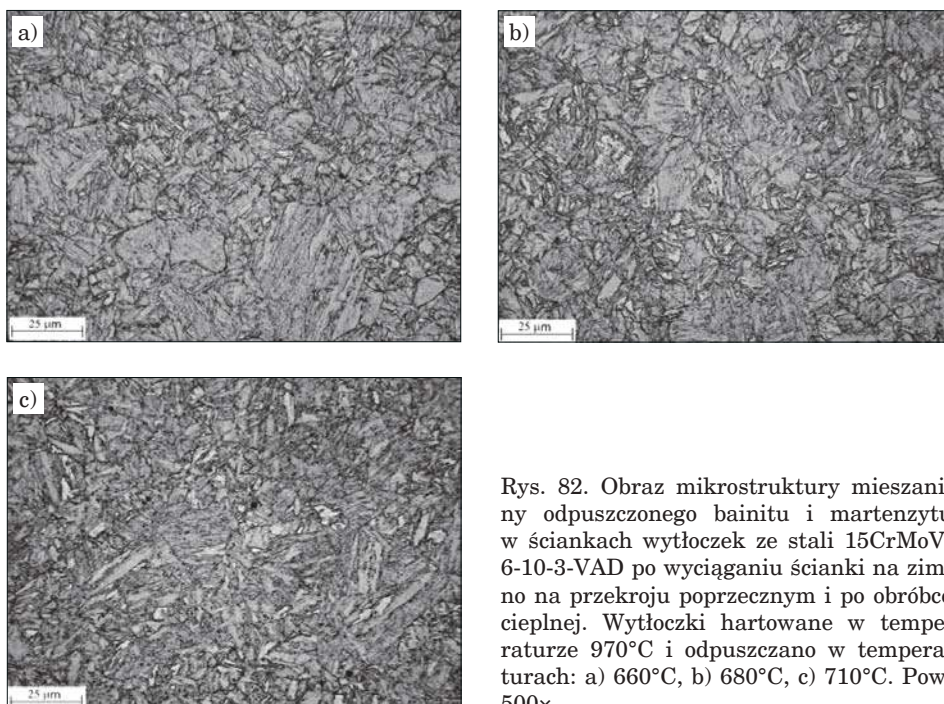


Rys 81. Mikrofotografie świetlne charakterystycznej mikrostruktury bainitu z obszarami sferoidalnych węglików powstałych w blachach o grubości 7 mm ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD (rys. a – pow. 800 \times) i o grubości 15 mm (rys. b – pow. 800 \times) po wyżarzaniu zmiękczającym oraz samo odpuszczonego bainitu na przekroju wzdłużnym rur ze stali 15CrMoV6-10-3-1K+EŻP z wytopu 63 (rys. c – pow. 500 \times) i mieszaniny odkształconego ferrytu z obszarami bogatymi w węgliki występującej w ściance wytłoczki ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD po wyciągnięciu ścianki na zimno na przekroju wzdłużnym (rys. d – pow. 500 \times)

Obrazy mikrostruktury występującej w tulejach wytłoczek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD po wyciągnięciu na zimno ścianek w trzech ciągach, które obrobiono cieplnie (hartowanie i odpuszczanie) przedstawiono na rys. 82 i 83 na mikrofotografiach świetlnych. Jest to mieszanina odpuszczonego bainitu i martenzytu.

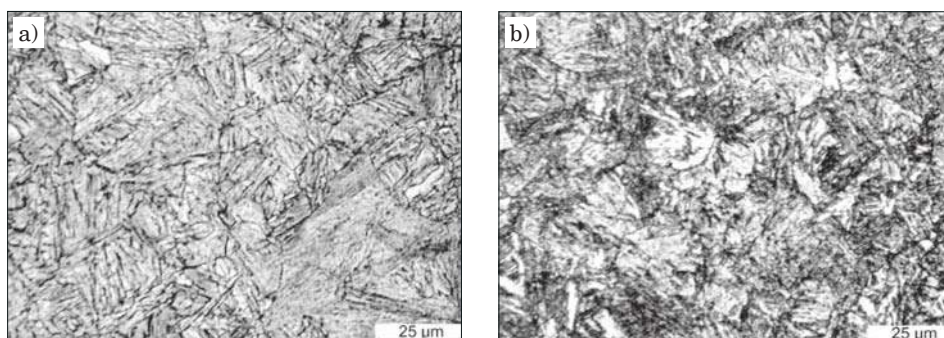
Wzrost temperatury hartowania poprzedzającego odpuszczanie w temperaturze 680 $^{\circ}$ C wywołuje wzrost udziału martenzytu w strukturze odpuszczonej mieszaniny bainitu i martenzytu.

Obrazy mikrostruktur występujących w tulejach wyprasek na różnych etapach przetwarzania przedstawiono na mikrofotografiach na rys. 83. Wypraski były wykonane z pręta kutego na gorąco o średnicy 80 mm ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr, następnie poddane procesowi wytłaczania i wyciągnięcia ścianki na zimno w dwóch ciągach, a po wyciągnięciu ścianki przed zginięciem ob-



Rys. 82. Obraz mikrostruktury mieszaniny odpuszczonego bainitu i martenzytu w ściankach wylóczek ze stali 15CrMoV-6-10-3-VAD po wyciągnięciu ścianki na zimno na przekroju poprzecznym i po obróbce cieplnej. Wylóczki hartowane w temperaturze 970°C i odpuszczano w temperaturach: a) 660°C, b) 680°C, c) 710°C. Pow. 500×

rotowym na zimno poddano je procesowi ulepszania cieplnego w warunkach przemysłowych. Mikrostrukturę występującą w ściance wypraski po obróbce cieplnej przed I etapem zgniatania obrotowego na zimno przedstawiono na rys. 83a. Mikrostrukturę uzyskaną po obróbce cieplnej wykonanej pomiędzy I etapem zgniatania obrotowego na zimno (redukcja grubości ścianki z 3,7 mm

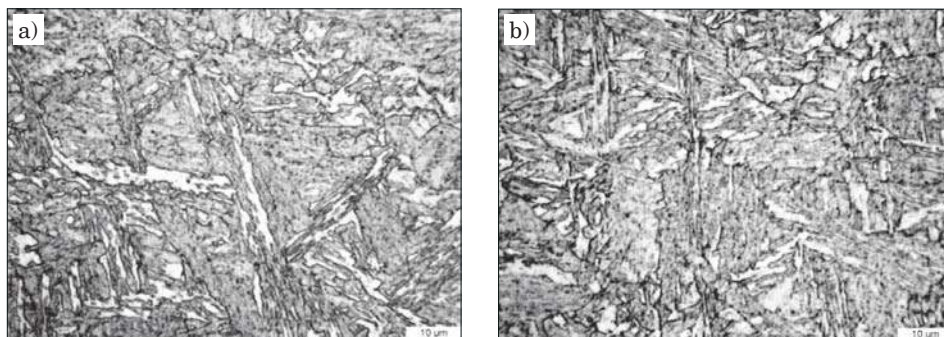


Rys. 83. Mikrostruktura na przekroju wzdłużnym ścianki wylóczki ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr mieszaniny odpuszczonego bainitu i martenzytu po obróbce cieplnej wykonanej po wyciągnięciu ścianki na zimno, a przed I zgniataniem obrotowym na zimno (a) i wykonanej przed II etapem zgniatania obrotowego (b). Pow. 500×

do 1,1 mm), a II etapem zgniatania przedstawiono rys. 83b. Przed I zgniataniem obrotowym zastosowano hartowanie z temperatury 970°C i odpuszczanie w temperaturze 680°C, a przed II zgniataniem obrotowym zastosowano hartowanie z temperatury 970°C i odpuszczanie w temperaturze 400°C.

W mikrostrukturze stali 15CrMoV6-10-3-Pr po ulepszeniu cieplnym przed I zgniataniem obrotowym na zimno występuje mniejsza pasmowość (rys. 83a) niż po obróbce cieplnej przed II zgniataniem obrotowym (rys. 83b). Jest to związane ze stanem wyjściowym materiału stali przed obróbką cieplną. Przed I zgniataniem obrotowym półwyrobami były wypraski po wyciągnięciu ścianki na zimno, a przed II zgniataniem obrotowym stanem wyjściowym były półwyroby po zgniataniu obrotowym na zimno (w czasie zgniatania obrotowego zastosowano znacznie większy gniot niż podczas wyciągnięcia ścianki wypraski).

Na mikrofotografiach świetlnych przedstawiono obrazy mikrostruktur występujących w obrobionych cieplnie tulejach ze stali 15CrMoV6-10-3-*IK+EŻP* wykonanych z rur grubościennych walcowanych na gorąco o średnicy 273 mm i grubości ścianki 32 mm, składających się z bainitu odpuszczonego z wydzieleniami węglików i węglikoazotków – rys. 84.



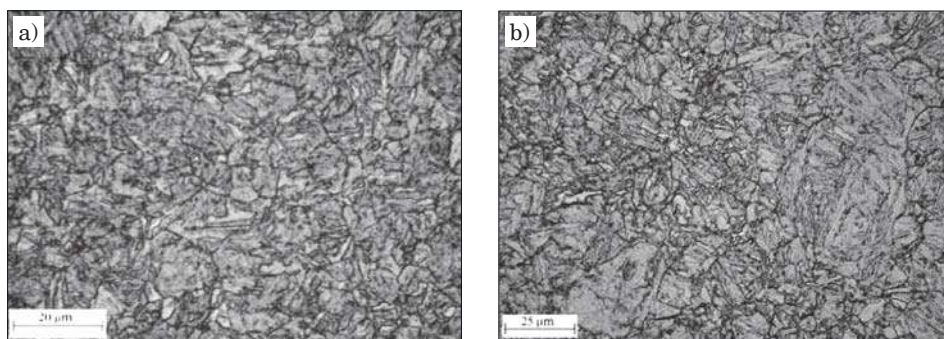
Rys. 84. Mikrostruktura na przekroju wzdłużnym tulei ze stali 15CrMoV6-10-3-*IK+EŻP* przed zgniataniem obrotowym na zimno o grubości ścianki 8,5 mm (a) i 10 mm (b) hartowanych z temperatury 970°C (1,5 h) w oleju i odpuszczanych w temperaturze 660°C. Pow. 800×

Badania zglądów poprzecznych i wzdłużnych próbek wyciętych z tulei o grubościach ścianki 8,5 mm (rys. 84a) i 10 mm (rys. 84b) po obróbce cieplnej wykazały, że struktura jest równomierna na ich grubości i długości. W szczególności nie stwierdzono pasmowości mikrostruktury i pasmowości wydzieleni.

Porównanie mikrostruktury korpusów wykonanych z wytłoczek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD i z wyprasek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP po obróbce cieplnej i po zgniataniu obrotowym na zimno

Poniżej przedstawiono mikrostruktury występujące w ściance tulei przeznaczonych do zgniatania obrotowego na zimno wykonanych ze stali 15CrMoV6-10-3 wytapianej z zastosowaniem pozapiecowej obróbki próżniowej (wytłoczka ze stali **15CrMoV6-10-3-VAD**) i stali przetapianej elektrożuźlowo po obróbce VAD (wypraska ze stali **15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP**). Charakterystyczne przykłady mikrostruktur obserwowanych za pomocą mikroskopu świetlnego przedstawiono na rys. 85 i 86.

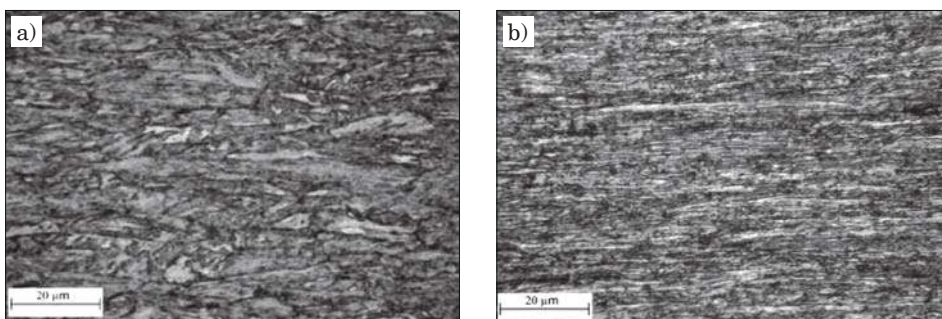
Przykład mikrostruktury po obróbce ulepszania cieplnego wysoko odpuszczonego bainitu występującego w wytłoczkach i w wypraskach przeznaczonych do zgniatania obrotowego na zimno przedstawiono na rys. 85. Strukturę występującą w wytłoczkach ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD pokazano na rys. 85a, a w wypraskach ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP pokazano na rys. 85b.



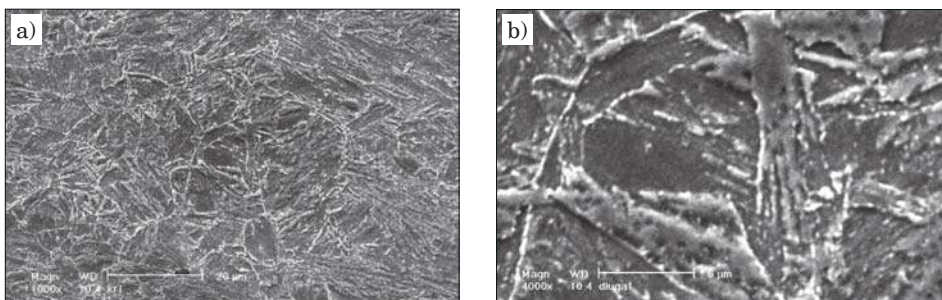
Rys. 85. Mikrofotografia świetlna przedstawiająca charakterystyczne przykłady mikrostruktury po ulepszeniu cieplnym (hartowaniu 970°C i odpuszczanie 660°C) przed zgniataniem na zimno wytłoczek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD (rys. a, pow. 800×) i wyprasek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP (rys. b, pow. 500×)

Mikrostrukturę w wyrobach po zgniataniu obrotowym na zimno na stanowisku prototypowym i w warunkach przemysłowych przedstawiono na rys. 86. W obu przypadkach jest to struktura odkształconego bainitu odpuszczonego.

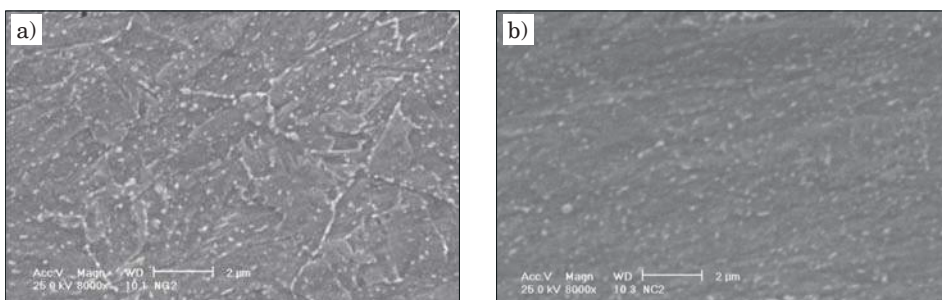
Drobniejsza struktura i cieńsze pasma występują w korpusach ze stali przetapianej elektrożuźlowo (15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP) zgniatanej obrotowo na zimno w warunkach przemysłowych. W warunkach przemysłowych uzyskano równomierną grubość ścianki wynoszącą 1,5 mm, a na stanowisku prototypowym nie uzyskano jednorodnej grubości ścianki na długości korpusu. Grubość ścianki zmieniała się w zakresie od 1,6 do 1,8 mm.



Rys. 86. Mikrofotografie świetlne mikrostruktury po ulepszeniu cieplnym i po zgniataniu obrotowym na zimno na stanowisku prototypowym (wytłoczki ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD – rys. a) cieplnym i w warunkach przemysłowych (wypraski ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP – rys. b). Struktura na przekroju poprzecznym ścianki o grubości 1,6÷1,8 mm (a) i 1,5 mm (b). Pow. 800×



Rys. 87. Mikrofotografie skaningowe mikrostruktury po hartowaniu 970°C i odpuszczaniu 660°C oraz po zgniataniu obrotowym na zimno na stanowisku prototypowym (stal 15CrMoV6-10-3-VAD). Struktura odkształconego odpuszczonego martenzytu na przekroju ścianki o grubości 3 mm (a) i 1,6÷1,8 mm (b). Pow. 1000× (a); 4000× (b)



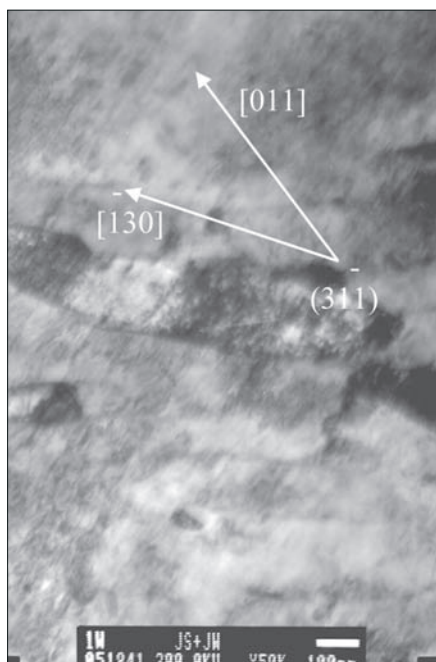
Rys. 88. Mikrofotografie skaningowe mikrostruktury po ulepszeniu cieplnym (hartowanie 970°C, odpuszczanie 660°C) i po zgniataniu obrotowym na zimno w warunkach przemysłowych (stal 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP). Struktura odkształconego odpuszczonego bainitu na przekroju ścianki o grubości 3 mm (a) i 1,5 mm (b). Pow. 8000×

Przykłady struktur ujawnionych za pomocą mikroskopu skaningowego przedstawiono na rys. 87 i 88. Na rys. 87 przedstawiono strukturę korpusów po zgniataniu obrotowym na zimno na stanowisku prototypowym, a na rys. 88 przedstawiono strukturę po zgniataniu obrotowym na zimno w warunkach przemysłowych.

Substruktura stali 15CrMoV6-10-3-VAD

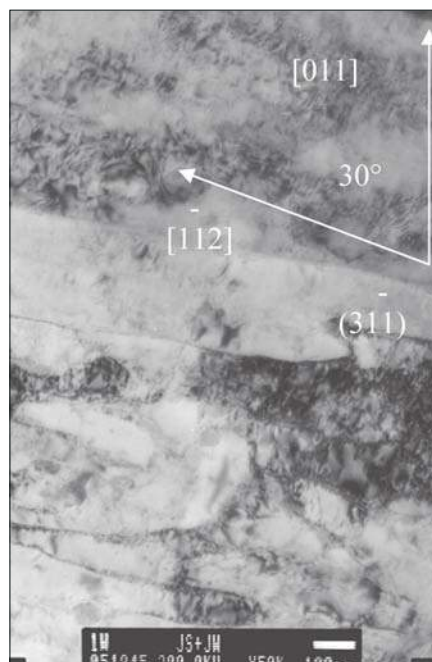
Mikrofotografie pasm odkształcenia występujących w stali 15CrMoV6-10-3-VAD z określeniem kierunków krystalograficznych równoległych do kierunku pasm odkształcenia występujących na płaszczyznach krystalograficznych ferrytu równoległych do płaszczyzny folii (równoległych do pasa krystalograficznego prostopadłego do płaszczyzny folii) przedstawiono na rys. 89÷93.

Pasma odkształcenia (pasma wydłużonych komórek) występują w następujących kierunkach krystalograficznych : $\langle 002 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 112 \rangle$, $\langle 013 \rangle$, $\langle 114 \rangle$. Nie występuje uprzywilejowany kierunek wydłużenia pasm odkształcenia w stosunku do kierunku i płaszczyzny płynięcia metalu podczas odkształcenia, co jest charakterystyczne dla metali o sieci A2 i trójosiowego sposobu odkształcania.



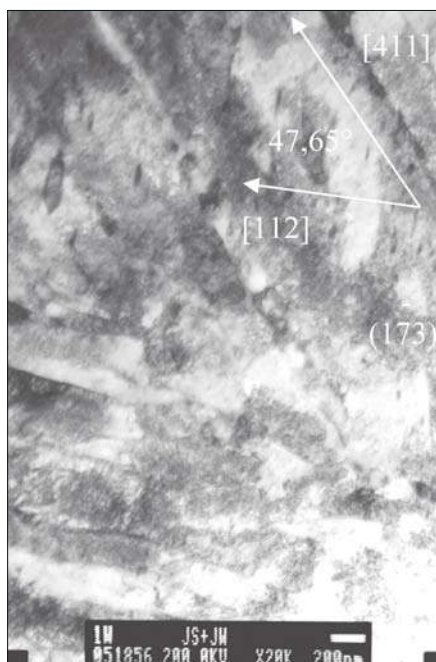
Rys. 89. Stal 15CrMoV6-10-3-VAD, próbka o grubości 3 mm prostopadła do płaszczyzny i kierunku płynięcia metalu.

Oś pasa [31i]

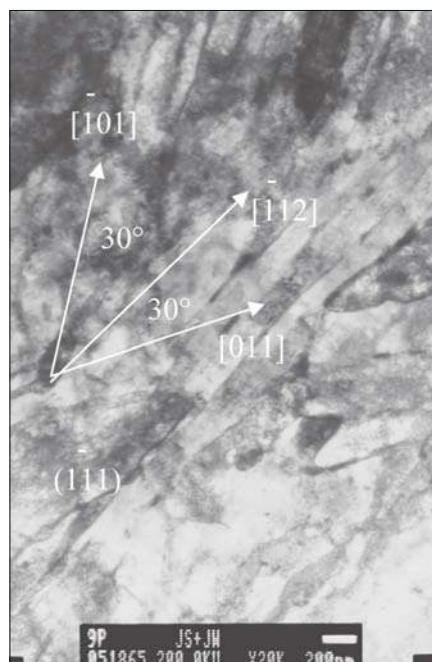


Rys. 90. Stal 15CrMoV6-10-3-VAD, próbka o grubości 3 mm prostopadła do płaszczyzny i kierunku płynięcia metalu.

Oś pasa [31i]



Rys. 91. Stal 15CrMoV6-10-3-VAD, próbka o grubości 3 mm prostopadła do płaszczyzny i kierunku płynięcia metalu. Oś pasa [173]

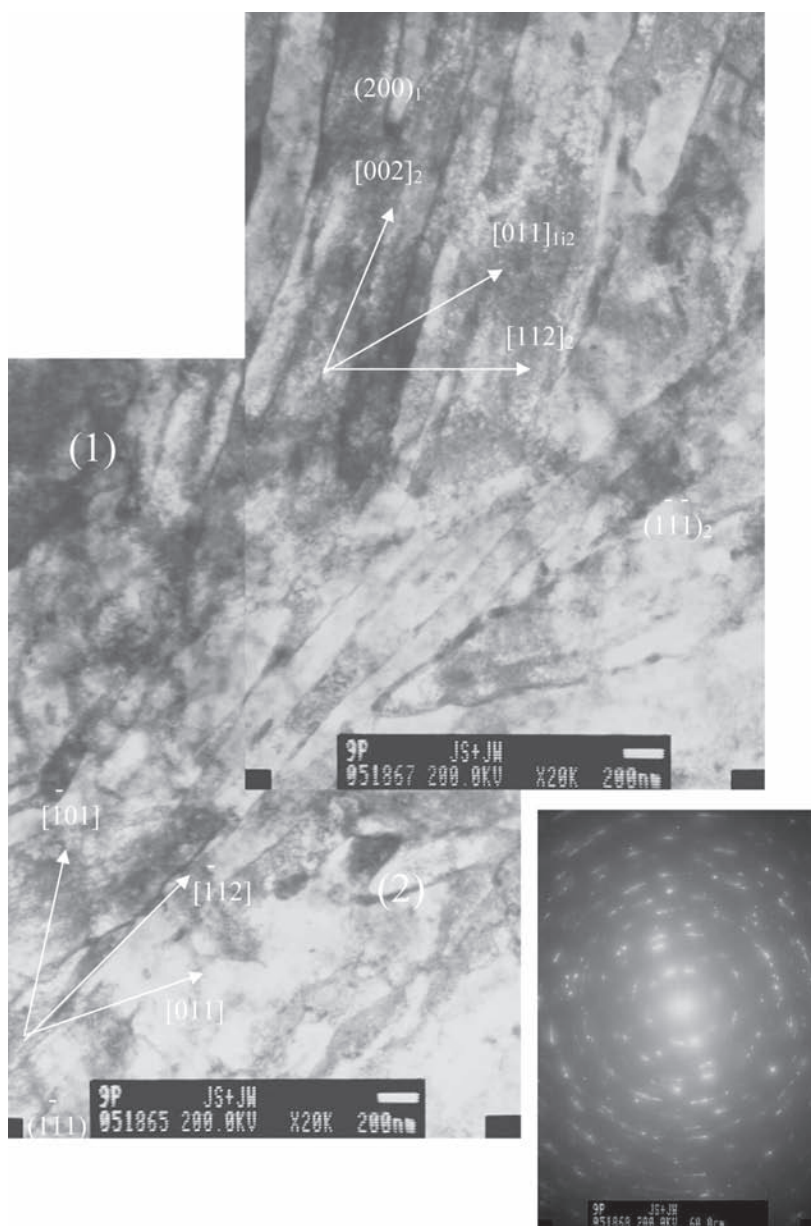


Rys. 92. Stal 15CrMoV6-10-3-VAD, próbka o grubości 5 mm prostopadła do płaszczyzny i równoległa do kierunku płynięcia metalu. Oś pasa [111]

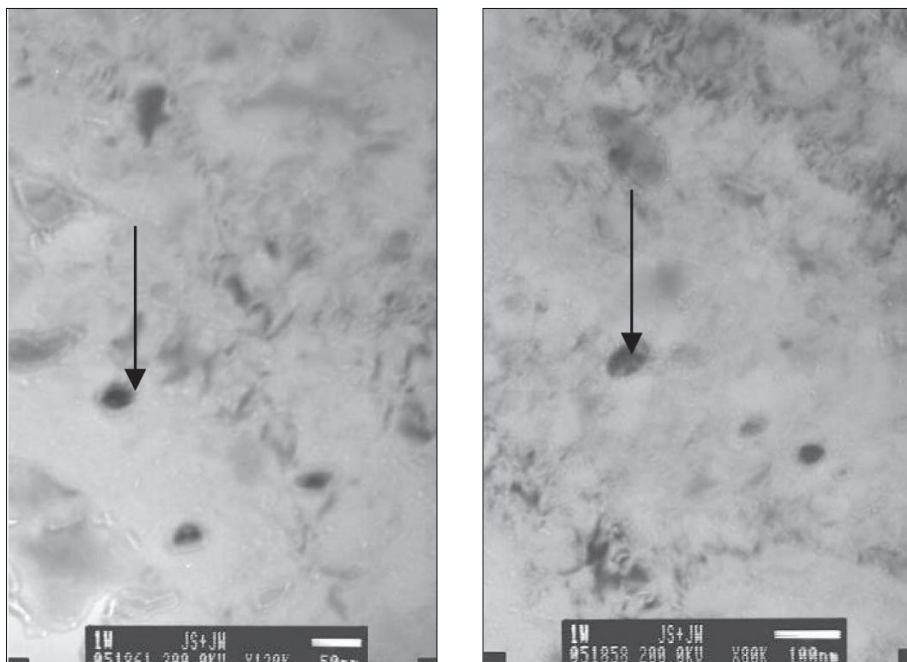
Oprócz struktury dyslokacyjnej w cienkich foliach w mikrostrukturze zidentyfikowano dyspersyjne wydzielenia węgla M_6C zawierające również Cr i Mo o wielkości $20 \div 50$ nm. Obrazy tych wydzieleń oraz ich identyfikację metodą mikrodyfrakcji elektronowej i mikroanalizy rentgenowskiej przedstawiono na rys. 94÷120.

Mikrografie pasm odkształcenia występujących w stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP z określeniem kierunków krystalograficznych równoległych do kierunku pasm odkształcenia występujących na płaszczyznach krystalograficznych ferrytu równoległych do płaszczyzny folii (równoległych do pasa krystalograficznego prostopadłego do płaszczyzny folii) przedstawiono na rys. 97÷101.

Podobnie jak w stali 15CrMoV6-10-3-VAD, w stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP pasma odkształcenia (pasma wydłużonych komórek) występują w następujących kierunkach krystalograficznych : $\langle 002 \rangle$, $\langle 011 \rangle$, $\langle 112 \rangle$, $\langle 013 \rangle$. W stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP w stosunku do stali 15CrMoV6-10-3-VAD nie stwierdzono pasm odkształcenia równoległych do kierunku $\langle 114 \rangle$.



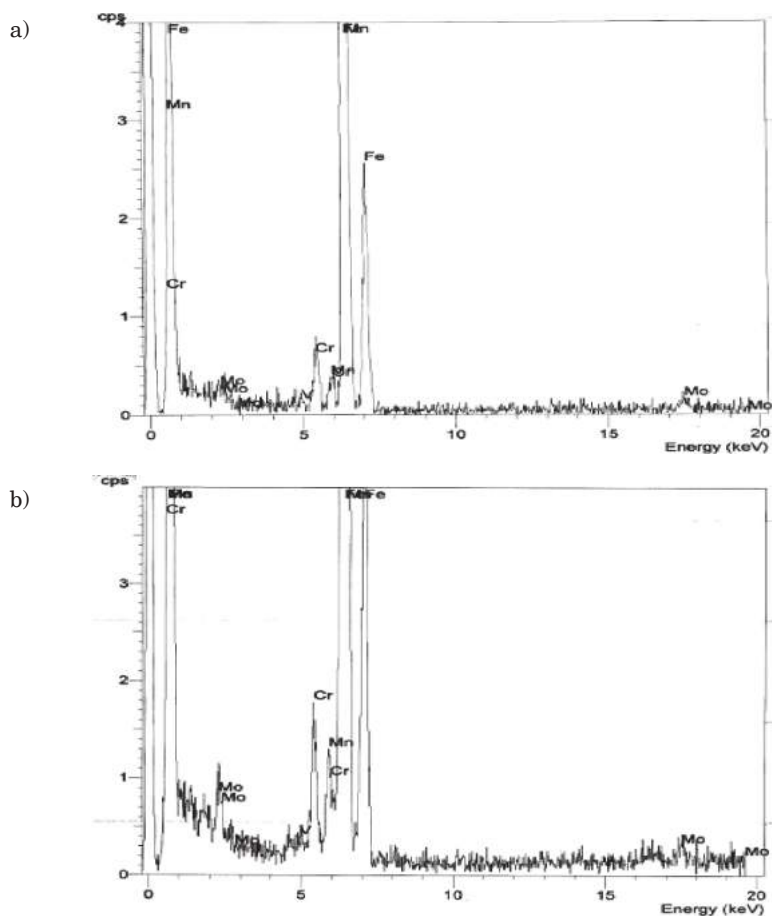
Rys. 93. Stal 15CrMoV6-10-3-VAD, próbka o grubości 5 mm. Płaszczyzna folii równoległa do kierunku i prostopadła do płaszczyzny płynięcia metalu. Pasma przejściowe wprowadzające dezorientację pomiędzy obszarami (1) i (2) ok. 25° . Dezorientację określono jako kąt zawarty pomiędzy kierunkami typu 110 w obszarze (1) i kierunkiem typu 110 w obszarze (2): kąt pomiędzy $\langle 110 \rangle_1$ $\langle 110 \rangle_2$ = ok. 25°



Rys. 94. Wydzielenia dyspersyjne w stali 15CrMoV6-10-3-VAD



Rys. 95. Mikrodyfrakcja elektronowa z wydzielenia oznaczonego strzałką na rys. 94a. Identyfikacja: M_6C oś pasa [066]. Wszystkie pokazane wydzielenia posiadają jednakową orientację i ich obraz dyfrakcyjny jest taki sam

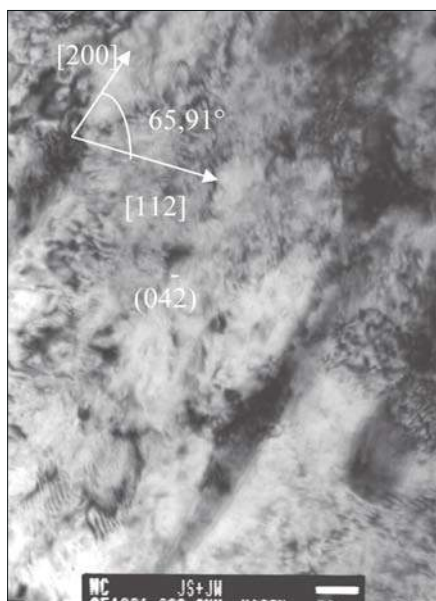


Rys. 96. Widmo spektralne EDX: a) wydzielenie z rys. 94a, b) wydzielenie z rys. 94b

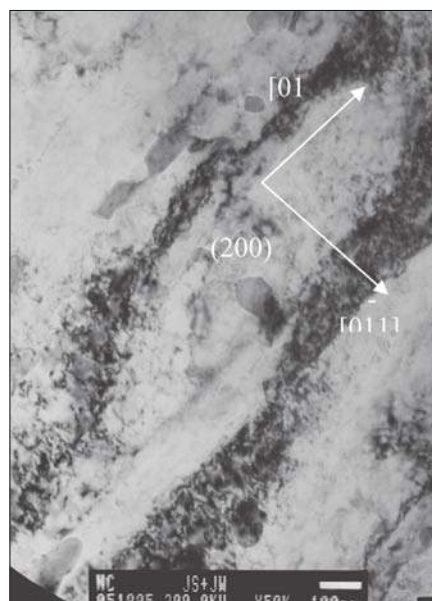
Nie występuje uprzywilejowany kierunek wydłużenia pasm odkształcenia w stosunku do kierunku i płaszczyzny płynięcia metalu podczas odkształcenia, co jest charakterystyczne dla metali o sieci A2 i trójosiowego sposobu odkształcania.

Oprócz struktury dyslokacyjnej w cienkich foliach ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP zidentyfikowano dyspersyjne wydzielania o wielkości 20÷50 nm jako wydzielania typu MX zawierające V i/lub Mo. Obrazy tych wydzieleni oraz ich identyfikację metodą mikrodyfrakcji elektronowej i mikroanalizy rentgenowskiej przedstawiono na rys. 102 i 103.

Wydaje się, że mikrostruktura niskowęglowej stali 15CrMoV6-10-3 wytapianej z zastosowaniem pozapiecowej obróbki próżniowej i następnie przeta-



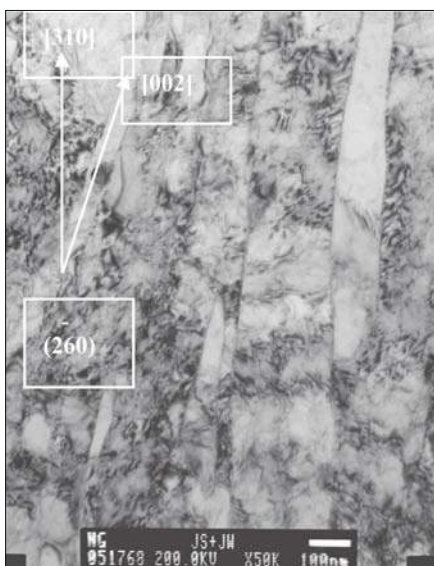
Rys. 97. Stal 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP, próbka o grubości 1,5 mm równoległa do płaszczyzny i kierunku płynięcia metalu. Oś pasa [042]



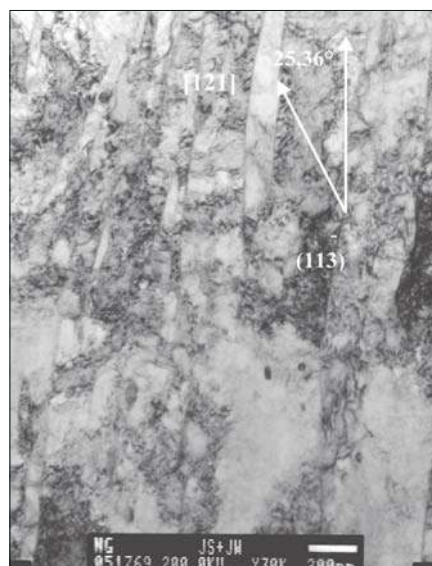
Rys. 98. Stal 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP, próbka o grubości 1,5 mm równoległa do płaszczyzny i kierunku płynięcia metalu. Oś pasa [200]

pianej elektrożuźlowo (stal 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP) posiada drobniejszą mikrostrukturę niż mikrostruktura stali wytapianej z zastosowaniem tylko pozapiecowej obróbki próżniowej (stal 15CrMoV6-10-3-VAD), zarówno po ulepszeniu cieplnym, jak i po zginiataniu obrotowym na zimno. Po zginiataniu obrotowym na zimno na stanowisku prototypowym i w warunkach przemysłowych w stalach 15CrMoV6-10-3-VAD i 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP uzyskano rozdrobioną mikrostrukturę składającą się z cienkich listew bainitu odpuszczonego. W strukturze występują pasma odkształcenia ułożone przestrzennie w różnych kierunkach oraz węgliki M_6C zawierające również chrom i molibden (częściej spotykane w stali 15CrMoV6-10-3-VAD) i węgliki wanadu typu MC. Drobniejsze listwy bainitu występują w mikrostrukturze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP po zastosowaniu procesu zginiatania obrotowego na zimno w warunkach przemysłowych.

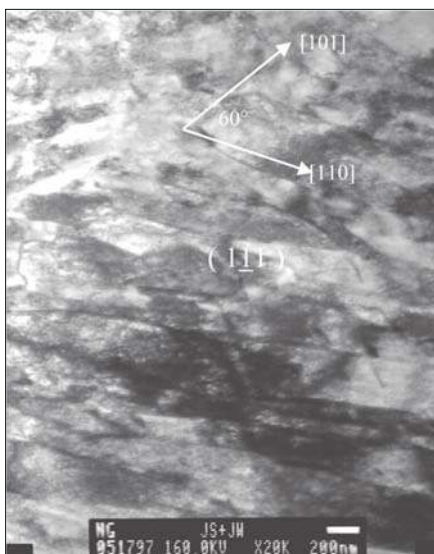
W wyniku lokalnych różnic w stanie naprężeń poszczególne części kryształu doznają różnych odkształceń ze względu na tworzenie się pasm o dużych krzywiznach sieci. Pasma o dużych krzywiznach sieci są granicami oddzielającymi obszary kryształu, które w procesie odkształcenia doznały obrotu o różny kąt. Dlatego w pasmach tych, zwanych pasmami przejściowymi, wy-



Rys. 99. Stal 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP, próbka o grubości 3,4 mm prostopadła do płaszczyzny i kierunku płynięcia metalu. Oś pasa [260]



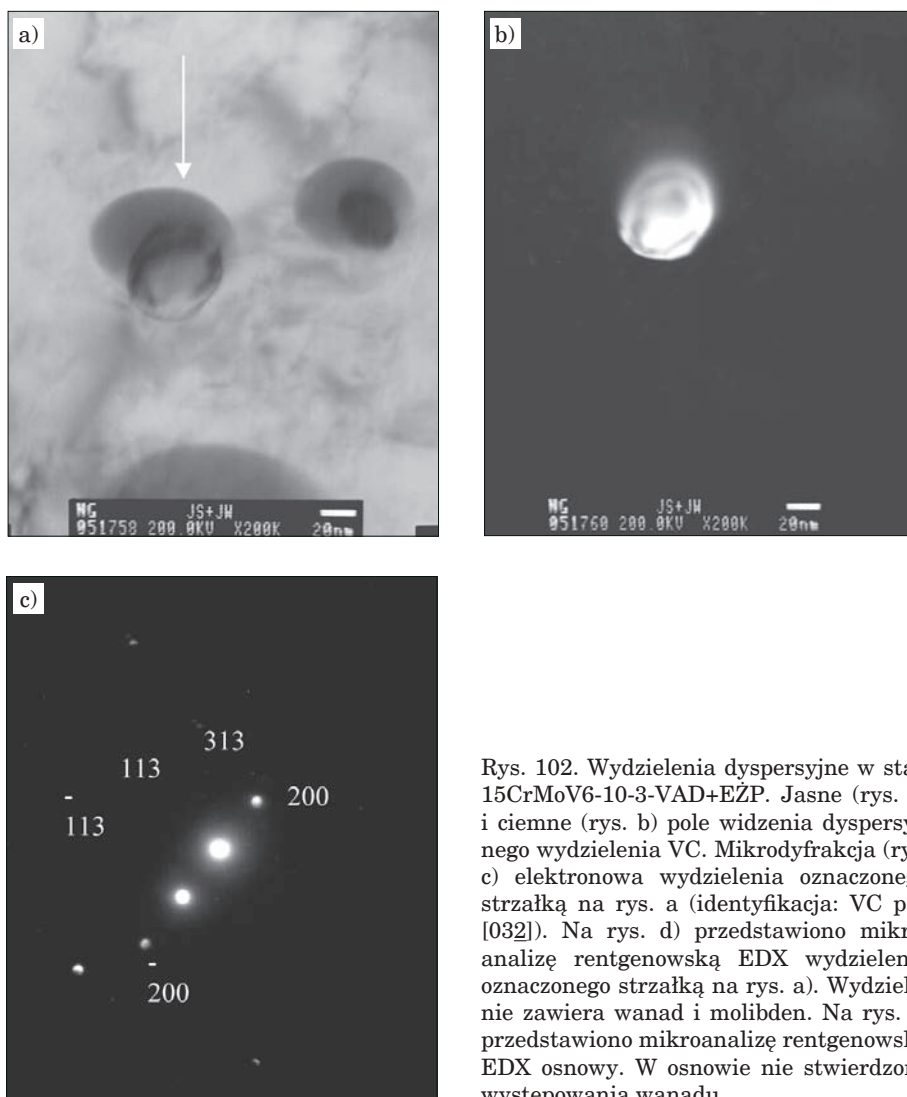
Rys. 100. Stal 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP, próbka o grubości 3,4 mm prostopadła do płaszczyzny i kierunku płynięcia metalu. Oś pasa [113]



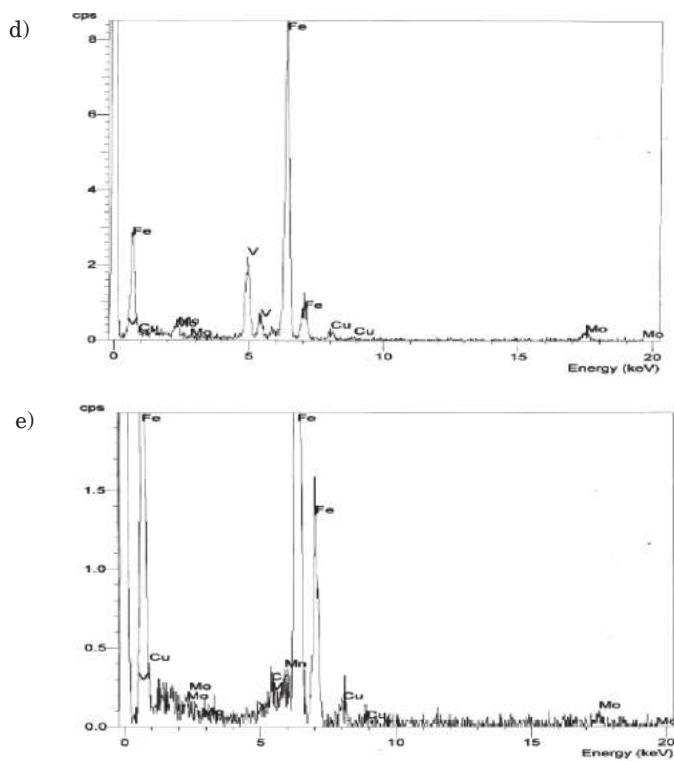
Rys. 101. Stal 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP, próbka o grubości 3,4 mm prostopadła do płaszczyzny i kierunku płynięcia metalu. Oś pasa [111]

stępują duże zmiany orientacji. W obszarach między pasmami odkształcenia nie występują duże dezorientacje sieci. Przykład pasma przejściowego pokazano na rys. 93.

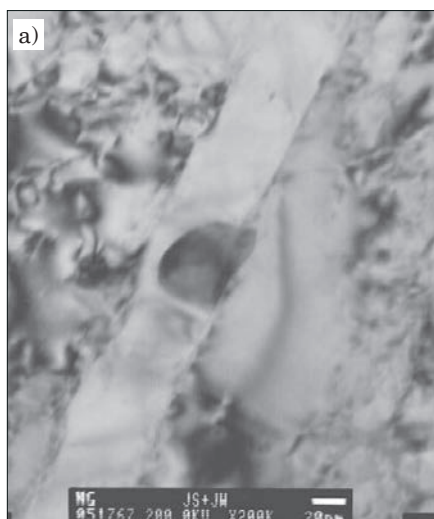
Z przedstawionych badań za pomocą TEM wynika, że w mikrostrukturze stali 15CrMoV6-10-3-VAD i stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP nie występują stekstrowania i powinna ona wykazywać właściwości izotropowe.



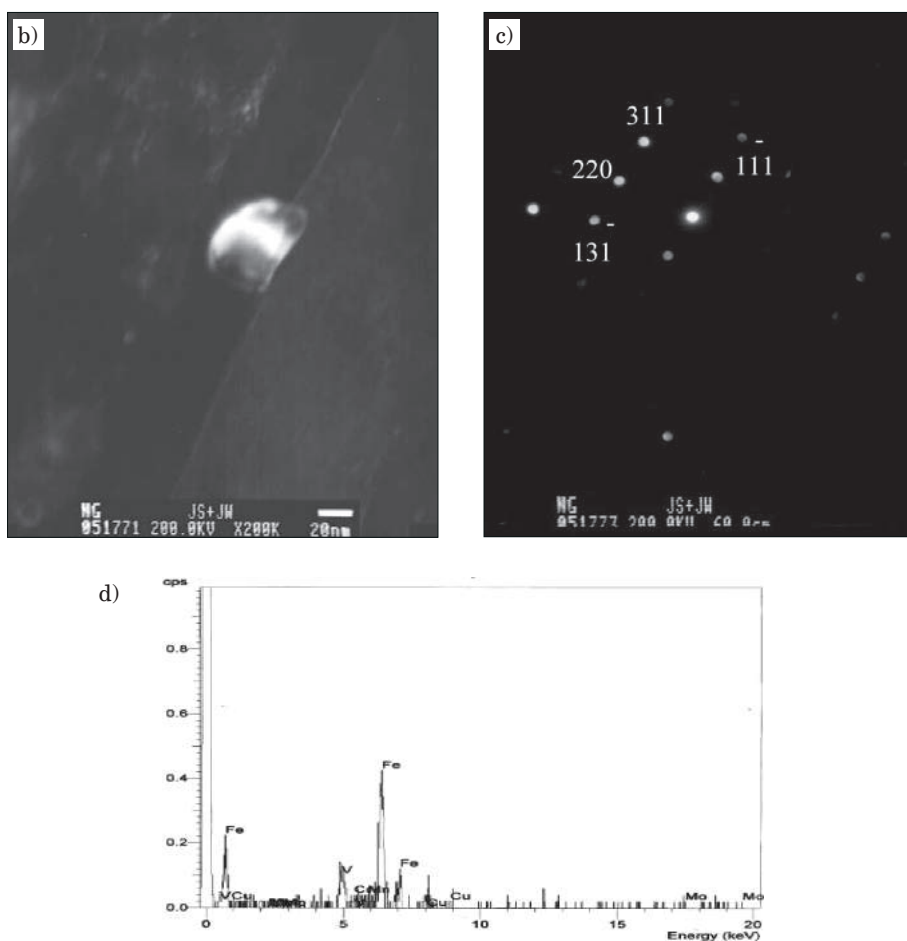
Rys. 102. Wydzielenia dyspersyjne w stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP. Jasne (rys. a) i ciemne (rys. b) pole widzenia dyspersyjnego wydzielenia VC. Mikrodyfrakcja (rys. c) elektronowa wydzielenia oznaczonego strzałką na rys. a (identyfikacja: VC pas [032]). Na rys. d) przedstawiono mikroanalizę rentgenowską EDX wydzielenia oznaczonego strzałką na rys. a). Wydzielenie zawiera wanad i molibden. Na rys. e) przedstawiono mikroanalizę rentgenowską EDX osnowy. W osnowie nie stwierdzono występowania wanadu



Rys. 102 cd.



Rys. 103. Stal 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP. Dyspersyjne wydzielenie węgla wanadu zawierające molibden: a) jasne pole widzenia; b) ciemne pole widzenia w refleksie (111); c) mikrodyfrakcja elektronowa, identyfikacja: VC, pas [112]; d) mikroanaliza rentgenowska EDX wydzielenia z rys. a)

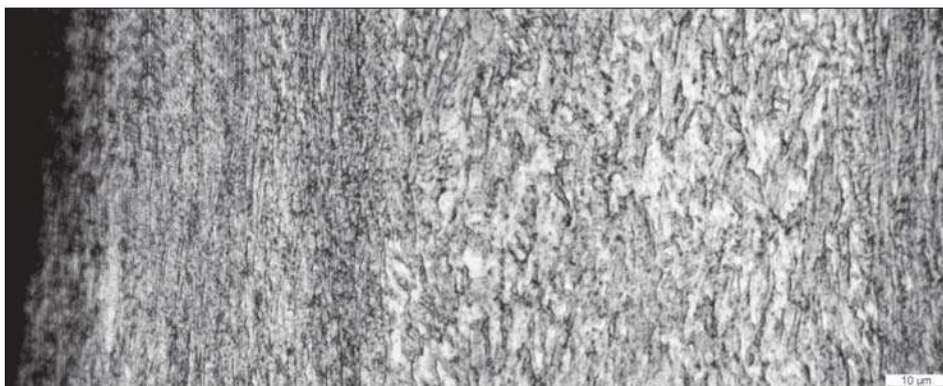


Rys. 103 cd.

Mikrostruktura korpusów zgniatanych obrotowo na zimno wykonanych z rur ze stali 15CrMoV6-10-3-1K+EŽP

Zmiany mikrostruktury na grubości ścianki (redukcja ścianki z 8,5 mm do 2,1 mm) korpusu o średnicy 230 mm ze stali 15CrMoV6-10-3-1K+EŽP po zgniataniu obrotowym na zimno na zgniatarce przemysłowej przedstawiono na rys. 104. Z lewej strony rysunku znajduje się powierzchnia zewnętrzna ścianki korpusu, którą zgniatają rolki.

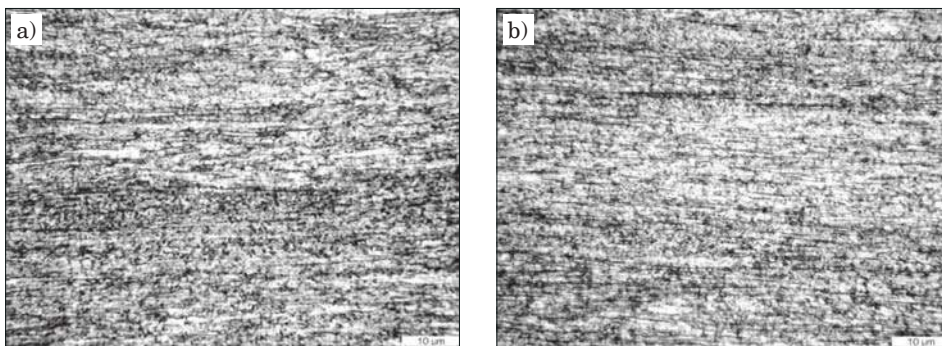
Najbardziej odkształcona mikrostruktura występuje od strony działania rolek zgniatarki sięgając do ok. 50 μm w głąb ścianki. W kierunku środkowej strefy ścianki na głębokości od ok. 100 μm występuje najmniej odkształcona mikrostruktura.



Rys. 104. Przykładowy obraz zmian mikrostruktury występującej na przekroju wzdłużnym ścianki korpusu po zgniataniu obrotowym na zimno z odkształceniem rzeczywistym 1,40. Z lewej strony obrazu znajduje się powierzchnia zewnętrzna (powierzchnia działania rolek zgniatarki), a z prawej powierzchnia wewnętrzna ścianki korpusu od strony trzpienia zgniatarki. Pow. 800×

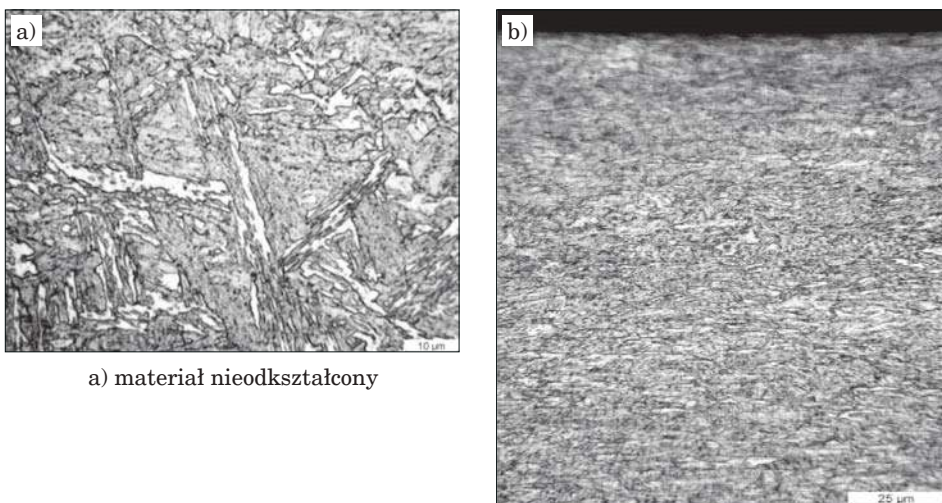
Pod wpływem zgniatania obrotowego na zimno w korpusach o średnicy 230 mm ze stali 15CrMoV6-10-3-**IK+EŻP** wykonanych z rur grubościennych składniki mikrostruktury (poza wydzieleniami) uległy silnemu wydłużeniu, co spowodowało powstanie cienkich listew odpuszczonego ferrytu bainitycznego. Wydłużenie i pocienienie listew ferrytu bainitycznego zwiększa się wraz ze wzrostem stopnia odkształcenia. Końcowa mikrostruktura obszaru o grubości 2,1 mm składa się z listew ferrytu bainitycznego o szerokości ok. 0,5 μm oraz frakcji wydzielań węglików i/lub węglikoazotków o wielkości poniżej ok. 1 μm (rys. 105). W zakresie powiększeń stosowanych w mikroskopie świetlnym (do 1000 \times) nie stwierdzono istotnych różnic w rozdrobnieniu i morfologii mikrostruktury na grubości ścianki korpusu. Mikrostruktura oraz rozmieszczenie wydzielań w badanych obszarach korpusu są jednorodne na przekroju ścianki.

Mikrostrukturę występującą w poszczególnych obszarach przekroju wzdłużnego korpusu ze stali **15CrMoV6-10-3-**IK+EŻP**** o średnicy zewnętrznej 230 mm o wyjściowej grubości ścianki do zgniatania obrotowego na zimno 8,5 mm i 10 mm przedstawiono na rys. 106 i 107. Mikrostrukturę zaprezentowano w obszarze brzegu zewnętrznego (od strony działania rolek – rys. 106b i d) i w środku ścianki korpusu (rys. 106d i e). Mikrostrukturę występującą w nieodkształconej ściance korpusu o grubości 8,5 mm przedstawiono na rys. 106a, a po odkształceniu na zimno metodą zgniatania obrotowego na zgniatarce przemysłowej na rys. 106b÷e. Zastosowano następujące odkształcenia rzeczywiste: 0,80 (b i d) oraz 1,40 (c i e). Mikrostrukturę występującą w nieodkształconej ściance korpusu o grubości 10 mm przedstawiono na rys. 107a, a po



Rys. 105. Mikrostruktura w obszarze ścianki korpusu o grubości 2,1 mm ze stali 15CrMoV6-10-3-*IK+EŻP* po redukcji grubości ścianki z 8,5 mm (a) i po redukcji ścianki z 10 mm (b) w procesie zgniatania obrotowego na zimno na przekroju wzdłużnym (przed zgniataniem przeprowadzono hartowanie z temperatury 970°C w oleju i odpuszczanie w temperaturze 660°C). Pow. 800×

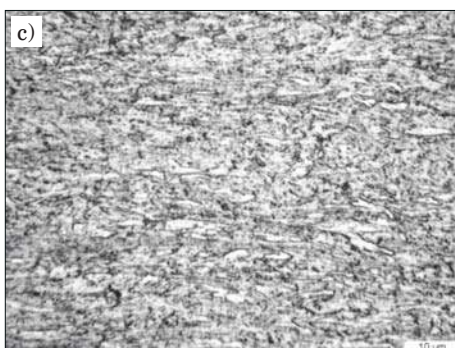
odkształceniu na zimno metodą zgniatania obrotowego na zgniatarce przemysłowej na rys. 107b÷e. Zastosowano następujące odkształcenia rzeczywiste: 0,95 (b i c) oraz 1,56 (d i e).



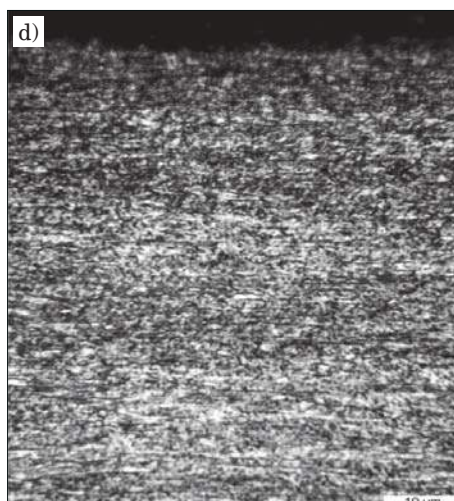
a) materiał nieodkształcony

b) po odkształceniu 0,80 – brzeg

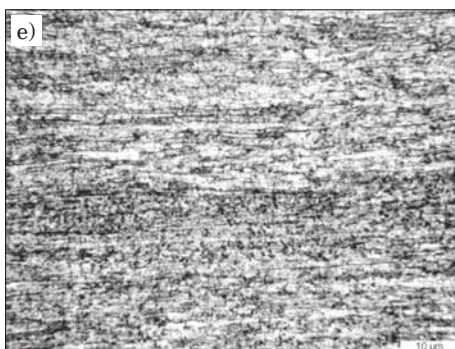
Rys. 106. Obrazy mikrostruktury ścianki korpusu ze stali 15CrMoV6-10-3-*IK+EŻP*. Struktura ujawniona na przekroju wzdłużnym w materiale nieodkształconym (a – wyjściowa grubość ścianki tulei 8,5 mm), po odkształceniu rzeczywistym 0,80: przy brzegu (b) i w środku ścianki (c) oraz po odkształceniu rzeczywistym 1,40 przy brzegu (d) i w środku ścianki (e). Pow. 800×



c) po odkształceniu 0,80 – środek



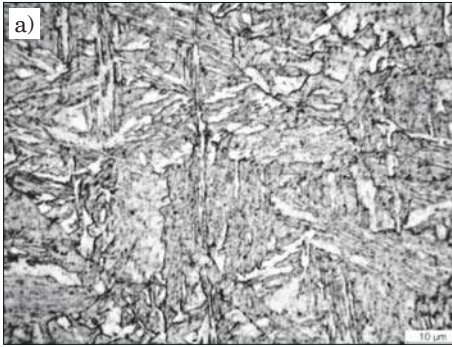
d) po odkształceniu 1,40 – brzeg



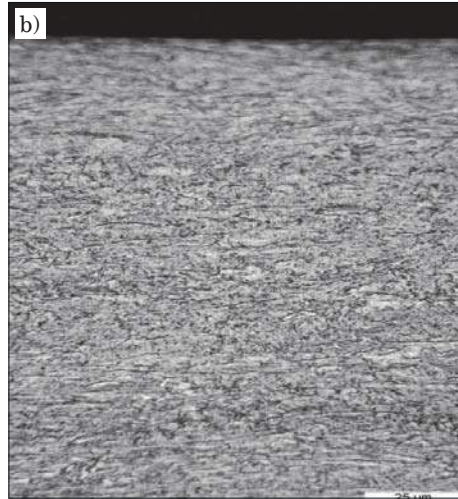
e) po odkształceniu 1,40 – środek

Rys. 106 cd.

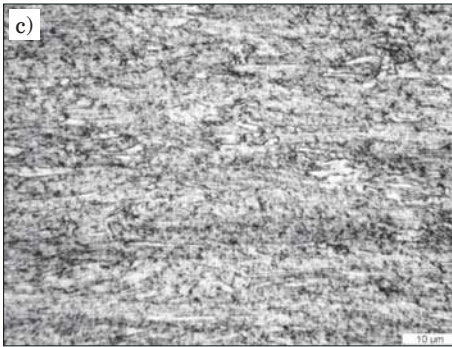
Mikrostruktura korpusów o średnicy zewnętrznej 230 mm o grubości ścianki 3,85 i 2,1 mm po zgniataniu obrotowym na zimno z tulei o grubości ścianki 8,5 i 10 mm wykazuje pasmowość i silne rozdrobnienie w stosunku do struktury wyjściowej. W miarę wzrostu wielkości redukcji ścianki w mikrostrukturze powstają coraz drobniejsze pasma (porównanie rys. 105÷107).



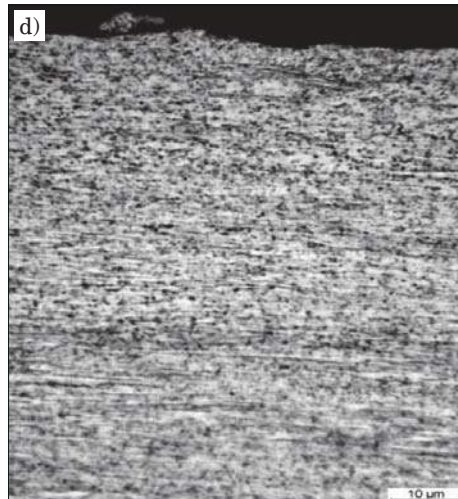
a) materiał nieodkształcony



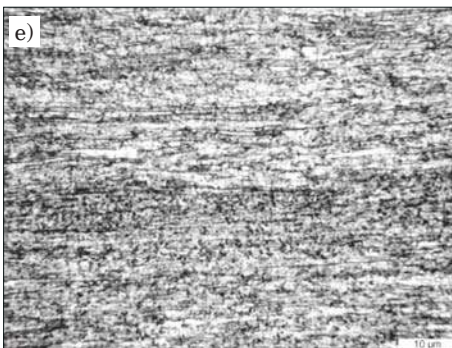
b) po odkształceniu 0,95 – brzeg



c) po odkształceniu 0,95 – środek



d) po odkształceniu 1,56 – brzeg

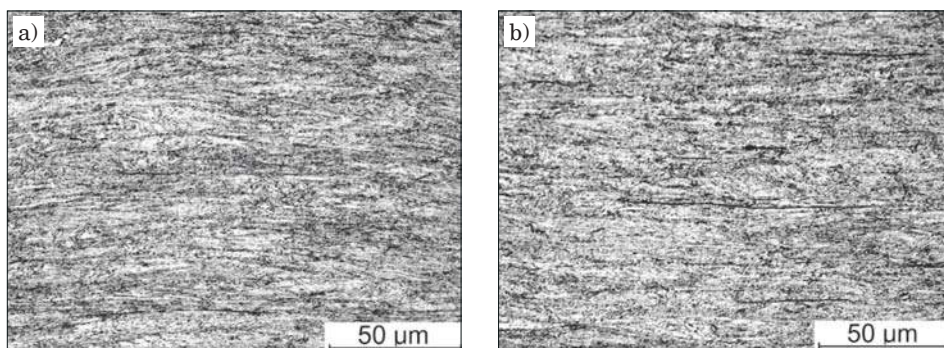


e) po odkształceniu 1,56 – środek

Rys. 107. Obrazy mikrostruktury ścianki korpusu ze stali 15CrMoV6-10-3-IK+EŻP. Struktura ujawniona na przekroju wzdłużnym w materiale nieodkształconym (a – wyjściowa grubość ścianki tulei 10 mm), po odkształceniu rzeczywistym 0,95: przy brzegu (b) i w środku ścianki (c) oraz po odkształceniu rzeczywistym 1,56 przy brzegu (d) i w środku ścianki (e). Pow. 800×

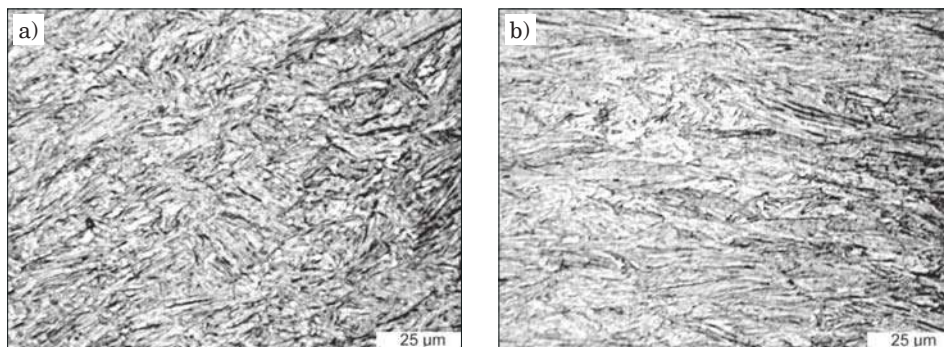
Mikrostruktura korpusów zginiatanych obrotowo na zimno wykonanych z pręta o średnicy 80 mm ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr

Mikrostrukturę występującą na przekroju wzdłużnym korpusu ze stali **15CrMoV6-10-3-Pr** o grubości ścianki 1,20 mm i średnicy zewnętrznej 70 mm przedstawiono na rys. 108 w dwóch miejscach (wyściowa grubość ścianki wynosiła 3,7 mm): przy powierzchni zewnętrznej od strony rolek (rys. 108a) i w środku grubości ścianki (rys. 108b).



Rys. 108. Obrazy mikrostruktury struktury korpusu ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr na przekroju wzdłużnym po zginiataniu obrotowym na zimno: a) przy powierzchni od strony rolek oraz b) w środku grubości ścianki. Pow. 500×

Obrazy mikrostruktury występującej na przekroju poprzecznym i wzdłużnym w ściance korpusu ze stali **15CrMoV6-10-3-Pr** po drugiej zginiataniu przedstawiono na rys. 109 (grubość ścianki 0,55).



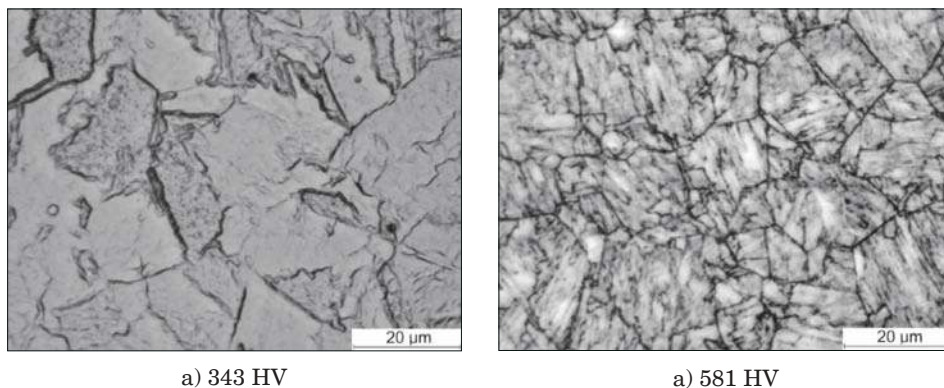
Rys. 109. Obrazy mikrostruktury korpusu ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr na przekroju poprzecznym (a) i wzdłużnym (b) po drugiej operacji zginiatania obrotowego na zimno (grubości ścianki po pierwszym zginiataniu i obróbce cieplnej $g = 1,20$ mm zredukowana do grubości ścianki $g = 0,55$ mm w drugim zginiataniu. Pow. 500×

Wyjściową strukturą do zgniatania obrotowego stali 15CrMoV6-10-3-Pr po ulepszeniu cieplnym była mieszanina o przeważającym udziale odpuszczonego bainitu i mniejszym udziale odpuszczonego martenzytu. Mikrostruktura w objętości materiału korpusu była jednorodna. Po redukcji grubości ścianki podczas pierwszego zgniatania obrotowego na zimno w zakresie wartości od $3,6 \div 3,7$ do $1,1 \div 1,2$ mm struktura uległa silnej deformacji. Powstały pasma o szerokości od $3 \mu\text{m}$ do $5 \mu\text{m}$. W środku grubości ścianki korpusu pasma są grubsze w stosunku do obszarów zewnętrznych od strony rolek i od strony trzpienia zgniatarki. Ponowna obróbka ulepszenia cieplnego korpusu (grubość ścianki $1,1 \div 1,2$ mm) po pierwszym zgniataniu obrotowym na zimno spowodowała powstanie niejednorodnej mikrostruktury odpuszczonego bainitu, a po drugim zgniataniu w ściance korpusu (redukcja ścianki do $0,54 \div 0,58$ mm) powstała niejednorodna struktura pasmowa o większej szerokości pasm niż uzyskano po pierwszym zgniataniu.

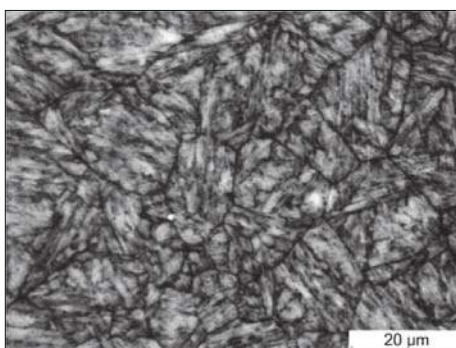
5.7.2. Mikrostruktura stali maraging

Reprezentatywne mikrostruktury próbek ze stali maraging N18K12M4Ts w stanie wyjściowym po przesycaaniu oraz po starzeniu obserwowane za pomocą mikroskopu świetlnego zamieszczono na rys. 110. W stanie przesyconym obserwowano głównie granice byłych ziarn austenitu (rys. 110a). Po starzeniu ujawniły się wyraźne granice byłych ziarn austenitu, a wewnątrz nich martenzyt (rys. 110b i c).

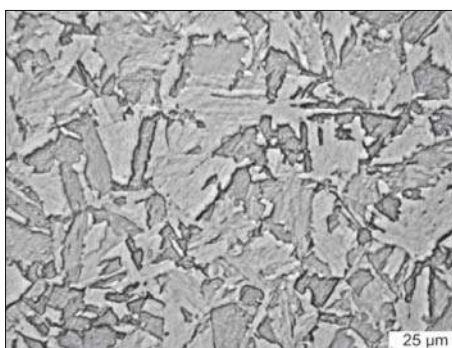
Przykładowe mikrostruktury obserwowane z zastosowaniem TEM zamieszczono na rys. 111.



Rys. 110. Mikrostruktura próbki ze stali N18K12M4Ts po przesycaaniu (a), po starzeniu w temperaturze 600°C przez 30 sekund (b) i przez 60 sekund (c) oraz w temperaturze 500°C przez 15 sekund (d). Mikroskop świetlny



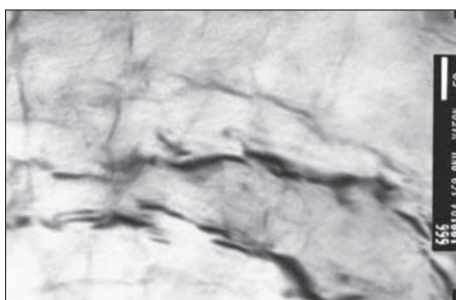
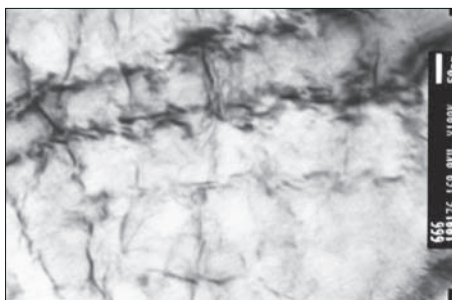
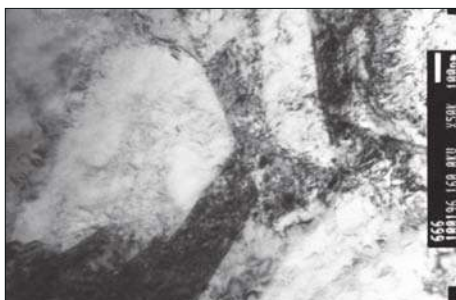
c) 599 HV



d) 477 HV

Rys. 110 cd.

Widoczne są zmiany mikrostruktury osnowy w całej objętości próbki (rys. 111). Umocnienie wydzieleniowe w stalach maraging związane jest z wydzieleniem faz międzymetalicznych, najczęściej Ni_3Ti , $\text{Ni}_3(\text{Ti Al})$ tzw. faza γ' [28-35, 57-59, 61-64, 70-77].

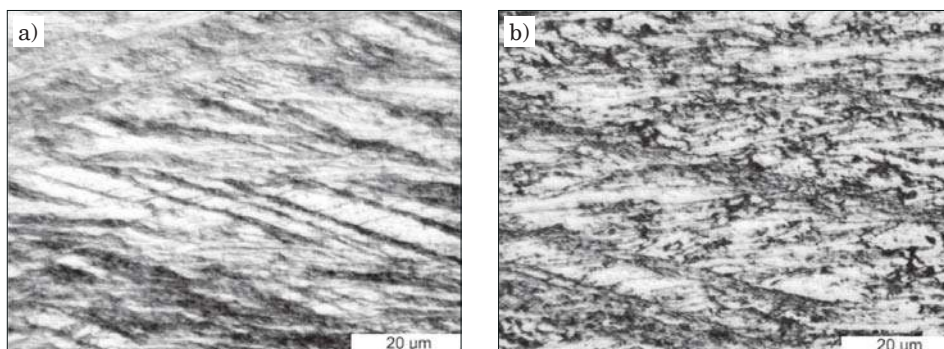


150 mm

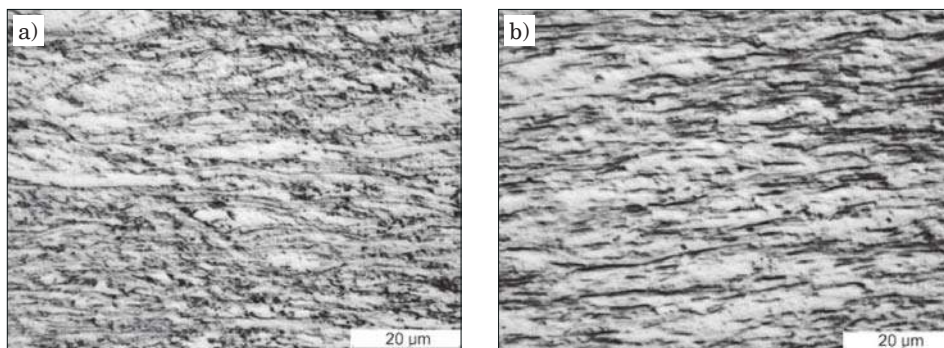
Rys. 111. Mikrostruktura osnowy stali maraging N18K12M4TS po krótkotrwałym starzeniu w temperaturze 500°C przez 60 sekund

Mikrostruktura stali maraging po ściskaniu na zimno

Wyniki badań mikrostruktury próbek ze stali N18K9M5Ts po eksperymentach ściskania w zakresie temperatur od 20°C do 400°C w miejscach pomiaru twardości zamieszczono na rys. 112 i 113.



Rys. 112. Mikrostruktura stali N18K9M5Ts w pobliżu środka próbki odkształconej za pomocą symulatora Gleeble. Temperatura odkształcenia 400°C, prędkość odkształcenia 10 s⁻¹ (a) i 1 s⁻¹ (b)

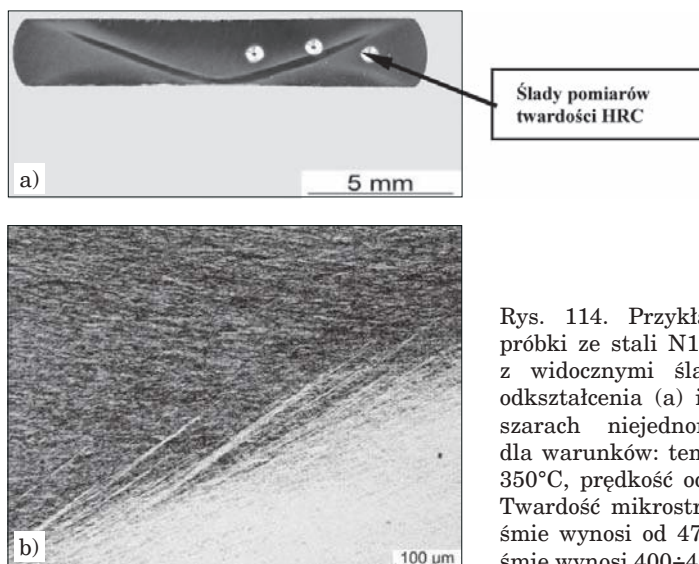


Rys. 113. Mikrostruktura stali N18K9M5Ts w pobliżu środka próbki odkształconej za pomocą symulatora Gleeble. Temperatura 200°C, prędkość odkształcenia 10 s⁻¹ (a) i temperatura 20°C, prędkość odkształcenia 1 s⁻¹ (b)

W badanych obszarach występowała mikrostruktura pasmowa o kierunku pasm równoległym do powierzchni styku kowadeł i próbki. Pasma stanowiły ziarna i podziarna martenzytu silnie wydłużone w kierunku płynięcia plastycznego. Stwierdzono niejednorodności odkształcenia w postaci pasm ścinania nachylonych pod kątem ok. 30÷40° do powierzchni styku kowadeł i próbki. Skłonność do powstawania niejednorodności odkształcenia w postaci pasm ścinania rośnie ze wzrostem szybkości odkształcenia i ze wzrostem

temperatury. W temperaturach odkształcenia 20 i 200°C dla obydwu prędkości odkształcenia nie stwierdzono obecności pasm ścinania, a w temperaturze 300°C pasma wystąpiły przy prędkości odkształcenia 10 s⁻¹. Występowanie wyraźnych pasm ścinania stwierdzono w próbkach odkształconych w temperaturze 400°C dla obydwu prędkości odkształcenia oraz w próbce odkształcanej w temperaturze 300°C z prędkością 10 s⁻¹. Otrzymane mikrostruktury wykazują cechy morfologiczne w zakresie wielkości elementów mikrostruktury zbliżone do mikrostruktury materiału po zgniataniu obrotowym [16].

W mikrostrukturze występuje niejednorodność związana z niejednorodnością odkształcenia zachodzącego podczas eksperymentu przeprowadzonego na urządzeniu Gleeble. Przykładowe wyniki badań niejednorodności odkształcenia ściskania zamieszczone na rys. 112 i 113 pokazano również na rys. 114.

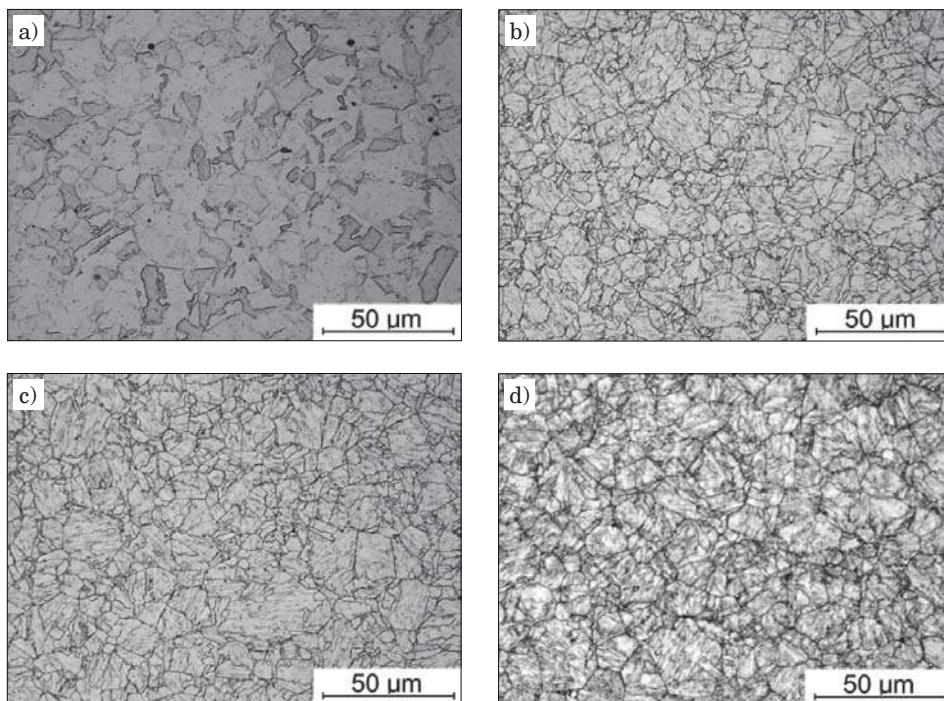


Rys. 114. Przykładowa makrostruktura próbki ze stali N18K9M5Ts odkształconej z widocznymi śladami niejednorodności odkształcenia (a) i mikrostruktura w obszarach niejednorodności odkształcenia dla warunków: temperatura odkształcenia 350°C, prędkość odkształcenia 200 s⁻¹ (b). Twardość mikrostruktury w ciemnym paśmie wynosi od 470÷493, a w jasnym paśmie wynosi 400÷409 HV10

Na rys. 114 pokazano niejednorodności odkształcenia w postaci pasm nachylonych pod kątem ok. 30÷40° do płaszczyzny ściskania [125, 126]. Przedstawione mikrostruktury charakteryzują próbki o różnym stopniu odkształcenia. Przedstawione przykładowe mikrostruktury z widocznymi śladami byłych ziarn austenitu (nieodkształconymi) występują w próbkach o wysokiej twardości. Z drugiej strony próbka o silnie wydłużonej w kierunku płynięcia plastycznego mikrostrukturze posiada stosunkowo niską twardość. Brak zależności twardości od stopnia odkształcenia mikrostruktury prawdopodobnie jest związane z procesem starzenia, który zachodzi podczas ściskania na zimno.

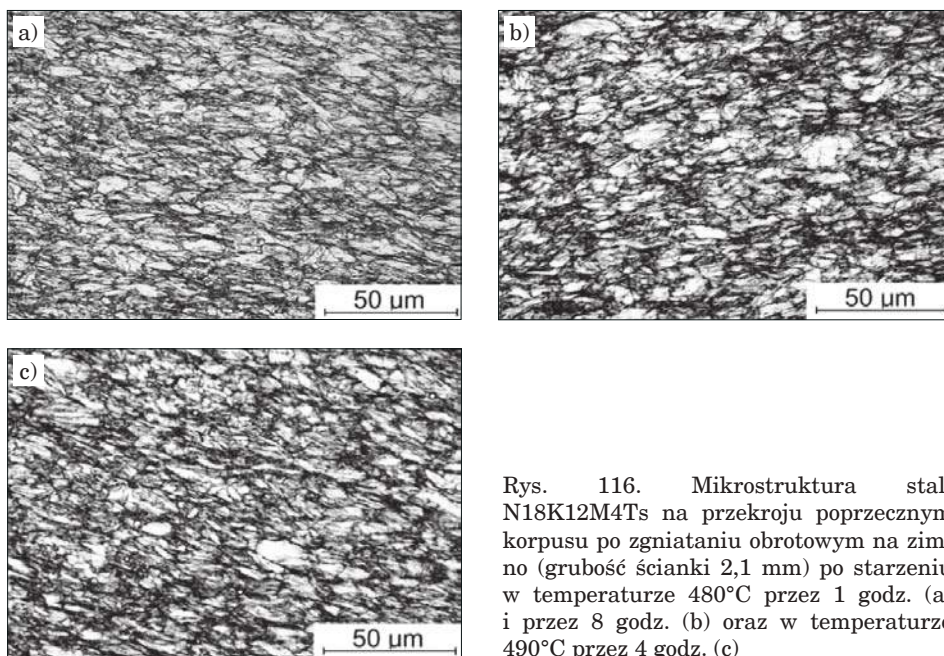
Mikrostruktura korpusów ze stali maraging przed i po zgniataniu obrotowym na zimno

Obrazy struktur stali N18K12M4Ts przed i po zgniataniu obrotowym na zimno dla różnych wariantów starzenia przedstawiono na rys. 115÷117. Strukturę korpusu przed zgniataniem obrotowym na zimno przedstawiono na rys. 115, a po zgniataniu do grubości 2,1 mm – na rys. 116 i do grubości 1,1 mm – na rys. 117.

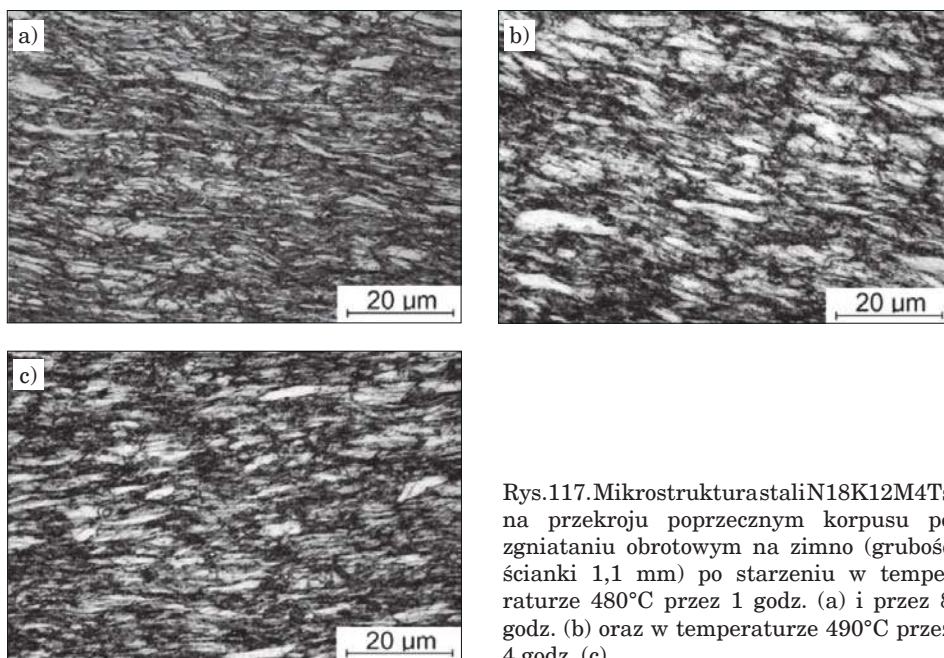


Rys. 115. Mikrostruktura stali N18K12M4Ts na przekroju poprzecznym korpusu przed zgniataniem obrotowym na zimno (grubość ścianki 3,8 mm) przed starzeniem (a), po starzeniu w temperaturze 480°C przez 1 godz. (b) i 8 godz. (c) oraz po starzeniu w temperaturze 490°C przez 4 godz. (d)

Struktura stali N18K12M4Ts przed zgniataniem obrotowym, czyli po wyciągnięciu ścianki i po przesycaeniu, starzona w temperaturze 480°C przez 1 i 8 godzin oraz w temperaturze 490°C przez 4 godziny jest podobna, pomimo że różni się twardością. Przed starzeniem twardość wynosiła 325HV10, a po starzeniu 575HV10 (480°C, 1 godz.), 650HV10 (480°C, 8 godz.) i 670HV10 (490°C, 4 godz.). Po odkształceniu do grubości ścianki 2,1 mm i 1,1 mm struktura stali N18K12M4Ts na grubości ścianki korpusu zmienia się w podobny



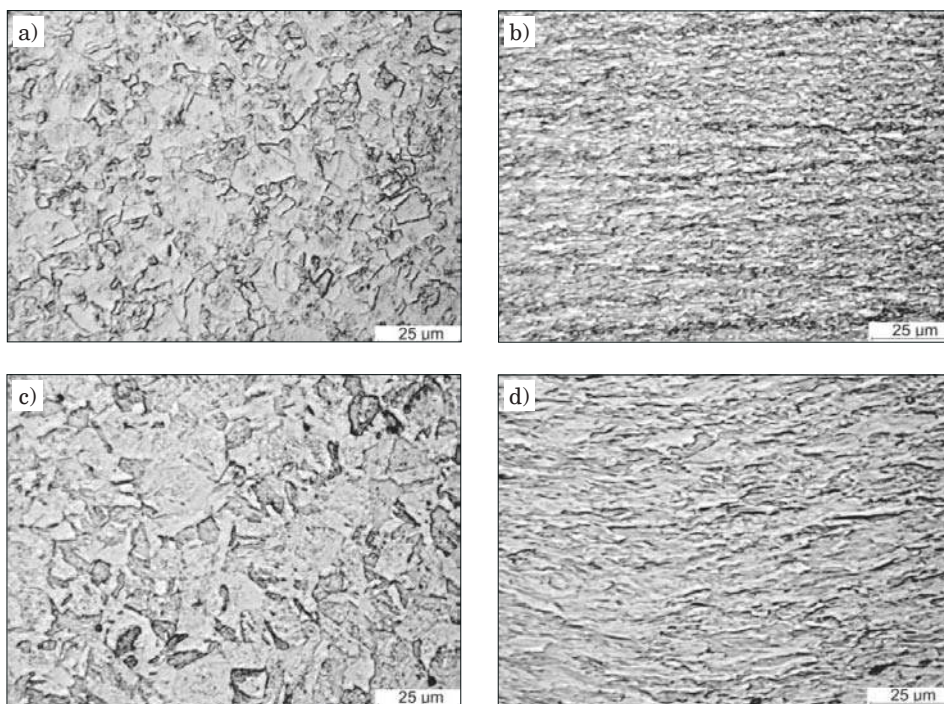
Rys. 116. Mikrostruktura stali N18K12M4Ts na przekroju poprzecznym korpusu po zgniataniu obrotowym na zimno (grubość ścianki 2,1 mm) po starzeniu w temperaturze 480°C przez 1 godz. (a) i przez 8 godz. (b) oraz w temperaturze 490°C przez 4 godz. (c)



Rys.117. Mikrostruktura stali N18K12M4Ts na przekroju poprzecznym korpusu po zgniataniu obrotowym na zimno (grubość ścianki 1,1 mm) po starzeniu w temperaturze 480°C przez 1 godz. (a) i przez 8 godz. (b) oraz w temperaturze 490°C przez 4 godz. (c)

sposób. W obszarze powierzchni zewnętrznej korpusu, w miejscu bezpośredniego kontaktu z rolkami zgniataarki, struktura jest najbardziej odkształcona i posiada najwyższą twardość. W obszarze środka grubości ścianki struktura jest odkształcona w sposób pośredni w stosunku do obszarów powierzchniowych (wewnętrznego i zewnętrznego), a w obszarze powierzchni wewnętrznej korpusu w miejscu styku z trzpieniem zgniataarki struktura jest najmniej odkształcona i posiada najmniejszą twardość. Bardziej widoczne jest to w przypadku mniejszego odkształcenia podczas zgniataania obrotowego na zimno (grubość ścianki 2,1 mm) niż przy większym odkształceniu (grubość ścianki 1,1 mm).

Mikrostrukturę stali N18K9M5Ts przed i po zgniataaniu obrotowym na zimno przedstawiono na rys. 118.



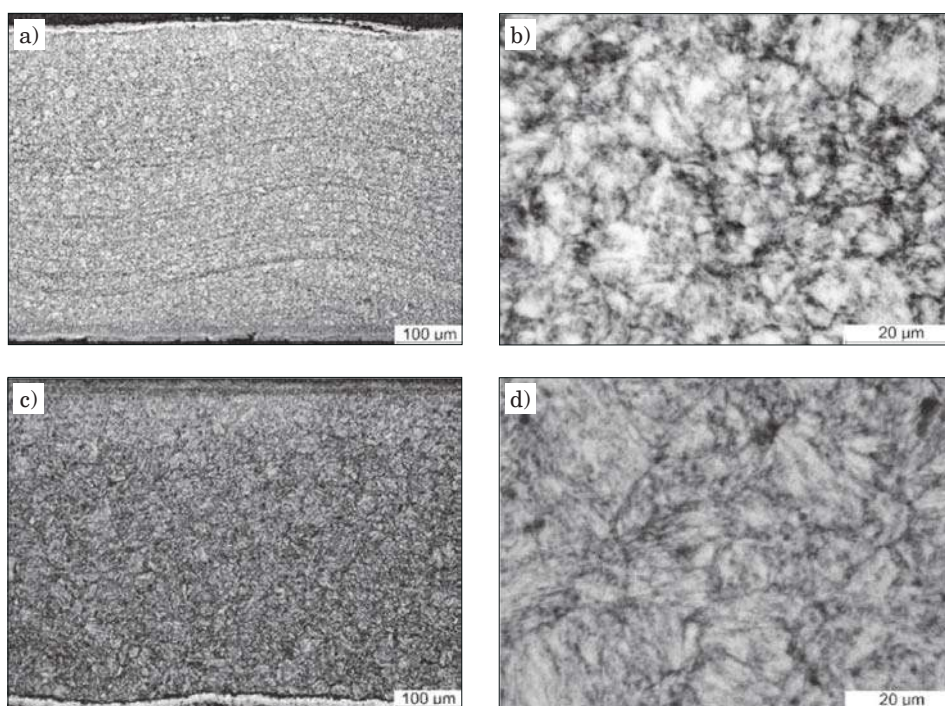
Rys. 118. Obraz struktury na przekroju poprzecznym ścianki tulei po przesycaniu i przed pierwszym zgniataaniem obrotowym (a – grubość ścianki $g = 3,83$ mm), po pierwszym zgniataaniu obrotowym na zimno (b – grubość ścianki $g = 1,17$ mm), po przesycaniu po pierwszym, a przed drugim zgniataaniem (c – grubość ścianki $g = 1,17$ mm) oraz po drugim zgniataaniu obrotowym na zimno (d – grubość ścianki $g = 0,52$ mm. Pow. 500×

Mikrostrukturę występującą w ściance tulei o grubości 3,8 mm po przesycaniu przed zgniataaniem obrotowym na zimno w temperaturze 830°C przez

0,5 godziny przedstawiono na rys. 118a, przesycając przy tych samych parametrach po pierwszym zgniataniu obrotowym na rys. 118c, a w korpusach po pierwszym zgniataniu obrotowym na zimno (redukcja ścianki z 3,8 do 1,17 mm) na rys. 118b. Strukturę po drugim zgniataniu obrotowym na zimno (redukcja ścianki z 1,17 do 0,52 mm) pokazano na rys. 118d. Po przesycaaniu (rys. 118a) mikrostruktura stali N18K9M5Ts jest bardziej jednorodna od struktury przesycaanej po I zgniataniu (rys. 118c). Przy większej redukcji grubości ścianki korpusu w czasie zgniatania (I zgniatanie rys. 118b) pasma w strukturze stali są węższe niż po II zgniataniu (rys. 118d).

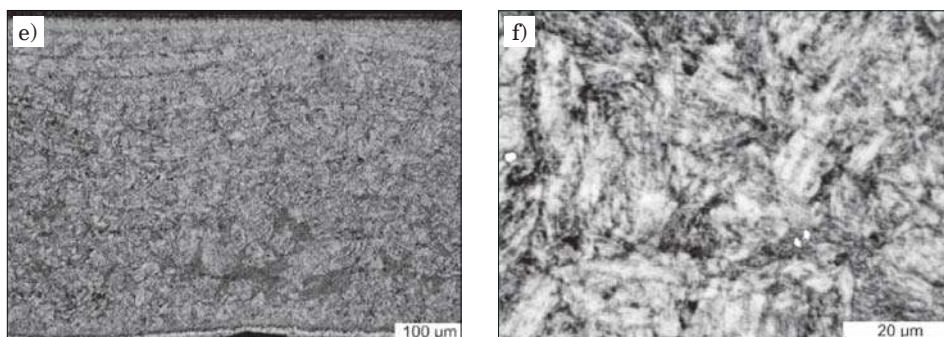
Wpływ obróbki cieplnej na mikrostrukturę korpusów ze stali N18K12M4Ts po zgniataniu obrotowym na zimno i po próbie ciśnieniowej

Mikrostruktury występujące w korpusach ze stali N18K12M4Ts po próbie ciśnieniowej prowadzonej przy ciśnieniu oleju 20,5 MPa przedstawiono na rys. 119.



Rys. 119. Obraz mikrostruktury stali N18K12M4Ts po zgniataniu na zimno i obróbce cieplnej: a) i b) po starzeniu 480°C/4godziny; c) i d) mikrostruktura po przesycaaniu 830°C/0,5 godziny i starzeniu 480°C/4godziny; e) i f) po dwukrotnym przesycaaniu w temperaturach 950°C i 820°C/ po 0,5 godziny i starzeniu 480°C/4godziny i po próbie ciśnieniowej 20,5 MPa.

a), c) i e) pow. 100×, b), d) i f) pow. 800×



Rys. 119. cd.

Korpusy przed próbą ciśnieniową były poddane obróbce cieplnej. Jeden z korpusów starzono przez 4 godziny w temperaturze 480°C (119a i b), drugi z korpusów przesycano w temperaturze 830°C przez 0,5 godziny i starzono w temperaturze 480°C przez 4 godziny (rys. 119c i d), a trzeci po dwukrotnym przesycaniu w temperaturach 950°C i 820°C po 0,5 godziny i starzeniu w temperaturze 480°C przez 4 godziny (rys. 119e oraz f).

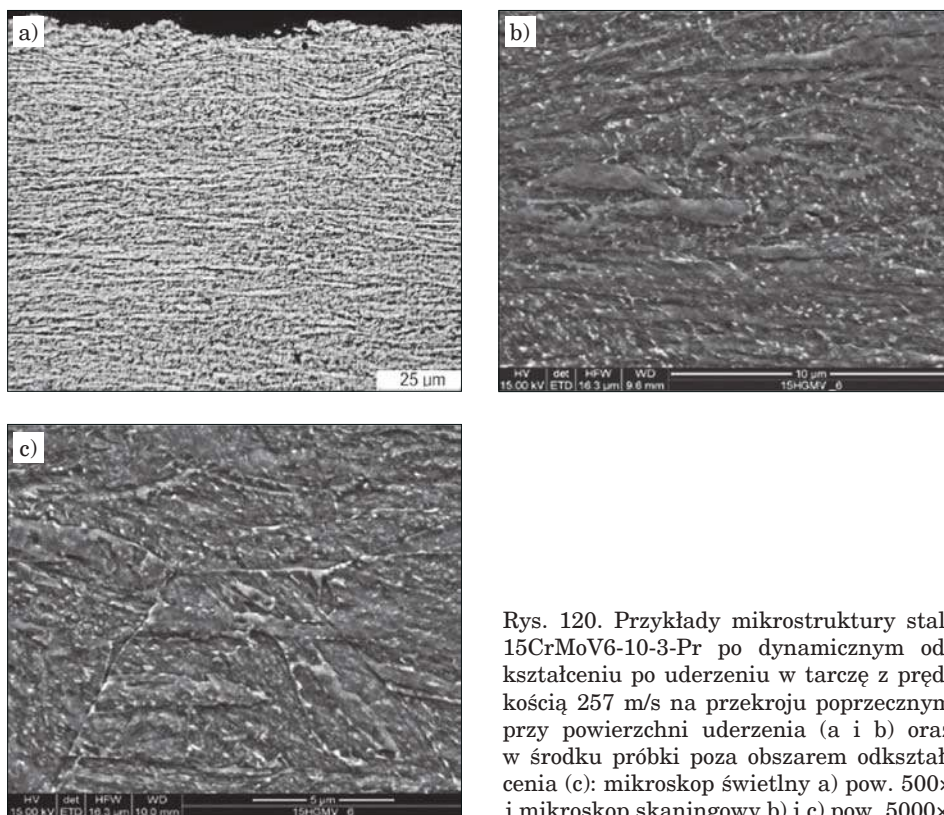
Struktura zgniatanych obrotowo korpusów po starzeniu jest pasmowa. Zastosowanie obróbki cieplnej przesycania i starzenia wpływa na zmniejszenie intensywności pasmowości.

5.7.3. Mikrostruktura korpusów po odkształceniu dynamicznym

Mikrostruktura stali 15CrMoV6-10-3 po odkształceniu dynamicznym

Mikrostrukturę stali 15CrMoV6-10-3-Pr po odkształceniu dynamicznym badano za pomocą mikroskopu świetlnego i skaningowego mikroskopu elektronowego. Przykłady mikrostruktury obserwowanej za pomocą mikroskopu świetlnego w próbce uderzającej w tarczę z prędkością 257 m/s na przekroju poprzecznym przy powierzchni uderzenia przedstawiono na rys. 120a. Na kolejnych obrazach przedstawiono mikrostrukturę ujawnioną w tej samej próbce za pomocą mikroskopu skaningowego. Mikrostrukturę tę ujawniono na przekroju poprzecznym przy powierzchni uderzenia (rys. 120b) i w środku próbki poza obszarem odkształcenia (rys. 120c).

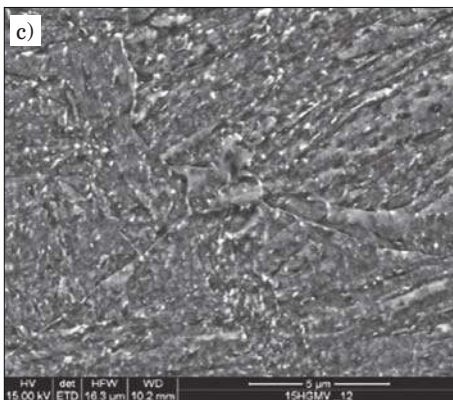
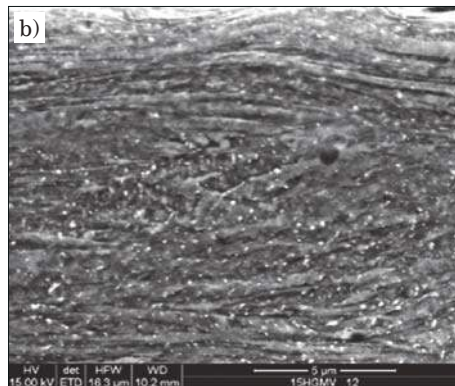
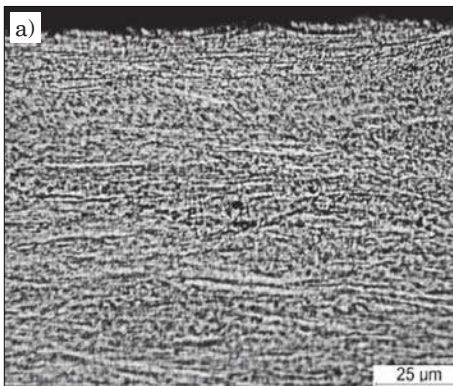
Mikrostrukturę stali 15CrMoV6-10-3-Pr po odkształceniu dynamicznym po uderzeniu w tarczę z prędkością 270 m/s obserwowaną za pomocą mikroskopu świetlnego przedstawiono na rys. 121a w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę oraz obserwowaną za pomocą mikroskopu skaningowego na rys. 121b w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę i na rys. 121c w obszarze poza wpływem odkształcenia dynamicznego.



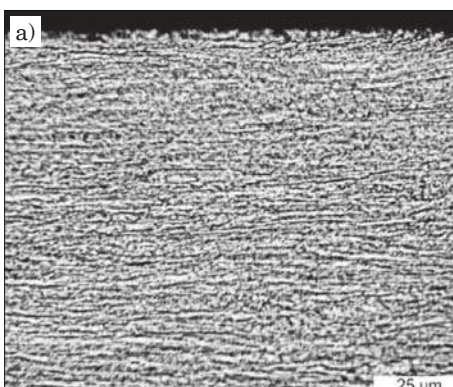
Rys. 120. Przykłady mikrostruktury stali 15CrMoV6-10-3-Pr po dynamicznym odkształceniu po uderzeniu w tarczę z prędkością 257 m/s na przekroju poprzecznym przy powierzchni uderzenia (a i b) oraz w środku próbki poza obszarem odkształcenia (c): mikroskop świetlny a) pow. 500× i mikroskop skaningowy b) i c) pow. 5000×

Mikrostrukturę stali 15CrMoV6-10-3-Pr po dynamicznym uderzeniu w tarczę z prędkością 294 m/s obserwowaną za pomocą mikroskopu świetlnego przedstawiono na rys. 122a w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę oraz obserwowaną za pomocą mikroskopu skaningowego na rys. 122b w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę i na rys. 122c w środku próbki poza wpływem odkształcenia dynamicznego.

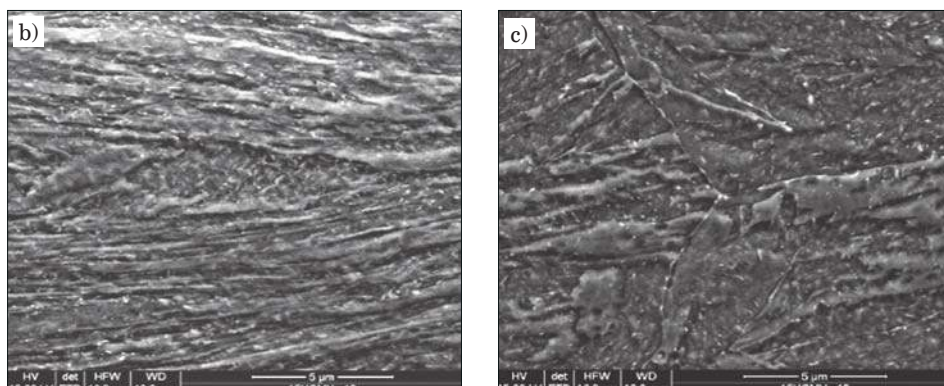
Dynamiczne odkształcenie próbki ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr uderzającej w tarczę z prędkością powyżej 250 m/s powoduje powstanie silnie odkształconych pasm równoległych do czoła próbki (miejsce uderzenia w tarczę). Gęstość pasm wzrasta wraz ze wzrostem prędkości uderzenia. W strukturze pasmowej pojawiają się zaburzenia wywołane powstaniem pasm ścinania układających się pod kątem 30° w stosunku do powierzchni czoła próbki (przykład na rys. 121b). Przy prędkości uderzenia powyżej 270 m/s w strukturze pojawiają się soczewki odkształcenia, a ich gęstość wzrasta wraz ze wzrostem prędkości uderzenia (przykłady na rys. 122b).



Rys. 121. Przykłady mikrostruktury stali 15CrMoV6-10-3-Pr po dynamicznym odkształceniu po uderzeniu w tarczę z prędkością 270 m/s na przekroju poprzecznym przy powierzchni uderzenia (a i b) oraz w środku próbki poza obszarem odkształcenia (c): mikroskop świetlny a) pow. 500× i mikroskop skaningowy b) i c) pow. 5000×



Rys. 122. Przykłady mikrostruktury stali 15CrMoV6-10-3-Pr po dynamicznym odkształceniu po uderzeniu w tarczę z prędkością 294 m/s na przekroju poprzecznym przy powierzchni uderzenia (a i b) oraz w środku próbki poza obszarem odkształcenia (c): mikroskop świetlny a) pow. 500× i mikroskop skaningowy b) i c) pow. 5000×



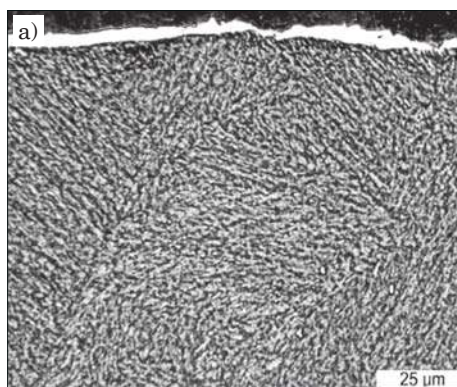
Rys. 122 cd.

Mikrostruktura stali N18K9M5Ts po odkształceniu dynamicznym

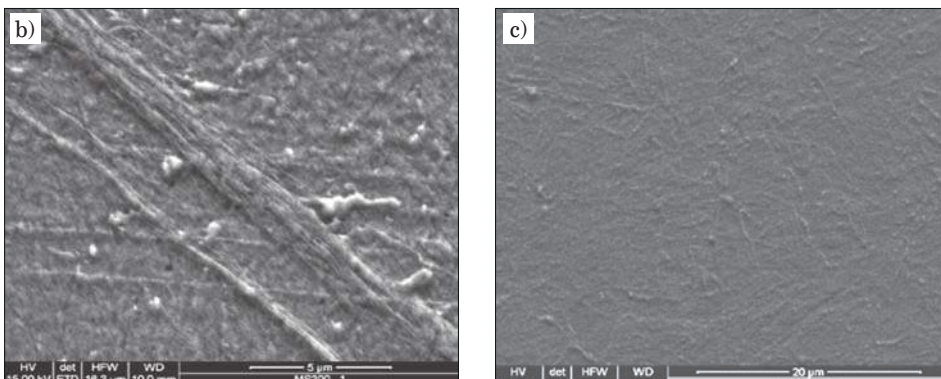
Mikrostrukturę stali N18K9M5Ts po dynamicznym uderzeniu w tarczę z prędkością 97 m/s obserwowaną za pomocą mikroskopu świetlnego przedstawiono na rys. 123a w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę oraz obserwowaną za pomocą mikroskopu skaningowego na rys. 123b w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę i na rys. 123c w środku próbki poza wpływem odkształcenia dynamicznego.

Mikrostrukturę stali N18K9M5Ts po dynamicznym uderzeniu w tarczę z prędkością 128 m/s obserwowaną za pomocą mikroskopu świetlnego przedstawiono na rys. 124a w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę oraz obserwowaną za pomocą mikroskopu skaningowego na rys. 124b i c w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę i na rys. 124d w środku próbki poza wpływem odkształcenia dynamicznego.

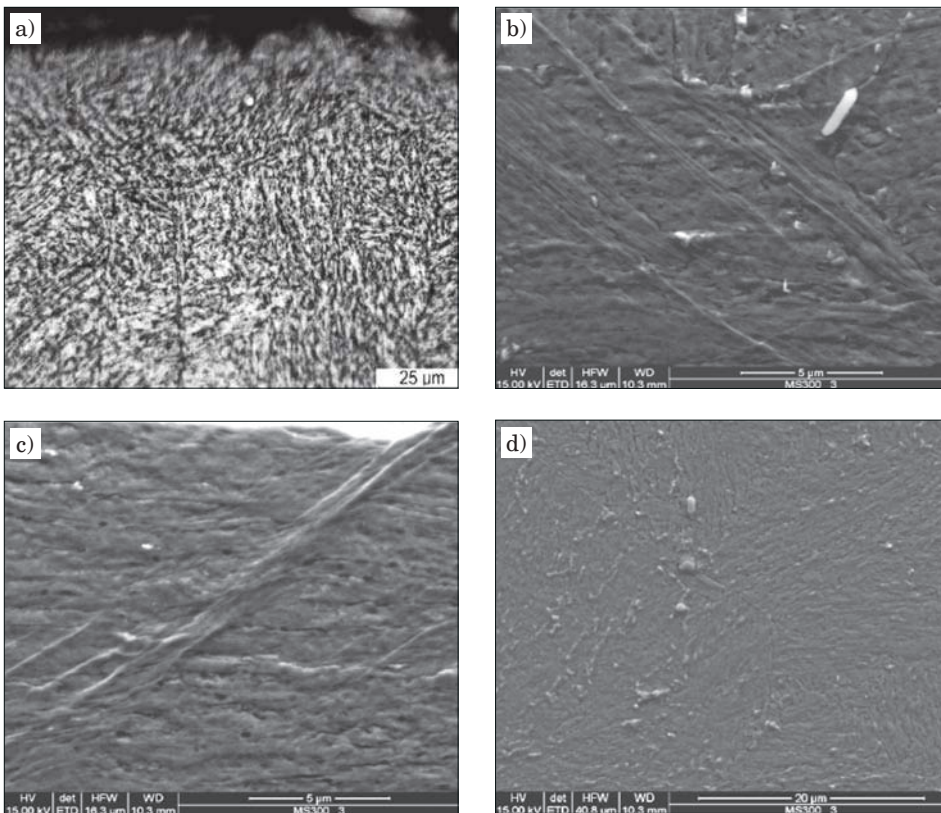
Dynamiczne odkształcenie próbki ze stali N18K9M5Ts uderzającej w tarczę z prędkością powyżej 97 m/s powoduje powstanie adiabatycznych pasm



Rys. 123. Przykłady mikrostruktury stali N18K9M5Ts po dynamicznym odkształceniu po uderzeniu w tarczę z prędkością 97m/s na przekroju poprzecznym przy powierzchni uderzenia (a i b) oraz w środku próbki poza obszarem odkształcenia (c): mikroskop świetlny a) pow. 500× i mikroskop skaningowy b) pow. 5000× i c) pow. 2000×



Rys. 123 cd.

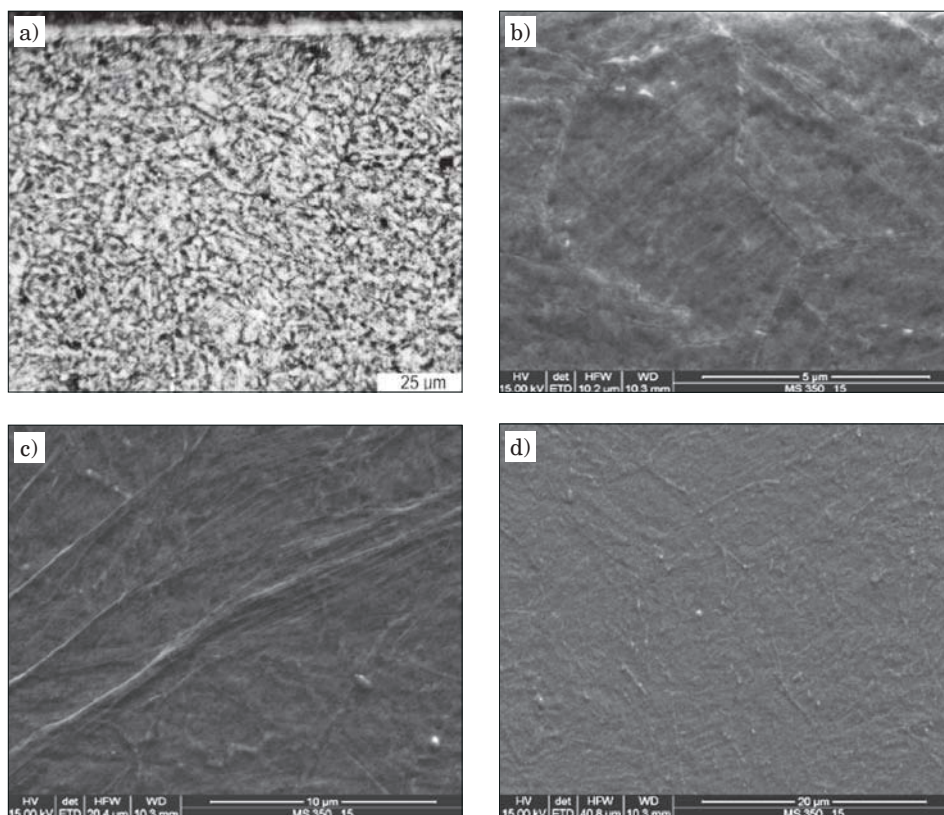


Rys. 124. Przykłady mikrostruktury stali N18K9M5Ts po dynamicznym odkształceniu po uderzeniu w tarczę z prędkością 128 m/s na przekroju poprzecznym przy powierzchni uderzenia (a, b i c) oraz w środku próbki poza obszarem odkształcenia (d): mikroskop świetlny a) pow. 500x i mikroskop skaningowy b) i c) pow. 5000x, d) pow. 2000x

ścinania przebiegających przez byłe granice ziarn austenitu. Zjawisko to jest bardziej widoczne dla wyższych prędkości uderzenia do 128 m/s (przykłady na rys. 123b i na rys. 124b i c). Byłe ziarna austenitu wskutek odkształcenia dynamicznego ulegają niewielkiej deformacji (zdecydowanie mniejszej niż ziarna stali 15CrMoV6-10-3).

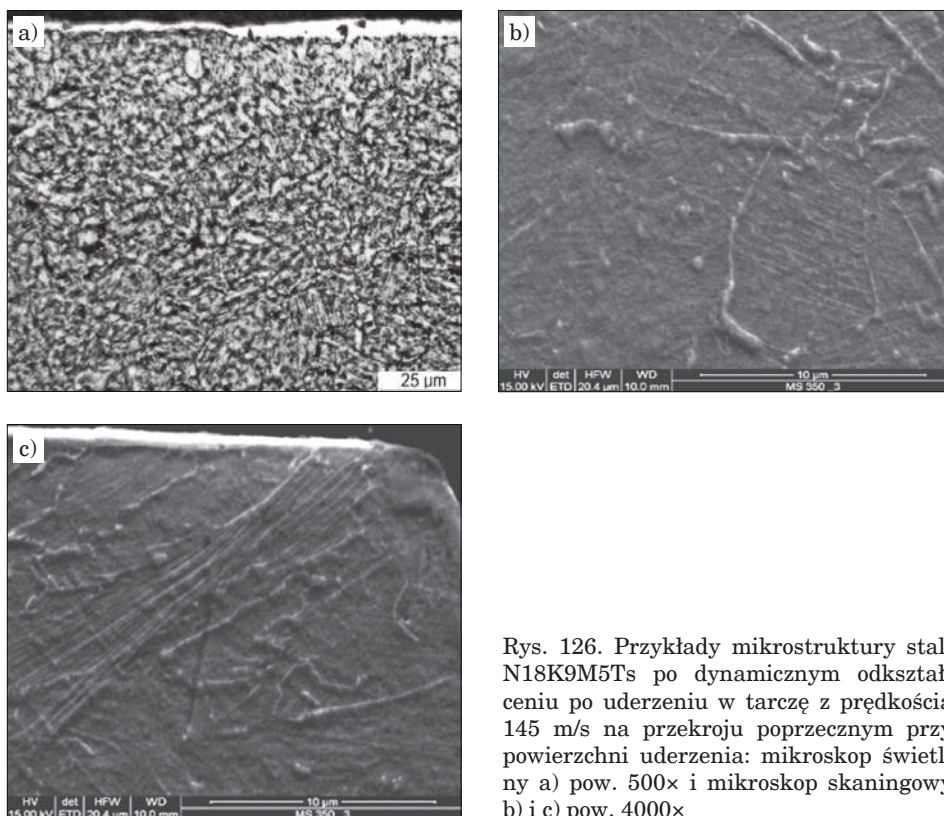
Mikrostruktura stali N18K12M4Ts po odkształceniu dynamicznym

Mikrostrukturę stali N18K12M4Ts po dynamicznym uderzeniu w tarczę z prędkością 127 m/s obserwowaną za pomocą mikroskopu świetlnego przedstawiono na rys. 125a w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę oraz obserwowaną za pomocą mikroskopu skaningowego na rys. 125b i c w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę i na rys. 125d w środku próbki poza wpływem odkształcenia dynamicznego.



Rys. 125. Przykłady mikrostruktury stali N18K12M4Ts po dynamicznym odkształceniu po uderzeniu w tarczę z prędkością 127 m/s na przekroju poprzecznym przy powierzchni uderzenia (a, b i c) oraz w środku próbki poza obszarem odkształcenia (d): mikroskop świetlny a) pow. 500× i mikroskop skaningowy b) pow. 5000×, c) pow. 4000×, d) pow. 2000×

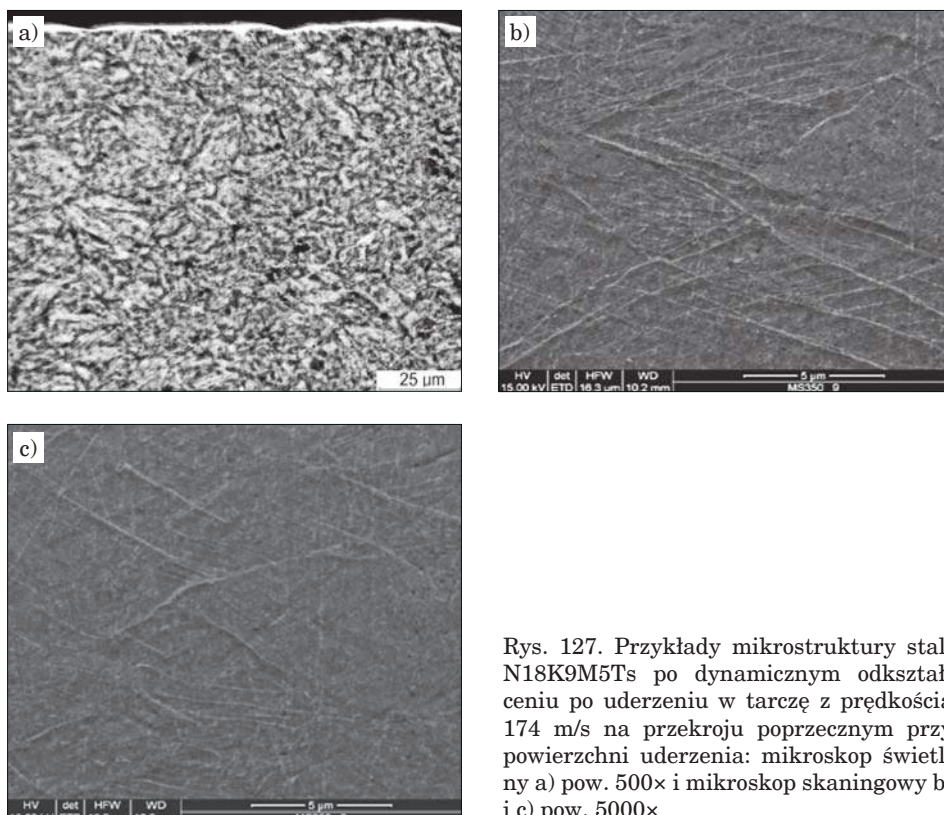
Mikrostrukturę stali N18K12M4Ts po dynamicznym uderzeniu w tarczę z prędkością 145 m/s obserwowaną za pomocą mikroskopu świetlnego przedstawiono na rys. 126a w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę oraz obserwowaną za pomocą mikroskopu skaningowego na rys. 126b i c w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę.



Rys. 126. Przykłady mikrostruktury stali N18K9M5Ts po dynamicznym odkształceniu po uderzeniu w tarczę z prędkością 145 m/s na przekroju poprzecznym przy powierzchni uderzenia: mikroskop świetlny a) pow. 500× i mikroskop skaningowy b) i c) pow. 4000×

Mikrostrukturę stali N18K12M4Ts po dynamicznym uderzeniu w tarczę z prędkością 174 m/s obserwowaną za pomocą mikroskopu świetlnego przedstawiono na rys. 127a oraz obserwowaną za pomocą mikroskopu skaningowego na rys. 127b i c w obszarze przy powierzchni uderzenia próbki w tarczę.

Dynamiczne odkształcenie próbki ze stali N18K12M4Ts wywołuje w strukturze podobne efekty jak w stali N18K9M5Ts. W strukturze pojawiają się adiabaticzne pasma ścinania przebiegające przez byłe granice ziarn austenitu (przykłady na rys. 125c, na rys. 126c i na rys. 127b oraz c). W strukturze



Rys. 127. Przykłady mikrostruktury stali N18K9M5Ts po dynamicznym odkształceniu po uderzeniu w tarczę z prędkością 174 m/s na przekroju poprzecznym przy powierzchni uderzenia: mikroskop świetlny a) pow. 500× i mikroskop skaningowy b) i c) pow. 5000×

stali N18K12M4Ts obserwowano również powstanie równoległych pasm odkształcenia występujących wewnątrz byłych granic ziarn austenitu (przykłady na rys. 125b, na rys. 126b i na rys. 127b).

6. PODSUMOWANIE

6.1. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ STALI STOSOWANYCH NA KORPUSY SILNIKÓW WYKONANYCH Z NISKOWĘGŁOWEJ STALI ŚREDNIOSTOPOWEJ Mn-Cr-Mo-V (15CrMoV6-10-3)

W celu wyznaczenia podatności do odkształcenia stali 15CrMoV6-10-3 w warunkach statycznych i dynamicznych przeprowadzono szereg eksperymentów dla określenia parametrów wpływających na dokładność ich wyznaczenia. Podczas analizy tych właściwości uwzględniono wpływ:

- procesu przetapiania elektrożuźlowego na rodzaj i ilość wtrąceń niemetalicznych i na strukturę stali;
- parametrów i sposobu obróbki cieplnej półwyrobów przygotowywanych do procesów wytłaczania na zimno, wyciągania ścianki tulei na zimno i zgniatania obrotowego na zimno;
- parametrów hartowania i odpuszczania na właściwości użytkowe korpusów po zgniataniu obrotowym na zimno.

Do badań dobrano stale o identycznym składzie chemicznym.

Bez względu na zastosowany sposób wytworzenia stali 15CrMoV6-10-3 uzyskano charakterystyki umocnienia na gorąco o zbliżonym przebiegu. Krzywe umocnienia na gorąco stali 15CrMoV6-10-3-VAD i stali 15CrMoV6-10-3-Pr zasadniczo nie różnią się kształtem. W przypadku porównywalnych temperatur odkształcenia na badane właściwości mają wpływ głównie wielkość i prędkość odkształcenia. Podczas odkształcenia stali 15CrMoV6-10-3-VAD metodą ściskania o wartości $\varphi_c = 0,6$ z szybkością 5 s^{-1} w temperaturze 1100°C powstają naprężenia ściskające $\sigma_p = 200 \text{ MPa}$, a podczas odkształcenia stali 15CrMoV6-10-3-Pr z szybkością 10 s^{-1} w temperaturze 1080°C powstają naprężenia ściskające $\sigma_p = 150 \text{ MPa}$.

Dla prawidłowego zaprojektowania technologii produkcji metodą zgniatania obrotowego i uzyskania wymaganych końcowych właściwości mechanicznych oraz użytkowych wyrobu finalnego o małej grubości ścianki istotne jest przede wszystkim niedopuszczenie do powstania nieodkształcalnych wtrąceń niemetalicznych o wielkości powyżej kilkunastu mikrometrów [24, 44, 81, 82, 127]. Obraz wtrąceń niemetalicznych występujących w stali 15CrMoV6-10-3 jest różny dla każdego ze sposobów wytwarzania stali opisanych w opracowaniu. Najmniejsze i najbardziej równomiernie rozłożone wtrącenia niemetaliczne występują w stali przetapianej elektrożuźlowo. W stali z wytopu VAD+EŻP wtrącenia są znacznie drobniejsze niż w stali przetapianej elektrożuźlowo po wytapianiu w otwartym piecu indukcyjnym (15CrMoV6-10-3-IK-EŻP). Skład chemiczny wtrąceń niemetalicznych występujących w stalach modyfikowanych wapniem, czyli w stali po obróbce VAD (15CrMoV6-10-3-VAD) i w stali

po obróbce VAD i EŻP (15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP) jest podobny. W obu stalach występują skoagulowane zmodyfikowane złożone wtrącenia tlenkowych glinianów wapnia i magnezu oraz siarczki typu (Ca, Mn)S. Siarczki, w których udział wapnia w stosunku do manganu jest większy są bardziej skoagulowane niż siarczki, w których zawartości manganu jest większa od wapnia. Natomiast w stalach niemodyfikowanych wapniem (15CrMoV6-10-3-IK-EŻP i 15CrMoV6-10-3-Pr) powstają typowe wtrącenia tlenków glinu i siarczków manganu. W stali z wytopu próżniowego, mimo odkształcenia na gorąco ze stopniem przerobu powyżej 5, wtrącenia nie są wydłużone i przypominają stan po odlaniu.

W badanym materiale stwierdzono występowanie wtrąceń o maksymalnej wielkości kilku mikrometrów w postaci tlenków i złożonych wtrąceń ułożonych łańcuszkowo, które spełniają kryteria stawiane półwyrobom przeznaczonym do zgniatania obrotowego na zimno.

Sposób wytworzenia materiału ze stali 15CrMoV6-10-3 ma wpływ na wielkość występujących w niej ziarn austenitu. W stali 15CrMoV6-10-3-VAD o znacznie większym stopniu przerobu struktury (z wlewka kwadratowego o boku 860 mm odwalcowano blachę o grubości 7 mm) uzyskano mniejszą średnią średnicę ziarna byłego austenitu niż w stali 15CrMoV6-10-3-Pr (z wlewka kwadratowego o boku 100 mm odkuto pręt o średnicy 20 mm) po nagrzeniu do temperatur 900, 950, 1050 i 1150°C. Wartości średniej średnicy byłego ziarna austenitu w poszczególnych temperaturach wynosiły ok: w 900°C – 17 i 20 μm, 950°C – 18 i 30 μm, 1050°C – 63 i 95 μm, 1150°C – 125 i 160 μm.

Wprowadzone do metodyki badań dylatometrycznych standardy ASTM International nr A1033-04 [50] spowodowały, że uzyskano różne wyniki wartości temperatury przemiany austenitycznej A_{c3} zachodzącej podczas nagrzewania z szybkością 2,5°C/min. W stali 15CrMoV6-10-3-VAD przed wprowadzeniem [50] uzyskano $A_{c3} = 880^{\circ}\text{C}$, a w stali 15CrMoV6-10-3-Pr uzyskano $A_{c3} = 924^{\circ}\text{C}$. Stąd w przypadku stali 15CrMoV6-10-3-VAD zastosowano dla wyznaczenia wykresu przemian fazowych temperaturę austenitizacji 920°C, a w przypadku stali 15CrMoV6-10-3-Pr zastosowano temperaturę austenitizacji 960°C. Z późniejszych badań prowadzonych w celu wyznaczenia krzywych odpuszczania wynika, że po hartowaniu stali z temperatury austenitizacji 960°C uzyskuje się lepszy zespół właściwości mechanicznych niż w przypadku hartowania z temperatury austenitizacji 920°C. Po hartowaniu z temperatury austenitizacji 960°C i odpuszczaniu w temperaturze 660°C i 700°C dla stali 15CrMoV6-10-3-VAD i 15CrMoV6-10-3-Pr uzyskano twardości – 39 HRC w temperaturze 660°C i 32 HRC w temperaturze 700°C. Dla zastosowanej obróbki ulepszania cieplnego po odpuszczaniu w temperaturze 680°C półwyrobów ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD wzrost temperatury hartowania z 910°C do 950°C powoduje uzyskanie wyższych właściwości wytrzymałościowych: R_m rośnie od 995 do 1087 MPa, a $R_{0,2}$ rośnie od 853 do 953 MPa. Z przebiegów wykresów odpuszczania wynika, że temperatura odpuszczania

660°C jest temperaturą graniczną. Po odpuszczaniu w tej temperaturze obserwuje się zróżnicowany rozrzut wyników właściwości mechanicznych.

Temperatura austenitowania przed hartowaniem stosowana podczas ulepszania cieplnego wyprasek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP po kuciu na gorąco i przed wyciąganiem ścianki w zakresie od 950°C do 980°C lub wyprasek po zabiegu wyciągania ścianki na zimno w zakresie od 910°C do 980°C ma znacznie mniejszy wpływ na wartości właściwości mechanicznych niż temperatura odpuszczania. Ze spadkiem temperatury odpuszczania rosną wartości właściwości wytrzymałościowych (R_m , $R_{0,2}$), a spadają właściwości plastyczne.

W warunkach przemysłowych obróbka cieplna jest prowadzona najczęściej z tolerancją temperatury $\pm 5^\circ\text{C}$, a to w przypadku temperatury odpuszczania w 660°C jest bardzo istotne ze względu na rozrzut uzyskanych właściwości. Dlatego w warunkach przemysłowych zalecana temperatura odpuszczania powinna być wyższa od temperatury 660°C, aby uzyskiwać po obróbce cieplnej powtarzalne wartości właściwości mechanicznych.

Na właściwości mechaniczne mają również wpływ warunki, w jakich jest prowadzony proces zgniatania obrotowego na zimno. Półwyroby przeznaczone do zgniatania obrotowego na zimno przygotowano w takich samych warunkach. Hartowane z temperatury 970°C i odpuszczane w temperaturze 680°C – posiadały następujące właściwości: $R_m = 1001$ MPa, $R_{0,2} = 856$ MPa i $A_5 = 15,0\%$ ($A_{10} = 10,0\%$). Po zgniataniu obrotowym na zimno z zastosowaniem odkształcenia w zakresie $1,22 \div 1,34$ na stanowisku prototypowym uzyskano następujące właściwości: $R_m = 1247$ MPa, $R_{0,2} = 1143$ MPa i $A_5 = 8,0\%$. Po zgniataniu obrotowym na zimno z zastosowaniem odkształcenia 1,40 w warunkach przemysłowych uzyskano: $R_m = 1469$ MPa, $R_{0,2} = 1367$ MPa i $A_5 = 6,0\%$. Na wzrost właściwości wytrzymałościowych miała wpływ nie tylko wartość gniotu zastosowanego w procesie zgniatania, ale również większa sztywność zgniatarki przemysłowej.

Na poziom właściwości mechanicznych ma wpływ również zastosowany schemat przeróbki plastycznej stali przed zabiegiem obróbki cieplnej, czyli stopień przerobu stali i parametry odpuszczania. Przykładowe porównanie właściwości mechanicznych wyprasek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD w stanie po kuciu na gorąco, wyprasek ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD w stanie po wyciąganiu ścianki na zimno i próbek wyciętych z pręta ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr o średnicy 20 mm w stanie po hartowaniu z temperatury 980°C i odpuszczaniu w temperaturze 660°C przedstawiono poniżej:

	wypraski po kuciu	wypraski po wyciąganiu ścianki	pręty $\phi = 20$ mm
R_m [MPa]	1160	1160	1088
$R_{0,2}$ [MPa]	1113	1006	1035
A_5 [%]	18,7	6,8	17,0

Parametry obróbki cieplnej oraz sposób przetworzenia stali 15CrMoV6-10-3 wpływają również na przebieg krzywych umocnienia. Po zmiękczeniu materiał wypraski charakteryzujący się właściwościami: $R_m = 800$ MPa, $R_{0,2} = 440$ MPa i $A_{10} = 18,0\%$ w wyniku odkształcenia w zakresie do $\varphi_i = 0,6$ umacnia się osiągając następujące właściwości: $R_m = 1060$ MPa, $R_{0,2} = 1010$ MPa i $A_{10} = 4,3\%$. Ze wzrostem umocnienia wzrasta wartość stosunku umownej granicy plastyczności do wytrzymałości ($R_{0,2}/R_m$), która w podanym zakresie odkształceń wynosi od 0,55 do 0,87. Przedstawione wyniki badań obrazują wpływ stopnia przerobu plastycznego na iloraz $R_{0,2}/R_m$. Próbkę ze stali 15CrMoV6-10-3-VAD przygotowano do wyznaczania charakterystyk umocnienia na zimno podczas wyciągania ścianki wypraski lub wytłoczki według dwóch schematów:

1. wlewek odlany w sposób klasyczny po zastosowaniu podczas wytapiania pozapiecowej obróbki próżniowej (VAD) ► walcowanie na gorąco na blachy o grubości 7 mm ► wycinanie krążka z blachy ► wytłaczanie wytłoczki na zimno ► obróbka cieplna zmiękczająca,
2. wlewek odlany w sposób klasyczny po zastosowaniu podczas wytapiania pozapiecowej obróbki próżniowej (VAD) ► walcowanie na gorąco kęsa ► kucie na gorąco wyprasek ► przygotowanie wypraski metodą obróbki skrawania do wyciągania ścianki ► obróbka cieplna zmiękczająca.

Stosunek $R_{0,2}/R_m$ wynosił dla materiału przygotowanego według schematu 1 **0,82**, a według schematu 2 **0,47**. W wyniku odkształcenia podczas wyciągania ścianki na zimno w zakresie do $\varphi_i = 0,3$ stosunek $R_{0,2}/R_m$ wzrósł od 0,82 do 0,85 dla materiału przygotowanego według schematu 1 i od 0,47 do 0,85 dla materiału przygotowanego według schematu 2. Po odkształceniu powyżej $\varphi_i = 0,3$ przebieg krzywych umocnienia obu badanych materiałów jest zbliżony, a ze wzrostem odkształcenia do $\varphi_i = 0,7$ iloraz $R_{0,2}/R_m$ osiąga wartość 0,90. W zakresie małych wartości odkształceń (do $\varphi_i = 0,3$) stal odkształcana przed badaniem według drugiego schematu musi „dogonić” poziom umocnienia stali odkształcanej według pierwszego schematu.

Zgniatanie obrotowe na zimno stali niskowęglowej Cr-Mn-Mo-V stosuje się w celu uzyskania w wyrobie gotowym struktury superdrobnoziarnistej o wyższy poziomie właściwości mechanicznych po zgniataniu niż jest możliwe do uzyskania tylko po hartowaniu i odpuszczaniu. Proces obróbki ulepszania cieplnego przed zgniataniem jest prowadzony w sposób pozwalający uzyskać wysokie właściwości wytrzymałościowe i jednocześnie odpowiedni poziom plastyczności. Właściwości plastyczne powinny umożliwić odkształcenie tulei w procesie zgniatania obrotowego na zimno, a ich spadek wywołany zgniotem nie był na tyle duży, aby zapewnić wymagane właściwości eksploatacyjne korpusu. Uzyskanie struktury drobnoziarnistej pozwala na podwyższenie właściwości wytrzymałościowych wyrobu gotowego przy bezpiecznym poziomie wydłużenia A_5 powyżej 8% [45].

Ze względów ekonomicznych [9, 10, 46] i dla zapewnienia wymaganych właściwości technologicznych, a w konsekwencji również właściwości eksploatacyjnych korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3, najlepszym sposobem przygotowania półwyrobu przeznaczonego do zgniatania obrotowego na zimno jest wykonanie korpusu z pręta według następującego schematu: wlewek klasyczny przetopiony elektrożuźlowo ► walcowanie na gorąco kęsa lub kucie pręta ► kucie na gorąco na prasie wyprasek ► przygotowanie wsadu metodą obróbki skrawania do wyciągania ścianki wypraski lub bezpośrednio do zgniatania obrotowego na zimno ► obróbka cieplna. Wybór określonego schematu technologicznego wykonania korpusu ze stali 15CrMoV6-10-3-EŻP jest uzależniony od średnicy i grubości ścianki korpusu. Do wykonania korpusów o większych średnicach (z przedstawionych w opracowaniu rodzajów korpusów dotyczy to korpusów o średnicy 230 mm) do zgniatania obrotowego na zimno potrzebny jest półwyrób w postaci wypraski o stosunkowo dużej średnicy i odpowiednio dużej wysokości. Wykonanie takiej wypraski wymaga zastosowania prasy o dużej sile nacisku i o skoku ponad dwukrotnie większym niż wysokość wypraski. W takim przypadku prostszym i tańszym sposobem przygotowania półwyrobu do zgniatania obrotowego na zimno jest wykonanie go z rury grubościennej.

Mikrostruktura stali 15CrMoV6-10-3 przed zgniataniem obrotowym na zimno po ulepszeniu cieplnym składa się z mieszaniny przeważającej ilości bainitu i mniejszej ilości martenzytu – rys. 82÷85. Po zgniataniu obrotowym struktura stali jest pasmowa. Intensywność pasmowości struktury wzrasta ze wzrostem wielkości odkształcenia zastosowanego podczas zgniatania obrotowego.

Mikrostruktura materiału korpusu ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr w całej objętości nie jest jednorodna. Po redukcji grubości ścianki podczas pierwszego zgniatania obrotowego na zimno w zakresie redukcji grubości ścianki od 3,6÷3,7 do 1,1÷1,2 mm stal ulega silnej deformacji. W strukturze powstają pasma o szerokości od 3 μm do 5 μm . W środku grubości ścianki korpusu pasma są grubsze w stosunku do obszarów zewnętrznych od strony rolek i od strony trzpienia zgniatarki – rys. 108, 109.

W korpusach o średnicy 230 mm i grubości ścianki 2,1 mm ze stali 15CrMoV6-10-3- $\text{IK}+\text{E}\dot{\text{Z}}\text{P}$ największy stopień odkształcenia mikrostruktury występuje od strony działania rolek zgniatarki do ok. 500 μm w głąb ścianki. W środkowej strefie ścianki na głębokości od ok. 500 μm do 1950 μm występuje najmniej odkształcona mikrostruktura. Od strony wewnętrznej ścianki korpusu (od strony trzpienia) występuje ok. 150 μm warstwa o mikrostrukturze pośrednio odkształconej w stosunku do pozostałych.

Pod wpływem zgniatania obrotowego na zimno w korpusach ze stali 15CrMoV6-10-3- $\text{IK}+\text{E}\dot{\text{Z}}\text{P}$ wykonanych z rur grubościennych składniki mikrostruktury (poza wydzieleniami) uległy silnemu wydłużeniu, co spowodowało powstanie cienkich listew odpuszczonego ferrytu bainitycznego – rys. 86,

105÷107. Wydłużenie i pocienienie listew ferrytu bainitycznego zwiększa się wraz ze wzrostem stopnia odkształcenia. Końcowa mikrostruktura obszaru o grubości 2,1 mm składa się z listew ferrytu bainitycznego (rys. 93) o szerokości ok. 0,5 μm oraz frakcji wydzielen węglików i/lub węglikoazotków o wielkości poniżej ok. 1 μm [46].

W wyniku odkształcenia korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr metodą zgniatania obrotowego na zimno przy zastosowaniu wielkości odkształcenia całkowitego $\varphi_c = 1,13\div 1,18$ uzyskuje się strukturę pasmową o grubości pasm bainitu od 3 μm do 5 μm . Po odkształceniu korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3-**IK+EŻP** przy zastosowaniu wielkości odkształcenia całkowitego $\varphi_c = 1,56$ uzyskuje się strukturę pasmową o grubości pasm bainitu 0,5 μm .

Ulepszenie cieplne korpusu ze stali 15CrMoV6-10-3-Pr (grubość ścianki 1,1÷1,2 mm) po pierwszym zgniataniu obrotowym na zimno spowodowało powstanie niejednorodnej mikrostruktury odpuszczonego bainitu, a po drugim zgniataniu w ściance korpusu (redukcja ścianki do 0,54÷0,58 mm) powstała niejednorodna struktura pasmowa o większej szerokości pasm niż uzyskano po pierwszym zgniataniu.

Po pierwszym zgniataniu obrotowym na zimno, podczas którego uzyskiwano odkształcenia rzeczywiste w zakresie od 1,10 do 1,20 (redukcja ścianki od 3,7 do 1,2), właściwości wytrzymałościowe wzrastały do **$R_m = 1556 \text{ MPa}$** ; **$R_{0,2} = 1414 \text{ MPa}$** , a plastyczne spadały do **$A_5 = 6,7\%$** . Powtórne ulepszenie cieplne (H: 970°C; O: 400°C) korpusu przed drugim zgniataniem wywoływało obniżenie właściwości wytrzymałościowych do **$R_m = 1253 \text{ MPa}$** ; **$R_{0,2} = 978 \text{ MPa}$** oraz spadek wydłużenia **A_5 do 5,9%**. Wydłużenie obniżyło się w wyniku zastosowania niskiej temperatury odpuszczania (O: 400°C). Po drugim zgniataniu na zimno, podczas którego odkształcenia rzeczywiste były w zakresie od 0,68 do 0,88 (redukcja ścianki od 1,2 do 0,55 mm), uzyskano następujące właściwości mechaniczne: **$R_m = 1572 \text{ MPa}$** ; **$R_{0,2} = 1498 \text{ MPa}$** ; **$A_5 = 1,3\%$** .

Mikrostruktura niskowęglowej stali Cr-Mn-Mo-V wytapianej z zastosowaniem pozapiecowej obróbki próżniowej i następnie przetapianej elektrożużło (stal 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP) wydaje się być bardziej jednorodna i bardziej drobnoziarnista niż mikrostruktura stali wytapianej z zastosowaniem tylko pozapiecowej obróbki próżniowej (stal 15CrMoV6-10-3-VAD), zarówno po ulepszeniu cieplnym jak i po zgniataniu obrotowym na zimno. Ponadto, w stali 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP występuje znacznie mniejsza pasmowość wywołana niższym stopniem segregacji pierwiastków (głównie C i Mn). Po zgniataniu obrotowym na zimno w stalach 15CrMoV6-10-3-VAD i 15CrMoV6-10-3-VAD+EŻP uzyskano silnie rozdrobnioną mikrostrukturę, składającą się z cienkich listew bainitu odpuszczonego. W strukturze występują pasma odkształcenia ułożone przestrzennie w różnych kierunkach oraz węgliki chromu i molibdenu typu M_6C (częściej spotykane w stali 15CrMoV6-10-3-VAD) i węgliki wanadu typu MC – rys. 95, 96 i 102, 103.

6.2. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ KORPUSÓW WYKONANYCH ZE STALI MARAGING (N18K9M5Ts i N18K12M4Ts)

Na podstawie badań strukturalnych stali N18K9M5Ts i N18K12M4Ts stwierdzono, że w temperaturze 820°C czas wygrzewania 10 minut jest niewystarczający dla całkowitego zajścia przemiany $\alpha' \rightarrow \gamma$. Średni udział powierzchniowy frakcji, która uległa przemianie fazowej wynosi około 57% [25].

Wyjściową strukturą korpusów ze stali N18K9M5Ts i N18K12M4Ts (grubość ścianki ok. 3,8 mm) po przesycaaniu, a przed zginiataniem obrotowym na zimno był bezwęglowy martenzyt o następujących właściwościach: $R_m = 1025 \text{ MPa}$; $R_{0,2} = 814 \text{ MPa}$; $A_5 = 15,0\%$ (stal N18K9M5Ts) i $R_m = 1121 \text{ MPa}$; $R_{0,2} = 824 \text{ MPa}$; $A_5 = 12,0\%$ (stal N18K12M4Ts). Po pierwszym zginiataniu (grubość ścianki ok. 1,17 mm) w ściance korpusu uzyskano materiał o nierównomiernie odkształconej strukturze pasmowej i o następujących właściwościach: $R_m = 1103 \text{ MPa}$; $R_{0,2} = 908 \text{ MPa}$; $A_5 = 10,0\%$ (stal N18K9M5Ts) oraz $R_m = 1171 \text{ MPa}$; $R_{0,2} = 978 \text{ MPa}$; $A_5 = 9,0\%$ (stal N18K12M4Ts). Po pierwszym zginiataniu w wyniku przesycaania w części odkształconej korpusu ze stali N18K9M5Ts uzyskano: $R_m = 1101 \text{ MPa}$; $R_{0,2} = 895 \text{ MPa}$; $A_{80} = 4,8\%$. Struktura stali N18K9M5Ts i N18K12M4Ts po pierwszym zginiataniu i po przesycaaniu składała się z bezwęglowego martenzytu stopowego. Jest to struktura wyjściowa do drugiego zginiatania na grubość ścianki ok. 0,5 mm. W wyniku drugiego zginiatania struktura martenzytu ponownie uległa odkształceniu i wskutek tego powstała nieregularna pasmowość o szerokości pasm większych niż w przypadku struktury ścianki po pierwszym zginiataniu.

Po przesycaaniu i starzeniu właściwości wytrzymałościowe ścianki korpusu ze stali N18K9M5Ts po pierwszym i po drugim zginiataniu znacznie wzrastają i są następujące:

- po pierwszym zginiataniu obrotowym na zimno ze ścianki o grubości ok. 3,8 mm do ok. 1,2 mm: $R_m = 2047 \text{ MPa}$; $R_{0,2} = 1945 \text{ MPa}$; $A_{gt} = 1,6\%$,
- po drugim zginiataniu obrotowym na zimno ze ścianki o grubości ok. 1,2 mm do ok. 0,5 mm: $R_m = 2021 \text{ MPa}$; $R_{0,2} = 1963 \text{ MPa}$; $A_{gt} = 0,99\%$.

Po zginiataniu korpusów ze stali N18K12M4Ts do grubości ścianki 0,5 mm w stanie przed i po obróbce cieplnej uzyskano następujące właściwości:

- po drugim zginiataniu obrotowym na zimno ze ścianki o grubości ok. 1,2 mm do ok. 0,5 mm: $R_m = 1171 \text{ MPa}$; $R_{0,2} = 978 \text{ MPa}$; $A_5 = 9,0\%$; $A_{gt} = 1,94\%$,
- po drugim zginiataniu obrotowym na zimno i po obróbce cieplnej: $R_m = 2104 \text{ MPa}$; $A_5 = 4,2\%$,
- po drugim zginiataniu obrotowym na zimno i po obróbce cieplnej dla próbki wyciętej z korpusu: $R_m = 2341 \text{ MPa}$; $R_{0,2} = 2235 \text{ MPa}$; $A_5 = 5,8\%$; $A_{gt} = 1,84\%$.

W wyniku starzenia po zginiataniu obrotowym na zimno korpusów silników raketowych ze stali maraging powstaje duża pasmowość mikrostruktury, która wpływa na anizotropię właściwości mechanicznych. Przesycanie i starzenie po zginiataniu obrotowym na zimno korpusów silników raketowych ze stali maraging powoduje wzrost jednorodności struktury. Przy czym istotna jest temperatura przesycania ze względu na wielkość ziarna byłego austenitu powstającego po przesycaniu, co z kolei wpływa na przebieg procesu starzenia w aspekcie zdolności do odkształcania plastycznego. Bardziej dyspersyjne wydzielania, ich większa ilość i równomierność rozmieszczenia powodują wyższą wytrzymałość przy stosunkowo dobrej plastyczności.

6.3. PODSUMOWANIE BADAŃ WŁAŚCIWOŚCI DYNAMICZNYCH STALI STOSOWANYCH NA KORPUSY

Mikrostruktura stali 15CrMoV6-10-3 po odkształceniu dynamicznym jest silnie odkształcona i zależy od prędkości uderzenia czoła próbki walcowej w tarczę. Pasma powstające w wyniku dynamicznego odkształcenia układają się równolegle do powierzchni zderzenia próbki z tarczą, czyli prostopadłe do kierunku działania siły dynamicznego udaru. Stopień deformacji struktury jest większy w osi próbki niż w obszarach zewnętrznych walca. Z obserwacji mikrostruktury próbek ze stali 15CrMoV6-10-3 po dynamicznym odkształceniu wynika, że zasięg struktury zdeformowanej wynosi około 2 mm. Dynamiczna granica plastyczności obliczona według zastosowanej metody Taylora jest wyższa od statycznej granicy plastyczności wyznaczonej w statycznej próbie rozciągania. Ze wzrostem prędkości uderzenia próbek ze stali 15CrMoV6-10-3 w tarczę w zakresie od 257 do 274 m/s obliczona dynamiczna granica plastyczności maleje od 1754 do 1471 MPa, a twardość maleje od 410 do 392 HV10, przy wyjściowej statycznej granicy plastyczności $R_{0,2} = 1091$ MPa oraz twardości w zakresie ok. 370 HV10.

W badanych stalach maraging wpływ odkształcenia dynamicznego na deformację mikrostruktury jest inny niż w stali 15CrMoV6-10-3. Dynamiczne odkształcenie nie wpływa tak silnie na odkształcenie ziarn, jak w przypadku stali 15CrMoV6-10-3. Efektem odkształcenia dynamicznego w strukturze stali maraging jest pojawienie się w pasm poślizgu i adiabatycznych pasm ścinania (ASB – adiabatic shear bands) [128]. Efekty te zanikają dopiero na głębokości około 5 mm od powierzchni uderzenia próbki w tarczę. Adiabatyczne pasma ścinania w badanych stalach maraging pojawiają się również na pobocznicach walca próbki w miejscu uderzenia, w przeciwieństwie do próbek ze stali 15CrMoV6-10-3 (przykłady na rys. 123b, 124b lub 126).

Podobnie jak w stali 15CrMoV6-10-3, w stali N18K9M5Ts po starzeniu dla wyjściowej, wyznaczonej w statycznej próbie rozciągania umownej granicy plastyczności $R_{0,2} = 1714$ MPa, ze wzrostem prędkości uderzenia próbek

w tarczę w zakresie od 84,5 do 128 m/s obliczona dynamiczna granica plastyczności maleje od 4908 do 2991 MPa.

Dla stali N18K12M4Ts zależność obliczonej dynamicznej granicy plastyczności od prędkości uderzenia w zakresie od 143,7 do 173,5 m/s nie jest tak jednoznaczna, jak w przypadku stali 15CrMoV6-10-3 i N18K9M5Ts. Jest to najprawdopodobniej spowodowane dwoma czynnikami: po pierwsze, wysoką wyjściową statyczną granicą plastyczności ($R_{0,2} = 2236$ MPa) i twardości (55HRC) oraz po drugie – zbyt dużą prędkością uderzenia (obliczona dynamiczna granica plastyczności była na poziomie 4000 MPa).

6.4. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ MIKROSTRUKTURY PO ZGNIATANIU OBROTOWYM NA ZIMNO I PO ODKSZTAŁCENIU DYNAMICZNYM

Na podstawie badań porównawczych struktury powstałej w wyniku zgniatania obrotowego i odkształcenia dynamicznego stwierdzono, że struktura badanych stali (15CrMoV6-10-3-Pr, N18K9M5Ts, N18K12M4Ts) zmienia się w różny sposób w zależności od stanu wyjściowego (stanu po obróbce cieplnej), od składu chemicznego stali i od parametrów odkształcenia (szybkość uderzenia próbki w tarczę w przypadku odkształcenia dynamicznego lub wielkości odkształcenia w przypadku zgniatania obrotowego na zimno). W przypadku stali 15CrMoV6-10-3 zmiany struktury polegają na deformacji ziarn i powstaniu silnej pasmowości. Zjawisko to występuje zarówno w wyniku odkształcenia dynamicznego, jak również w wyniku zgniatania obrotowego na zimno. Podczas odkształcenia dynamicznego próbek ze stali 15CrMoV6-10-3 energia odkształcenia jest pochłaniana w warstwie przypowierzchniowej na głębokości do 2 mm. W stali 15CrMoV6-10-3 odkształcenie ziarn zachodzi bardziej intensywnie w obszarze osi, a mniej intensywnie przy powierzchni bocznej (walcowej) próbki.

W przypadku stali maraging (N18K9M5Ts, N18K12M4Ts), zmiany struktury podczas zgniatania obrotowego na zimno zachodzą podobnie jak w strukturze stali 15CrMoV6-10-3, czyli poprzez deformację ziarn i powstanie silnej pasmowości. Należy uwzględnić, że przed zgniataniem stal 15CrMoV6-10-3 jest w stanie po ulepszeniu cieplnym, natomiast stale maraging są w stanie po przesycaaniu. Ponowna obróbka cieplna obu gatunków stali po pierwszym zabiegu zgniatania obrotowego prowadzi do powstania po drugim zabiegu zgniatania obrotowego w odkształconej strukturze intensywniejszej pasmowości.

Inaczej zachodzi proces zmian strukturalnych podczas dynamicznego odkształcania stali maraging. Stanem wyjściowym jest struktura po przesycaaniu i starzeniu. Po odkształceniu nie obserwuje się silnie wydłużonych ziarn, jak miało to miejsce w strukturze ulepszonej cieplnie stali 15CrMoV6-10-3.

Mechanizm odkształcenia dynamicznego stali maraging polega na powstawaniu pasm poślizgu i adiabatycznych pasm ścinania. Odkształcenie dynamiczne stali maraging zachodzi w całej objętości (również na powierzchni walcowej) na głębokości do 5 mm od powierzchni uderzenia próbki w tarczę. Energia odkształcenia dynamicznego w próbce ze stali maraging jest pochłaniana w większej objętości niż w przypadku stali 15CrMoV6-10-3.

Podczas odkształcenia dynamicznego stali N18K12M4Ts przy prędkościach uderzenia próbek w tarczę w zakresie od 144 do 174 m/s w próbkach powstały pęknięcia, co wywołało ich rozkruszanie w miejscach powstania adiabatycznych pasm ścinania. Przy tych prędkościach już na samym początku kontaktu próbki z tarczą została przekroczona dynamiczna granica plastyczności, która prawdopodobnie była równa wytrzymałości stali. Opisane zjawiska zmniejszyły dokładność obliczeń dynamicznej granicy plastyczności w stali N18K12M4Ts.

Badania krótkotrwałego starzenia stali N18K12M4Ts w czasie od 15 do 60 sekund w zakresie temperatur od 200 do 600°C pokazały, że starzenie zachodzi w temperaturze 450°C już po 15 sekundach. Jak wykazały wyniki pomiarów twardości i badania mikrostrukturalne za pomocą mikroskopu TEM, w mikrostrukturze pojawiają się nowe obiekty strukturalne potwierdzone na dyfraktogramie dodatkowymi refleksami poza typowymi dla sieci krystalicznej ferrytu. Zbliżone wyniki uzyskali autorzy prac [129 i 130] dla podobnych gatunków stali maraging w warunkach statycznych. Na proces starzenia w stalach maraging oprócz temperatury mają wpływ parametry odkształcenia. Podczas ściskania próbek ze stali N18K12M4Ts stwierdzono, że odkształcenie wpływa na obniżenie temperatury wywołującej proces starzenia do ok. 350°C przy małych prędkościach odkształcania 1 s^{-1} . Ze wzrostem prędkości odkształcenia powyżej 50 s^{-1} w efekcie zajścia starzenia w postaci zmian strukturalnych polegających na wydzielaniu się faz międzymetalicznych i po znacznym wzroście twardości w stosunku do stanu przesyconego. Proces wydzielania został zaobserwowany już w temperaturze 100°C. Podane temperatury określono orientacyjnie, a precyzyjne ich wyznaczenie wymaga dalszych badań, ponieważ rzeczywista temperatura (szczególnie wewnątrz materiału) jest na pewno znacznie wyższa.

Wyniki badań wpływu mikrostruktury po odkształceniu dynamicznym, po zgniataniu obrotowym na zimno, krótkotrwałego starzenia i odkształcenia na proces zgniatania obrotowego na zimno stali maraging zastosowano z pozytywnym skutkiem podczas opracowywania technologii wytwarzania korpusów ze stali maraging metodą wytłaczania i zgniatania obrotowego na zimno.

6.5. PODSUMOWANIE W ZAKRESIE TECHNOLOGII ZGNIATANIA OBROTOWEGO NA ZIMNO KORPUSÓW SILNIKÓW RAKIETOWYCH

Projektowanie technologii wytwarzania korpusów silników raketowych o stosunkowo małej grubości ścianki (poniżej 1 mm) metodą zgniatania obrotowego na zimno dla uzyskania końcowych właściwości użytkowych wymaga rozwiązania wielu istotnych równoważnych problemów. W pierwszym etapie należy dążyć do wytworzenia stali o składzie chemicznym gwarantującym uzyskanie odkształcalnych wtrąceń niemetalicznych o wielkości poniżej kilkunastu mikrometrów. Następnie należy zapewnić jednorodność właściwości w całej objętości półwyrobu przeznaczonego do zgniatania obrotowego na zimno. Można to osiągnąć stosując przetapianie elektrożuźlowe stali (15CrMoV6-10-3) lub wytapianie i odlewanie w próżni (15CrMoV6-10-3 oraz N18K9M5TS i N18K12M4Ts). Tuleje wsadowe do zgniatania obrotowego należy wykonać w cyklu technologicznym pozwalającym na minimalizację nadmiernego wyężenia materiału. Poziom wyężenia materiału stali przeznaczonej na korpusy silników raketowych ma wpływ na wielkość ziarna austenitu, na stopień umocnienia na zimno oraz na jednorodność właściwości mechanicznych i struktury.

Przy wyborze cyklu technologicznego wytwarzania należy kierować się również względami ekonomicznymi [46], ale tylko w zakresie pozwalającym na uzyskanie odpowiedniego poziomu właściwości technologicznych, a w konsekwencji oczekiwanych właściwości użytkowych (eksploatacyjnych). W tym aspekcie jednym z najlepszych sposobów przygotowania półwyrobów do zgniatania obrotowego na zimno jest wykonanie korpusu z pręta lub kęsa (w zależności od jego średnicy i grubości ścianki). Z odcinków pręta lub kęsa metodą prasowania na gorąco należy wykonać wypraski lub metodą walcowania na gorąco rury grubościennie.

Płaszczki korpusów silników raketowych ze stali 15CrMoV6-10-3 o średnicach powyżej 200 mm można wykonać z odcinków rur grubościennych, a dno lub głowice połączyć za pomocą spoiny lub gwintu. Poprawność połączeń potwierdziły wyniki badań hydraulicznych. Podobne wyniki uzyskali autorzy prac [131, 132]. Złącza spawane lub skręcane wytrzymały wymagany poziom ciśnienia. Wykonanie korpusu silnika raketowego o stosunkowo dużej średnicy z odcinka rury grubościennej metodą zgniatania obrotowego na zimno jest sposobem znacznie tańszym od wykonania go z wypraski. Wykonanie wypraski o dużej średnicy i dużej wysokości wymaga zastosowania prasy o dużej sile nacisku (kilka tysięcy ton) i dużym skoku roboczym (ok. 2 m).

7. WNIOSKI

Przeprowadzone badania w celu opisu mechanizmów odkształcania i zmian mikrostruktury zachodzących podczas zgniatania obrotowego na zimno oraz podczas odkształcania dynamicznego dla stali Mn-Cr-Mo-V i stali maraging. Stale będące przedmiotem badań są stosowane do wytwarzania korpusów silników rakietowych. W pracy omówiono technologie wytwarzania tych korpusów.

1. Podczas projektowania technologii produkcji korpusów silników rakietowych o grubości ścianki w zakresie od 0,5 do 2,1 mm metodą zgniatania obrotowego w celu uzyskania końcowych właściwości mechanicznych oraz użytkowych ważnym jest sposób przygotowania materiału stali do zgniatania. Stal nie może zawierać nieodkształcalnych wtrąceń niemetalicznych o wielkości powyżej kilkunastu mikrometrów, a to może gwarantować tylko wytapianie próżniowe lub przetop elektrożuźlowy.
2. Stopień przerobu plastycznego stali przed zabiegiem obróbki cieplnej i parametry odpuszczania wpływają na poziom właściwości mechanicznych stali 15CrMoV6-10-3. W stali o znacznie większym stopniu przerobu plastycznego po nagrzeniu do temperatur austenitizacji 900, 950, 1050 i 1150°C uzyskano mniejszą średnią średnicę ziarna austenitu. Z przebiegów wykresów odpuszczania stali 15CrMoV6-10-3 wynika, że temperatura odpuszczania 660°C jest temperaturą graniczną. Parametry obróbki cieplnej oraz stopień przerobu stali 15CrMoV6-10-3 wpływa również na kształt krzywych umocnienia. Ze wzrostem umocnienia spada zapas plastyczności wyrażony stosunkiem umownej granicy plastyczności do wytrzymałości ($R_{0,2}/R_m$), który w podanym zakresie odkształceń do $\varphi_i = 0,6$ rośnie od 0,55 do 0,87.
3. W mikrostrukturze stali 15CrMoV6-10-3 wytapianej z zastosowaniem pozapiecowej obróbki próżniowej i następnie przetapianej elektrożuźlowo uzyskano większą jednorodność i drobniejsze ziarno niż w mikrostrukturze stali wytapianej z zastosowaniem tylko pozapiecowej obróbki próżniowej, zarówno po ulepszeniu cieplnym jak i po zgniataniu obrotowym na zimno. Ponadto, w stali przetapianej elektrożuźlowo obserwowano znacznie mniejszą pasmowość wywołaną segregacją pierwiastków (głównie C i Mn) niż w stali nie przetapianej elektrożuźlowo.
4. Podczas zgniatania obrotowego korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3 lub N18K9M5Ts i N18K12M4Ts powstaje mikrostruktura pasmowa. Ze wzrostem wielkości odkształcenia całkowitego od $\varphi_c = 0,8$ do $\varphi_c = 1,6$ podczas zgniatania obrotowego na zimno korpusów ze stali 15CrMoV6-10-3 szerokość pasm listew ferrytu bainitycznego maleje od ok. 10 do ok. 0,5 μm [10, 26].
5. Wyjściową strukturą korpusów ze stali N18K9M5Ts i N18K12M4Ts po przesycaaniu, a przed zgniataniem obrotowym na zimno jest bezwęglowy

- martenzyt niklowy, a podczas zgniatania obrotowego następuje deformacja ziarn i powstają pasma ścinania, stąd mikrostruktura ulega silnej pasmowości. Podczas ponownego zgniatania obrotowego na zimno korpusu z przesyconej stali maraging martenzyt ulega deformacji, wskutek czego powstaje nieregularna pasmowość o szerokości pasm większych niż w przypadku ścianki po pierwszym zgniataniu.
6. Po zgniataniu obrotowym na zimno silnie rozdrobiona mikrostruktura stali 15CrMoV6-10-3 składa się z cienkich listew bainitu odpuszczonego. W strukturze występują pasma odkształcenia ułożone przestrzennie w różnych kierunkach oraz węgliki chromu i molibdenu typu M_6C i węgliki wanadu typu MC.
 7. Obróbka cieplna przeprowadzona po zgniataniu obrotowym na zimno korpusów silników raketowych ze stali maraging polegająca wyłącznie na starzeniu prowadzi do powstania dużej niejednorodności mikrostruktury i właściwości mechanicznych. Zastosowanie po zgniataniu przesycań i starzenia zwiększa stopień ujednorodnienia struktury i właściwości. Istotna jest temperatura przesycań ze względu na wpływająca na właściwości plastyczne.
 8. Mikrostruktura stali 15CrMoV6-10-3 po testach dynamicznych jest silnie odkształcona i zależy od prędkości uderzenia czoła próbki walcowej w tarczę. Pasma odkształcenia układają się równolegle do powierzchni zderzenia próbki z tarczą. Stopień deformacji struktury jest większy w osi próbki niż w obszarach zewnętrznych walca, a zasięg struktury zdeformowanej wynosi około 2 mm.
 9. Efektem odkształcenia dynamicznego w strukturze stali maraging jest pojawienie się w pasm poślizgu i adiabatycznych pasm ścinania (ASB – adiabatic shear bands) [77] również na pobocznicach walca próbki, aż do głębokości około 5 mm od powierzchni uderzenia próbki w tarczę.
 10. Dynamiczna granica plastyczności obliczona według zastosowanej metody Taylora dla wszystkich badanych stali jest wyższa od statycznej granicy plastyczności wyznaczonej w statycznej próbie rozciągania. Ze wzrostem prędkości uderzenia próbek ze stali 15CrMoV6-10-3 w tarczę w zakresie od 257 do 274 m/s obliczona dynamiczna granica plastyczności maleje od 1754 do 1471 MPa (dla wyjściowej statycznej granicy plastyczności wynoszącej 1091 MPa), a ze wzrostem prędkości uderzenia próbek ze stali N18K9M5Ts w tarczę w zakresie od 84,5 do 128 m/s obliczona dynamiczna granica plastyczności maleje od 4908 do 2991 MPa (dla wyjściowej statycznej granicy plastyczności wynoszącej 1714 MPa).
 11. Na podstawie badań porównawczych struktury powstałej w wyniku zgniatania obrotowego i odkształcenia dynamicznego stwierdzono, że zmiany w strukturze badanych stali (15CrMoV6-10-3-Pr, N18K9M5Ts, N18K12M4Ts) zachodzą w różny sposób. W stali 15CrMoV6-10-3 odkształcenie struktury polegające na deformacji ziarn i powstaniu silnej

pasmowości następuje zarówno w wyniku odkształcenia dynamicznego, jak również w wyniku zgniatania obrotowego na zimno. W stali maraging (N18K9M5Ts, N18K12M4Ts) odkształcanie się struktury podczas zgniatania obrotowego na zimno przebiega poprzez deformację ziarn i powstanie silnej pasmowości, natomiast podczas odkształcania dynamicznego mechanizm odkształcenia w strukturze stali maraging polega na powstawaniu pasm poślizgu oraz na powstawaniu i wzroście liczby adiabatycznych pasm ścinania.

12. Podczas odkształcenia dynamicznego stali 15CrMoV6-10-3 energia wywołana odkształceniem jest pochłaniana bardziej intensywnie w obszarze osi, a mniej intensywnie przy powierzchni bocznej (walcowej) próbki w warstwie przypowierzchniowej na głębokości do 2 mm, a w stali maraging zachodzi w większej objętości (również na powierzchni walcowej) na głębokości do 5 mm od powierzchni uderzenia.
13. Badania krótkotrwałego starzenia stali N18K12M4Ts wykazały, że starzenie zachodzi w temperaturze 450°C już po 15 sekundach. W mikrostrukturze powstają fazy międzymetaliczne, których wynikiem są dodatkowe refleksy na dyfraktogramie. Na proces starzenia w stalach maraging oprócz temperatury mają wpływ parametry odkształcenia. Ściskanie próbek ze stali N18K12M4Ts przy prędkościach odkształcania 1 s^{-1} wywołuje proces starzenia przy ok. 350°C. Ze wzrostem prędkości odkształcenia do 50 s^{-1} i wyżej skutki starzenia w postaci zmian strukturalnych i znacznego wzrostu twardości w stosunku do stanu przesyconego obserwuje się już podczas odkształcenia w temperaturze 100°C. Podane temperatury określono orientacyjnie, a precyzyjne ich wyznaczenie wymaga dalszych badań. Przypuszcza się, że rzeczywista temperatura (szczególnie wewnątrz materiału) jest znacznie wyższa.
14. Ze względów ekonomicznych [10] i dla zapewnienia wymaganych właściwości technologicznych, a w konsekwencji również właściwości eksploatacyjnych korpusów silników raketowych ze stali 15CrMoV6-10-3 lub N18K9M5Ts i N18K12M4Ts, najlepszym sposobem przygotowania półwyrobu przeznaczonego do zgniatania obrotowego na zimno jest wykonanie korpusu z pręta lub z kęsa według następującego schematu: wlewki klasyczny przetopiony elektrożużlowo ► walcowanie na gorąco kęsa lub kucie pręta ► kucie na gorąco na prasie wyprasek ► przygotowanie wsadu do wyciągania ścianki wypraski lub bezpośrednio do zgniatania obrotowego na zimno metodą obróbki skrawania ► obróbka cieplna. Wybór określonego schematu technologicznego wykonania korpusu zależy od średnicy i grubości ścianki korpusu.

LITERATURA

- [1]Eckert M., Schmeer E.: Production of Rocket Motor Casings by Flow Forming 32nd Mechanical Working and Steel Processing Conference. Cincinnati, październik 1990
- [2]Kwaśniewski B.: Wyoblanie i zgniatanie obrotowe ze szczególnym uwzględnieniem stali stopowych i stopów trudnoodkształcalnych. Praca CLOP nr 70, Poznań 1970, niepublikowane
- [3]Materiały firmy Leifeld GmbH Ahlen Niemcy, informacja własna
- [4]Materiały firmy SMF GmbH Ahlen Niemcy, informacja własna
- [5]Materiały firmy Rondolotti, informacja własna
- [6]Kuppers W.: Formgebung von nichtrostenden Feinblechen durch Drucker. DEW-Technische Berichte14. Band 1974, Heft 1, s. 24-35
- [7]Stępień J., Paduch J.: „Wstępny dobór gatunku stali na kadłub silnika GRAD”, Spr. IMŻ Nr B- 01058 /BM/ 99, marzec 1999, niepublikowane
- [8]Stępień J., Paduch J.: „Opracowanie technologicznych parametrów wykonania kęsów i blach ze stali 15CrMoV6-10-3 w Hucie Batory S.A. oraz ocena wpływu parametrów obróbki cieplnej na własności stali”, Sprawozdanie IMŻ Nr B- 01066 /2/BM/ 99, grudzień 1999, niepublikowane
- [9]Stępień J.: Badania odkształcalności i dobór parametrów obróbki cieplnej stali 15CrMoV6-10-3 i Bw30G oraz opracowanie założeń do uruchomienia wytopów z tych stali (raport końcowy), Sprawozdanie IMŻ Nr B- 01088 /2/BM/ 2000, październik 2000, niepublikowane
- [10]Stępień J.: Opracowanie podstaw technologii produkcji stalowych wsadów formowanych na gorąco przeznaczonych do wykonania korpusów silników rakietowych kaliber 227 mm technologia zgniatania obrotowego na zimno (raport końcowy), grudzień 2009, niepublikowane
- [11]Stępień J., Marcisz J., Burdek M., Adamczyk M., Galisz U.: Zbadanie wpływu parametrów odkształcenia dynamicznego na charakterystyki technologiczne stali 15CrMoV6-10-3 i stali maraging oraz zastosowanie nowego gatunku stali na korpusy HE. Sprawozdanie IMŻ Nr S0-0756, listopad 2010, niepublikowane
- [12]Burdek M., Marcisz J., Stępień J., Adamczyk M.: Optymalizacja parametrów starzenia po zgniataniu obrotowym na zimno stali maraging N18K9M5Ts i N18K12M4Ts oraz zbadanie dynamicznych właściwości mechanicznych stali na korpusy wytwarzane metodą zgniatania obrotowego na zimno. Sprawozdanie IMŻ Nr S0- 0714, grudzień 2009, niepublikowane
- [13]Stępień J., Burdek M., Garbarz B., Marcisz J.: Zbadanie wpływu zgniatania obrotowego na zimno na strukturę i właściwości wybranych stali przeznaczonych na korpusy wyrobów specjalnych i ustalenie możliwości zastosowania wsadu w postaci odcinka pręta. Sprawozdanie IMŻ Nr S0- 0677, listopad 2008, niepublikowane
- [14]Stępień J., Garbarz B.: Sprawozdanie z pracy badawczej IMŻ nr B0-1221/BW, czerwiec 2007, niepublikowane
- [15]Burdek M., Stępień J.: Wykonanie badań w celu określenia możliwości zastosowania stali „maraging” MS300 na korpusy rakietowych silników marszowych oraz możliwości ich wykonania z pręta. Sprawozdanie z pracy badawczej IMŻ nr B0-1246, marzec 2009, niepublikowane

- [16] Burdek M., Stępień J.: Projekt badawczy rozwojowy PR0019: Optymalizacja technologii produkcji korpusu silnika marszowego. 2011, niepublikowane
- [17] Ramos L.F. et al.: Metall. Trans., 10A, 1979, s. 259
- [18] Jones E.S.: Rocket materials – a challenge for metallurgists. J. Met. 12 (6), 1960, s. 448-454
- [19] Steverding B.: The feasibility of high strength metal alloys for rocket motor cases. Metallurgia 63, 1961, s. 107-115
- [20] Lei T.C., Mao X.S.: Microstructure and Properties of Dual-Phase High Strength Steel 15CDV6. Int. Congress no 5th Heat Treatment of Mat., Proc., t. 1, Budapeszt 1986, s. 397-404
- [21] Jahazi M., Ebrahimi G.: The influence of flow-forming parameters and microstructure on the quality of a D6ac steel. Journal of Materials Processing Technology, 103, 2000, s. 362-366
- [22] Rajan K.M., Deshpande P.U., Narasimhan K.: Effect of heat treatment of preform on the mechanical properties of flow formed AISI 4130 Steel Tubes – a theoretical and experimental assessment. Journal of Materials Processing Technology, 125-126, 2002, s. 503-511
- [23] Rajan K.M., Surendra K.: Rocket Motor Tube Manufacture by Flow Forming and Study of Microstructure Changes After Forming. Proceedings of the 12th International Conference on Metal Forming, 2008, t. 1-2, s. 232-238
- [24] Stępień J., Wojtas J.: Badania strukturalne mechanizmu odkształcenia na zimno stali dla przemysłu amunicyjnego. Sprawozdanie IMŻ Nr S0-0533, grudzień 2005, niepublikowane
- [25] Garbarz B., Marcisz J., Stępień J., Zalecki W.: „Dobór gatunku stali na modelowe korpusy i opracowanie charakterystyk materiałowych niezbędnych do zaprojektowania technologii: przeróbki plastycznej na gorąco, obróbki cieplnej i zginięcia obrotowego na zimno – część II”, Sprawozdanie IMŻ Nr PR-0009-03, czerwiec 2008 r., niepublikowane
- [26] Stępień J., Marcisz J.: Badania kontrolne procesów technologicznych w poszczególnych etapach wytwarzania modelowych korpusów rakiet kalibru 227 mm w warunkach przemysłowych oraz określenie właściwości korpusów. Sprawozdanie IMŻ Nr PR-0009-13, marzec 2009 r., niepublikowane
- [27] Stępień J.: Właściwości technologiczne stali do głębokiego odkształcania na zimno. Komisja Budowy Maszyn PAN Oddz. Poznań, Archiwum Technologii Maszyn i Automatyzacji, t. 21, nr 1, s. 201-214, 2001 r.
- [28] Decker R.F., Cash J.T., Goldman A.J.: Trans. ASM., t. 55, 1962, s. 58
- [29] Garbarz B., Gorczyca S.: Badanie wydzielenia faz międzymetalicznych w stopach maraging za pomocą mikroskopu elektronowego, Archiwum Hutnictwa, t. 24, 1979, z. 4, s. 439
- [30] Z. Bojarski, P. Matyja: Archiwum Hutnictwa, t. 22, 1977, z. 3, s. 373
- [31] B. Garbarz: „Zmiany struktury zachodzące podczas starzenia martenzytycznej stali N18K9M5T”, AGH, Kraków 1978, praca niepublikowana
- [32] Kapoor R., Lalit Kumar, Batra I.S.: A dilatometric study of the continuous heating transformations in 18wt.% Ni maraging steel of grade 350. Materials Science and Engineering, A352, 2003, s. 318-324
- [33] Shekhter A., Aaronson H.I., Miller M.K., Singer S.P., Pereloma E.V.: Effect of Aging and Deformation on the Microstructure and Properties of Fe-Ni-Ti Mara-

- ging Steel. Metallurgical and Materials Transaction A, T. 35A, marzec 2004. s. 973-983
- [34] He Y., Yang K., Sha W., Cleland D.J.: Microstructure and Mechanical Properties of a 2000 MPa Co-Free Maraging Steel after Aging At 753K. Metallurgical and Materials Transaction A, T. 35A, wrzesień 2004. s. 2747-2755
- [35] Viswanathan U.K., Dey G.K., Sethumadhaven V.: Effects of austenite reversion during overageing on the mechanical properties of 18Ni (350) maraging steel. Materials Science and Engineering, A398, 2005, s. 367-372
- [36] He Y., Yang K., Sha W., Guo Z., Liu K.: Age Hardening and Mechanical Properties of a 2400 MPa Grade Cobalt-Free Maraging Steel. Metallurgical and Materials Transaction A, T. 37A, kwiecień 2006. s. 1107-1116
- [37] Lee I.K., Chou C.P., Cheng C.M., Kuo I.C.: Effect of Aging Treatment on the Mechanical Properties of C-250 Maraging Steel by Flow Forming. Journal of Materials Engineering and Performance, T. 12(1), luty 2003, s. 41-47
- [38] Lee I.K., Chou C.P., Cheng C.M., Kuo I.C.: Effect of heat treatment on microstructures of flow formed C-250 maraging steel. Materials Science and Technology, T. 19, listopad 2003, s. 1595-1602
- [39] Lee Y-J., Kung M-Ch., Lee I-K., Chou Ch-P.: Effect of lath microstructure on the mechanical properties of flow-formed C-250 maraging steel. Materials Science and Engineering, A454-455, 2007, s. 602-607
- [40] Hossein Nejad S., Nili Ahmadabadi M., Furuahara T.: The extent and mechanical of nanostructure formation during cold rolling and aging of lath martensite in alloy steel. Materials Science and Engineering, A485, 2008, s. 544-549
- [41] Iranpour Mobarake M., Nili Ahmadabadi M., Poorganji B., Fatehi A., Shirazi H., Furuahara T., Habibi Parsa, Hossein Nejad S.: Microstructural study of an age hardenable martensitic steel deformed by equal channel angular pressing. Materials Science and Engineering, A485, 2008, s. 550-554
- [42] He Y., Yang K., Sha W.: Microstructure and Mechanical Properties of a 2000 MPa Co-Free Maraging Steel. Metallurgical and Materials Transaction A, T. 36A, wrzesień 2005. s. 2273-2287
- [43] Stępień J., Paduch J., Bold T.: Dobór gatunku stali na kadłub silnika rakietowego pocisku do BM-21. Mat. Konf. „Badania i rozwój systemu BM-21 oraz nowoczesnej amunicji artyleryjskiej”, Kołobrzeg 21-24 kwietnia 1999
- [44] Stępień J.: Wpływ technologii wytwarzania na właściwości strukturalne i mechaniczne stali 15CrMoV6-10-3 po zgniataniu obrotowym na zimno. Materiały konferencyjne V Konferencji Naukowo-Technicznej „Perspektywy Rozwoju Krajowej Produkcji Napędów Rakietowych oraz Amunicji Strzeleckiej i Artyleryjskiej” Kołobrzeg, maj 2011 r.
- [45] Stępień J.: „Badania strukturalne mechanizmu odkształcania na zimno stali przez zgniatanie obrotowe”. Komisja Budowy Maszyn PAN Oddz. Poznań, Archiwum Technologii Maszyn i Automatyzacji, t. 27, nr 1, s. 169-177, 2007 r.
- [46] Stępień J., Marcisz J., Garbarz B., Burdek M. – „Technologia wykonania prototypowej partii korpusów rakietowych kalibru 227 mm”, Materiały Konferencyjne „VIII Międzynarodowej Konferencji Uzbrojeniowej, s. 127, Pułtusk 6-8.10. 2010 r.
- [47] PN-EN ISO 6892-1:2010

- [48] Taylor G.: The use of flat-ended projectiles for determining dynamic yield stress I. Theoretical considerations. Proc. Roy. Soc. London Series A. 1948, 194, 289
- [49] NO-06-A101do A108
- [50] Zalecenia Standard Practice wydane przez ASTM International nr A1033 -04
- [51] Jones S.E., Gillis P.P. and Foster J.C. Jr.: On the equation of motion of the undeformed section of a Taylor impact specimen, J. Appl. Phys. 1987, 61, 499
- [52] Whiffen A.C.: The use of flat-ended projectiles for determining dynamic field stress II. Tests on various metallic materials. Proc. Roy. Soc. London Series A. 1948, 194, 300
- [53] Janiszewski J., Koperski W., Materniak J., Starczewska A., Włodarczyk E.: Oszacowanie dynamicznej granicy plastyczności wybranych stali łuskowych za pomocą uderzeniowego testu Taylora, Biul. WAT vol. LVI 1(645) 2007
- [54] Meyers M.A.: Dynamic behavior of materials. John Wiley and Sons, INC, New York-Chichester-Brisbane-Toronto-Singapore, 1984 r.
- [55] Janiszewski J., Gacek J., Burdek M., Stępień J.: Badania dynamicznych właściwości mechanicznych stali stopowych na korpusy. Prace Instytutu Metalurgii Żelaza, t. 62, nr 1, 2010, s. 118-123
- [56] Jane's Ammunition Handbook – from Eighth to Twenty First Edition (1999/2000-2011/2012)
- [57] Floreen S., *Metall. Rev.*, 1968, t. 13, s.115-128
- [58] Decker R.F. and Floreen S.: in *Maraging Steels: Recent Developments and Applications*, R.K. Wilson, ed., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1988, s. 1-38
- [59] Magnee A., Drapier J.M., Dumont J., Coutourdis D., and Habraken L.: *Cobalt-Containing High-Strength Steels: A Critical Review of the Physical Metallurgy of Cobalt-Containing High-Strength Steels, and a Survey of Their Processing, Properties and Uses*, Centre D'Information Du Cobalt, Bruksela, 1974, s. 50-123
- [60] Ogawa K., Fukamachi M., Kawabe Y., Nippon Kizouku Gakkaishi, 1983, t. 47, s. 863-867
- [61] Edneral A.F., Dmitriev V.B., Kudryavtser A.N., Rusanenko V.V.: *Dokl. Akad. Nauk SSSR*, 1984, t. 278, s. 612-615
- [62] Kudryavtser A.N., Edneral A.F. : *Dokl. Akad. Nauk SSSR*, 1981, t. 261, s. 611-615
- [63] Fukamachi M., Kawabe Y., Nadazawa K., Munki S.: Nippon Kizouku Gakkaishi, 1983, t. 47, s. 237-242
- [64] Mihalisin J.R., Bieber C.G.: *J. Met.*, 1966, t. 18, s. 1033-1036
- [65] Vasudevan V.K., Kim S.J., Wayman C.M.: *Maraging Steels: Recent Development and Applications*, Wilson, ed., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1988, s. 283-294
- [66] Vasudevan V.K., Kim S.J., Wayman C.M.: *Metall. Trans. A.*, 1990, t. 21A, s. 2655-2668
- [67] Miller M.K. and Smith G.D.W.: *Atom Probe Microanalysis: Principles and Applications to Materials Problems*, MRS, Pittsburgh, PA, 1989
- [68] Edneral A.F., Kirienko V.I., and Potapov L.P.: *Dokl. Akad. Nauk SSSR*, 1973, t. 213, s. 567-568.
- [69] Khlyntsev A.P., Kudryavtsev A.N., Potapov L.P., and Kirienko V.I.: *Fiz. Met. Metalloved.*, 1979, t. 47, s. 815-820.

- [70] Cerezo A., Grovenor C.R.M., Hetherington M.G., Sha W., Shollock B.A., and Smith G.D.W.: *Mater. Charact.*, 1990, t. 25, s. 143-156
- [71] Sha W., Cerezo A., and Smith G.D.W.: *J. Phys. Colloq.*, 1989, t. 50-C8, s. 407-412
- [72] Sha W., Cerezo A., and Smith G.D.W.: *Surf. Sci.*, 1991, t. 246, s. 286-292
- [73] Sha W., Smith G.D.W. and Cerezo A.: *Surf. Sci.*, 1992, t. 266, s. 378-384
- [74] Sha W., Cerezo A., and Smith G.D.W.: *Scripta Metall. Mater.*, 1992, t. 26, s. 517-528
- [75] Gemperle A., Gemperlová J., Sha W., and Smith G.D.W.: *Mater. Sci. Technol.*, 1992, t. 8, s. 546-54
- [76] Vanderwalker D.M.: in *Maraging Steels: Recent Development and Applications*, R.K. Wilson, ed., TMS-AIME, Warrendale, PA, 1988, s. 255-268
- [77] Sha W., Cerezo A., and Smith G.D.W.: *Metall. Trans. A*, 1993, t. 24A, s. 1221-1232
- [78] J. Stępień, J. Paduch: „Opracowanie technologicznych parametrów wykonania kęsów i blach ze stali 15CrMoV6-10-3 w Hucie Batory S.A. oraz ocena wpływu parametrów obróbki cieplnej na własności stali”, Sprawozdanie. IMŻ Nr B-01066 /2/BM/99, grudzień 1999, niepublikowane
- [79] Materniak J.: Sprawozdanie Politechniki Poznańskiej, listopad 2007, niepublikowane
- [80] Materniak J., Stępień J., Kaczmarek Z.: Osiągnięcia badawcze i technologiczne w zakresie produkcji nowoczesnej amunicji spełniającej standardy NATO. Prace Instytutu Metalurgii Żelaza, t. 62, nr 1, 2010, s. 105-109
- [81] Voucher A., Mercie A.: Production d'aciers de qualite ameliee par le proceder E.S.R. *Revue de Metalurgie*, Janvier 1972, s. 13-22
- [82] Padki G.M., Balasubramanian M.S.N., Gupt K.M., Kriszna Rao P.: Effect of ESR and carbon content on mechanical properties of a high-strength steel (15CDV6) for aerospace applications. *Ironmaking and Steelmaking*, t. 10, nr 4, 1983, s. 180-184
- [83] Stępień J., Paduch J., Bóld T.: Dobór gatunku stali na wyroby specjalne, Materiały Konferencyjne – Amunicja 1999, Kołobrzeg 21-24 kwietnia 1999 r.
- [84] Norma branżowa BN-83/0631-10. Stale martenzytyczne umacniane wydzieleniowo wytapiane w próżni. Gatunki
- [85] Wurzinger P., Rabitsch R., Meyer W.: Production of maraging steel grades and the influence of specified and nonspecified elements for special applications. *Journal of Materials Science*, t. 39, 2004, s. 7295-7302
- [86] Garbarz B.: Wpływ molibdenu i boru na odwracalną kruchość odpuszczania stali typu 25HG, *Hutnik*, t. 52, 1985, nr 5, s. 175-185
- [87] Stępień J.: Opracowanie i wdrożenie technologii produkcji korpusów startowych silników rakietowych ze stali „maraging-250” metodą zgniatania na zimno (raport końcowy). Kwiecień 2010, niepublikowane
- [88] Grainger J.A.: *The flow turning of metals*. Brighton: The Machinery Publishing Co., 1969 r.
- [89] Jacob H., Garreis F.: Berechtung der auftretenden Krafte beim Fliessdrucken zylindrischer Hohlkorper. *Fertigungstech. U. Betr. Jg. 14: 1964 H8*, s. 493-497
- [90] Kollermann Fr.: Horizontalstreckdruckbank zur Herstellung von Boden, Raketen- und Satellitentailen. *Blech Jg. 14: 1967, nr 9, s. VIII-1 do VIII-5*

- [91] Wiśniewski J.: Zgniatanie obrotowe – proces niedoceniany w Polsce. *Biul. Inf. Obróbki Plast.*, t. X, Z. 3, 1974 r.
- [92] Per Benich: Tube spinning, *Int. J. Prod. Res.*, t. 14, 1972, s. 11-21
- [93] Kalpakjican S.: *Manufacturing Process for Engineering Materials*. Addison Wesley Publishing Company, California, 1984, s. 346
- [94] Kalpakjican S., Rajagopal S.: Spinning of Tubes. *J. Applied Metalworking* 2, t. 2, nr 3, 1982, 7, s. 211-222
- [95] Starczewska A., Materniak J., Kaczmarek Z., Skowron L.: Opracowanie wytycznych do technologii zgniatania obrotowego na zimno modelowych korpusów o kalibrze 227 mm na podstawie badań wykonanych na korpusach rakiet kalibru 122 mm. Sprawozdanie z pracy badawczej Politechniki Poznańskiej, listopad 2007, niepublikowane
- [96] Lange K.: *Lerbuch der Unformtechnik*, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, Nowy Jork 1974, s. 218-225
- [97] Kwaśniewski B., Drenger D., Wiśniewski J.: Łuszczenie się powierzchni podczas wydłużającego zgniatania obrotowego stopu PA2, *Obróbka Plastyczna*, t. XXII, z. 1, Poznań 1983, s. 55-57
- [98] Sivanandini M., Dhami S.S., Pabla B.S. Flow Forming of Tubes – A Review, *International Journal of Scientific & Engineering Research*, t. 3, z. 5, maj 2012
- [99] Venkateshwarlu G., Ramesh kumar K., Janardhan Reddy T.A., Gopi G.: „Stady on mechanism of force calculations in flow forming: a review”, *International Journal of Advanced Research in Engineering and Technology*, t. 4, z. 3, kwiecień 2013, s. 194-201
- [100] Chang S. C., Huang C.A., Yu S.Y., Chang Y., Han W.C., Shieh T.S., Chung H.C., Yao H.T., Shyu G.D., Hou H.Y., Wang C.C., Wang W.S., „Tube spinnability of AA2024 and 7075 aluminum”, *Journal of Materials Processing Technology* 80–81 (1998) 676-682
- [101] Xue K., Wang Z., Lu Y., Li K., „Elasto plastic FEM analysis and experimental study of diametral growth in tube spinning”, *Journal of Materials Processing Technology* 69 (1997) 172-175
- [102] Xu Y., Zhang S.H., Li P., Yang K., Shan D.B., Lu Y., „3D rigid plastic FEM numerical simulation of tube spinning”, *Journal of Materials Processing Technology* 113 (2001) 710-713
- [103] Li K., Hao N., Lu Y., Xue K., „Research on the distribution of the displacement in backward tube spinning”, *Journal of Materials Processing Technology* 79 (1998) 185-188
- [104] PN-EN 849-2002, Butle do gazów. Zawory do butli do gazów. Specyfika i badania typu.
- [105] PN-M-71075:1999, Zbiorniki wysokociśnieniowe rozłaczane. Wymagania i kontrola badań
- [106] ASTM D1655 Specification for Aviation Turbine Fuels and D6615 Specification for Jet B Wide-Cut Aviation Turbine Fuels
- [107] ASTM D2276-06 Standard Test Method for Particulate Contaminant in Aviation Fuel by Line Sampling
- [108] AIR 9160C: norma francuska

- [109] Singhal P.R., Saxena P.K., Prakash R., „Estimation of power in the shear spinning of long tubes in hard-to-work materials”, *Journal of Materials Processing Technology* 23 (1990), s. 29-40
- [110] Mohan T.R., Misra R., „Studies on power spinning of tubes”, *International Journal of Production Research* 10 (1970), s. 351-364
- [111] Hayama M., Kudo H., „Analysis of diametrical growth and working forces in tube spinning”, *Bulletin of Japan Society of Mechanical Engineers* 22 (1979), s. 776-784
- [112] Wang T., Wang Z.R., Wang Q., Zhao Y., Wang S., „The slipline fields of thickness-reduction spinning and the engineering calculation of the spinning forces”, in: *Proceedings of the Fourth International Conference of Rotary Forming*, październik, 135-139, 1989, s. 89-93
- [113] Park J.-W., Kim Y.-H., Bae W.-B., „Analysis of tube spinning processes by the upper bound stream function method”, *Journal of Materials Processing Technology* 66 (1997), s. 195–203
- [114] Paunoiu V., Nicoara D., Teodorescu M., „A general upper bound method for forces calculation in tube spinning process”, in: *Proceedings of the Sixth ICTP*, 19–24 września, *Advanced Technology of Plasticity*, t. 1, 1999
- [115] Hayama M., Kudo H., (1979 I); „Experimental study of tube spinning”, *JSME*, 22 (167), s. 769-775
- [116] Gur M., Tirosh J., „Plastic flow instability under compressive loading during shear spinning process”, *Transactions of the ASME*, *Journal of Engineering for Industry* 104 (1982), s. 17-22
- [117] Sukhwinder Singh Jolly 1 and Bedi D.S. „Analysis of Power and Forces in making of long tubes in Hard-to-work materials” in: *Proceedings of the World Congress on Engineering 2010 T II WCE 2010*, 30 czerwca – 2 lutego, 2010, Londyn
- [118] Jahazi M., Ebrahimi G., „The influence of flow-forming parameters and microstructure on the quality of a D6ac steel”, *Journal of Materials Processing Technology* 103 (2000), s. 362-366
- [119] Ma Z.E., „Optimal angle of attack in tube spinning”, *Journal of Materials Processing Technology* 37 (1993), s. 217-280
- [120] Xu H., Feng W., „Maximum reduction in power spinning of tubes”, *Transactions of the ASME, Journal of Engineering for Industry* 86 (1964), s. 45-54
- [121] Kalpakcioglu S., „A study of shear-spinnability of metals”, *Transactions of the ASME, Journal of Engineering for Industry* 83 (1961), s. 478-483
- [122] Rajan K.M., Deshpande P.U. „Effect of heat treatment of preform on mechanical properties of flow formed AISI 4130 Steel Tubes-A Theoretical and Experimental assessment”, *Journal of Materials Processing Technology* t. 125-126, 9 września 2002, s. 503-511
- [123] Rajan K.M., Deshpande P.U., Narasimhan K., „Experimental studies on bursting pressure of thin-walled flow formed pressure vessels”, *Journal of Materials Processing Technology*, t. 125-126, 9 września 2002, s. 228-234
- [124] Wong C.C., Lin J., Dean T.A., „Effects of roller path and geometry on the flow forming of solid cylindrical components”, *Journal of Materials Processing Technology* 167 (2005), s. 344–353
- [125] Grosman F., Kuziak R.: Dobór reprezentatywnego obszaru do analizy wpływu parametrów kształtowania plastycznego na rozwój mikrostruktury w próbie ści-

- skania, Fizyczne i Matematyczne Modelowanie Procesów Obróbki Plastycznej, Mechanika, zesz. Nauk., nr 201, s. 127-132
- [126] Kajtoch J.: Strain in the upsetting process. Metallurgy and Foundry Engineering, t. 33, 2007, nr 1, s. 51-60
- [127] Stępień J., Wojtas J.: Badania strukturalne mechanizmu odkształcenia na zimno stali specjalnych. Prace Instytutu Metalurgii Żelaza, t. 58, nr 3, 2006, s. 57-60
- [128] Nahme H. and Lach E.J.: Dynamic Behavior of High Strength Armor Steels. PHYS IV FRANCE 7 (1997), Colloque C3, s. 373-378
- [129] Guo Z., Li D.: Quantification of phase transformation kinetics of wt.18% C250 maraging steel. Materials Science and Engineering, A373, 2008, s. 10-20
- [130] Tweari R., Mazumder S., Batra I.S., Dey G.K., Banerjee S.: Precipitation in 18wt% Ni maraging steel of grade 350. Acta mater. t. 48, 2000, s.1187-1200
- [131] Martin G., Bousseau M.: Comportment en traction pulse du 15CDV6 soude. Metqux Corros. Ind., t. 60, 1976, nr 616, s. 436-449
- [132] Subhananda Rao A., Venkato Rao G., Nageswara Rao B.: Effect of long-seam mismatch on the burst pressure of maraging steel rocket motor case. Engineering Failure Analysis, t. 12, 2005, s. 325-336

TECHNOLOGICZNE I UŻYTKOWE CHARAKTERYSTYKI STALI PRZEZNACZONYCH NA KORPUSY SILNIKÓW RAKIETOWYCH

STRESZCZENIE

Rozwój materiałów stosowanych na urządzenia raketowe jest motywowany ciągłym wzrostem wymagań ich użytkowników i jakością produktów oferowanych przez konkurencję. Nowe lub ulepszone materiały są opracowywane głównie na podstawie prób eksploatacyjnych rakiet. Korpusy rakiet, których zasadniczą część stanowi silnik, determinują właściwości eksploatacyjne całego układu rakiety. Korpusy rakiet muszą charakteryzować się wysokimi właściwościami wytrzymałościowymi i odpornością na działanie agresywnego środowiska chemicznego paliwa i wysokich temperatur. Na korpusy rakiet stosowane są różne materiały, ale przeważają materiały stalowe, szczególnie na rakiety większych rozmiarów [1-10]. Bardzo ważne jest by korpus rakiety miał małą masę, a zatem cienką ściankę i jednorodne właściwości na obwodzie i długości. Balistyka rakiety (umiejscowienie środka ciężkości rakiety) wymusza stosowanie korpusów o zmiennych średnicach. Do precyzyjnego nadania kształtów korpusom o cienkich ściankach stosuje się na ogół technologię zgniatania obrotowego (ang. flow forming), która umożliwia realizowanie wymaganych zmian grubości ścianki i zmiennej średnicy korpusu na długości rakiety. Ze względu na duże obciążenie eksploatacyjne rakiety konieczne jest prowadzenie szczegółowych badań właściwości stali stosowanych na korpusy, zarówno pod względem właściwości mechanicznych określanych w standardowej statycznej próbie rozciągania jak i dynamicznych właściwości mechanicznych, które charakteryzują zachowanie się materiału w warunkach dużych i dynamicznych naprężeń.

W monografii przedstawiono wyniki badań nad materiałami opracowanymi i zoptymalizowanymi w Instytucie Metalurgii Żelaza: stalą 15CrMoV6-10-3 do ulepszenia cieplnego [7-11] oraz dwoma gatunkami stali maraging w odmianach superczystych N18K9M5Ts (X2NiCoMoTi18-9-5) i N18K12M4Ts (X2NiCoMoTi18-12-4) [12-16]. Ze względu iż stara symbolika występuje we wszystkich dokumentach technicznych, technologicznych i atestacyjnych w monografii przyjęto pierwotne oznaczenia.

Wymagane właściwości użytkowe korpusów ze stali niskowęglowej, średniostopowej 15CrMoV6-10-3 uzyskano poprzez wytworzenie bardzo drobnej mikrostruktury na drodze zgniatania obrotowego na zimno wypraski o strukturze składającej się z mieszaniny odpuszczonego bainitu i martenzytu. W ten sposób stal, która po ulepszeniu cieplnym posiada wytrzymałość ok. 980 MPa i wydłużenie ok. 20%, po zgniataniu obrotowym osiąga wytrzymałość rzędu 1500 MPa przy wydłużeniu powyżej 8% [17-27]. W celu uzyskania jeszcze

wyższej wytrzymałości korpusów stosuje się stale maraging o strukturze starzonego martenzytu osiągającego wytrzymałość powyżej 2000MPa przy wydłużeniu powyżej 6% [14, 28-42]. W monografii przedstawiono wpływ parametrów technologicznych wytwarzania stali maraging na uzyskiwane właściwości użytkowe wyrobów po zgniataniu obrotowym poddanych końcowej obróbce cieplnej poprzez starzenie.

W celu opracowania technologii produkcji badanych stali i wskazania możliwości ich stosowania do wytwarzania korpusów raket, wykonano badania czterech procesów technologicznych wytwarzania oraz wybranych procesów przetwarzania półwyrobów umożliwiających zgniatanie obrotowe na zimno. Opracowane schematy technologiczne umożliwiają uzyskanie wyrobów o drobnoziarnistej mikrostrukturze w przypadku stali 15CrMoV6-10-3 oraz o mikrostrukturze zawierającej nanowydzielenia faz międzymetalicznych w starzonym martenzytcie stali maraging charakteryzujących się właściwościami znacznie wyższymi niż uzyskiwane przy zastosowaniu innych technologii nie wykorzystujących możliwości zgniatania obrotowego. Finalny wyrób uzyskiwano w drodze wstępnego walcowania i wyciskania na gorąco lub na zimno z następującym zgniataniem obrotowym na zimno i końcową obróbką cieplną [43-46].

Pełny cykl badawczy obejmował dobór składów chemicznych stali, przygotowanie materiału do badań w postaci wlewków z wytopów próbnych, badania dylatometryczne, ocenę stopnia zanieczyszczenia stali wtrąceniami niemetalicznymi, badania odkształcalności na gorąco z zastosowaniem testów jednoosiowego ściskania w symulatorze Gleeble 3800, wyznaczenie charakterystyk odpuszczania (dla stali 15CrMoV6-10-3), wyznaczenie charakterystyk starzenia przy zastosowaniu różnych czasów starzenia (dla stali maraging), badania wybranych właściwości mechanicznych, w tym dynamicznej granicy plastyczności i odporności na działanie ciśnienia hydraulicznego, badania umocnienia zachodzącego w wyniku odkształcania na zimno, badania makrostruktury po odlaniu i po obróbce cieplnej ujednorodniania, badania mikrostruktury wyprasek, wytłoczek, tulei po obróbce cieplnej, korpusów po zgniataniu obrotowym na zimno i po odkształceniu dynamicznym.

W kolejnych rozdziałach monografii omówiono metody badań stosowanych dla przeprowadzenia oceny jakości korpusów silników raketowych wytwarzanych ze stali 15CrMoV6-10-3, X2NiCoMoTi18-9-5 i X2NiCoMoTi18-12-4. Przed prezentacją wyników badań przedstawiono wybrane zagadnienia z teorii i technologii zgniatania obrotowego na zimno korpusów silników raketowych oraz technologii wytwarzania raket. Następnie przedstawiono uzyskane wyniki badań stali stosowanych na korpusy silników raketowych. W rozdziale podsumowującym omówiono syntetycznie wyniki badań prezentowanych w monografii. Na koniec omówiono optymalne warianty technologii wytwarzania korpusów zapewniające uzyskanie najlepszych właściwości i przy optymalnych kosztach produkcji.

TECHNOLOGICAL AND FUNCTIONAL CHARACTERISTICS OF STEELS USED FOR ROCKET MOTOR CASES

SUMMARY

The development of materials used for rocket devices is stimulated by the continuous growth of requirements of their users and the quality of products offered by competitors. New or improved materials are developed mainly based on operational tests of rockets. Rocket cases, with the motor as the main part, determine the operational properties of the entire rocket system. Rocket cases must be characterized by high strength and resistance to the impact of aggressive chemical environment, as well as high temperatures. Various materials are used for rocket cases, however steel materials dominate, especially in the case of larger rockets [1-10]. It is extremely important that rocket case is light-weighted, and thus has a thin wall and homogenous properties on circumference and length. Ballistics of rockets (location of the centre of gravity of the rocket) imposes the use of cases of variable diameters. In order to precisely form the cases with thin walls, the technology of flow forming is used in general, which facilitates obtaining changes in wall thickness and variable diameter of the case on the length of the rocket. Due to high operational load of the rocket, it is necessary to examine in details the properties of steels used for cases, both in terms of mechanical properties defined in regular static tensile test, as well as dynamic mechanical properties which characterize the behavior of the material in the conditions of significant and dynamic stress.

The monograph presents the results of the research on materials developed and optimized in the Institute for Ferrous Metallurgy: 15CrMoV6-10-3 steel for quenching and tempering [7-11] and two grades of maraging steel – super pure form of N18K9M5Ts (X2NiCoMoTi18-9-5) and N18K12M4Ts (X2NiCoMoTi18-12-4) [12-16]. Due to the fact that the old symbols are used in all technical, technological, and certification documents, the original denotation was used in the monograph.

The required functional properties of cases made of low-carbon, medium alloy

15CrMoV6-10-3 steel were obtained by the formation of fine microstructure by means of cold flow forming of the moulded piece with the structure composed of the mixture of tempered bainite and martensite. Thus, the steel, which after quenching and tempering has the strength of ca. 980 MPa and elongation of ca. 20%, achieves the strength of ca. 1500 MPa with the elongation above 8% [17-27] after flow forming. In order to achieve even higher strength of cases, maraging steels with aged martensite structure achieving

the strength above 2000 MPa with the elongation of 6% [14, 28-42] are used. The monograph presents the impact of technological parameters of maraging steel production on the obtained functional properties of products after flow forming, subject to final heat treatment by aging .

In order to develop production technology of the examined steels and indicate the possible application in production of rocket cases, the research on four technological production processes and selected processing of semi-products facilitating cold flow forming was conducted. The developed technological diagrams facilitate obtaining products of fine grained structure in the case of 15CrMoV6-10-3 steel, and products with microstructure containing nano-precipitates of inter-metallic phases in aged martensite of maraging steels characterized by properties much higher than the properties obtained by means of other technologies which do not use flow forming. The final product was obtained by means of rough rolling and hot/cold extrusion with subsequent cold flow forming and final heat treatment [43-46].

The full research cycle covered the selection of chemical components of steel, preparation of material for research in the form of ingots made of trial melts, dilatometry, assessment of the level of impurity with non-metallic inclusions, tests of hot formability with the application of tests of uniaxial compression in Gleeble 3800 simulator, determination of tempering characteristics (for 15CrMoV6-10-3 steel), determination of ageing characteristics using various ageing times (for maraging steels), testing selected mechanical properties, including dynamic yield point and resistance to hydraulic pressure, test of hardening occurring as a result of cold deformation, examinations of macrostructure after casting and homogenization heat treatment, testing microstructure of moulded pieces, drawpieces, sleeves after heat treatment, cases after cold flow forming and dynamic deformation.

The following chapters of the monograph describe the methods of research used for the assessment of the quality of rocket motor cases manufactured from 15CrMoV6-10-3, X2NiCoMoTi18-9-5 and X2NiCoMoTi18-12-4 steel types. Before the presentation of the results of research, the selected theoretical issues, as well as the issues concerning the technology of cold flow forming of rocket motor cases, were presented. Subsequently, the monograph presents the results of tests of steels used for rocket motor cases. The concluding chapter contains the synthetic results of the researches presented in the monograph. Finally, the optimum variants of production technology of cases that ensure obtaining the best properties with optimum production costs were described.

