

возрастают. Водород влияет также на коэффициент деформационного разупрочнения  $\eta'_{10} = -d\sigma/d\varepsilon$  и относительную величину спада удельного усилия осадки  $\Delta q/q = \frac{q_{\max} - q_{\min}}{q_{\max}}$ , где  $q_{\max}$  и  $q_{\min}$  —

максимальные и минимальные усилия осадки. Однако это влияние неоднозначно, что определяется изменением фазового состава сплава СТ4 с увеличением водорода и повышением температуры (возрастает количество  $\beta$ -фазы; уменьшается доля  $\alpha_2$ -фазы).

При 850° С повышение концентрации водорода с 0,004 до 0,3% и уменьшение доли  $\alpha_2$ -фазы увеличивают  $\eta'_{10}$ , который с дальнейшим повышением концентрации водорода до 0,45 и 0,6% вновь снижается вследствие увеличения количества  $\beta$ -фазы;  $\Delta q/q$  сплава при 850° С также вначале увеличивается с 0,29 до 0,55 с повышением содержания

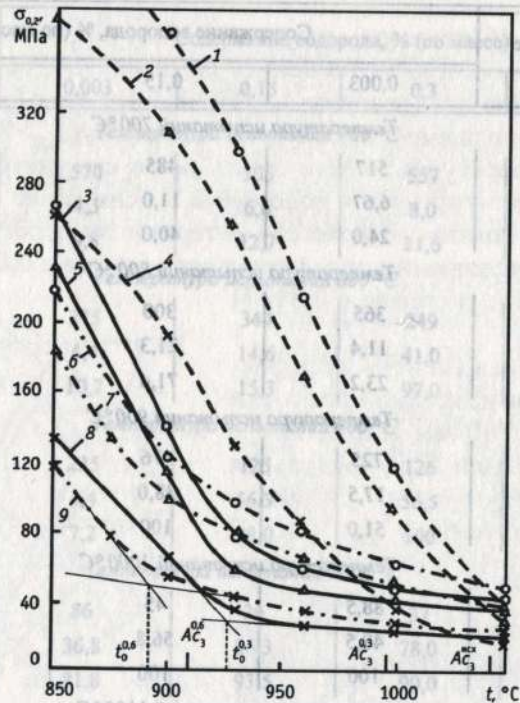


Рис. 4.47. Температурная зависимость условного предела текучести  $\sigma_{0.2}$  сплава СТ4 [7, 11]; содержание водорода, %: 1, 2, 4 — 0,004; 3, 5, 8 — 0,3; 6, 7, 9 — 0,6. Начальные скорости деформации,  $\dot{\varepsilon}_0$ ,  $\text{с}^{-1}$ : 1, 3, 6 —  $6,7 \cdot 10^{-2}$ ; 2, 6, 7 —  $2,1 \cdot 10^{-2}$ ; 4, 8, 9 —  $2,1 \cdot 10^{-3}$

водорода с 0,004 до 0,3%, а затем снижается до 0,43 при 0,45 и 0,6% водорода. При 900° С повышение концентрации водорода приводит к монотонному снижению  $\eta'_{10}$ .

С повышением температуры испытаний и соответствующим увеличением количества  $\beta$ -фазы показатели деформационного разупрочнения  $\eta'_{10}$  и  $\Delta q/q$  наводороженного сплава резко снижаются. У сплава с 0,6% Н деформационное разупрочнение не наблюдается уже при 900° С. Повышение начальной скорости деформации до  $\dot{\varepsilon}_0 = 6,7 \cdot 10^{-2} \text{с}^{-1}$  существенно увеличивает скорость разупрочнения сплава на начальном участке деформации и мало влияет на относительную степень его разупрочнения. У сплава с 0,3% Н при начальных скоростях деформации  $6,7 \cdot 10^{-2}$  и  $2 \cdot 10^{-1} \text{с}^{-1}$  и температуре 960° С после небольшого упрочнения на начальной стадии деформации наблюдается установившаяся стадия течения  $\eta'_{10} = 0$ , а при  $\dot{\varepsilon}_0 = 4,6 \cdot 10^{-1} \text{с}^{-1}$  — упрочнение во всем интервале степеней деформации.

Влияние водорода на технологическую пластичность при горячей деформации жаропрочного  $(\alpha + \alpha_2)$ -сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn

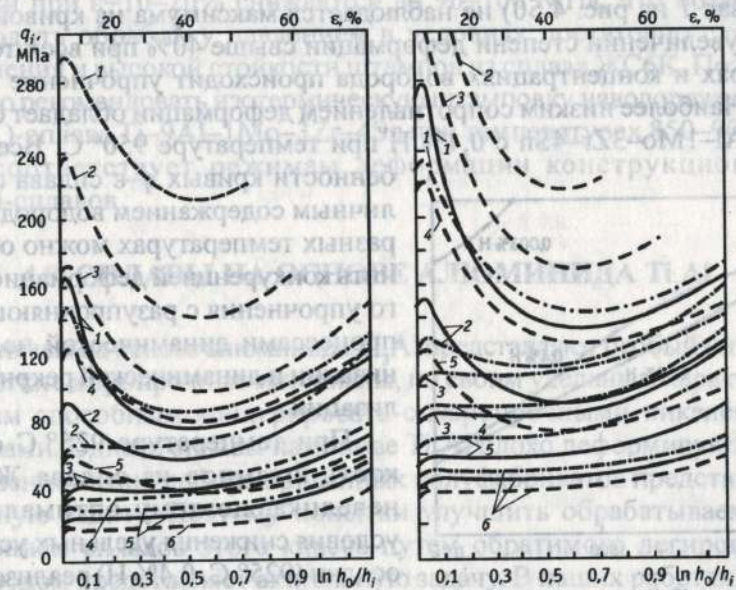


Рис. 4.48. Зависимость удельного усилия осадки СТ4 от степени деформации при скоростях деформации  $\dot{\varepsilon}_0 = 4,2 \cdot 10^{-3} \text{с}^{-1}$  (а) и  $\dot{\varepsilon}_0 = 6,7 \cdot 10^{-2} \text{с}^{-1}$  (б) и содержании водорода: 0,004% (---), 0,3% (—), 0,45% (— · —), 0,6% (— · — · —); температура испытаний, °С: 1 — 850, 2 — 900, 3 — 930, 4 — 960, 5 — 1000, 6 — 1050 [11]

изучали на горячекатаном прутке, который подвергали вакуумному отжигу при 1200° С ( $\beta$ -область) в течение 1 ч для имитации литой структуры. Затем в образцы было введено 0,4 и 0,65% водорода. Микроструктура сплава после вакуумного отжига была представлена крупным исходным  $\beta$ -зерном с пластинчатым внутризерненным строением.

При изотермической осадке при температурах 850, 900, 925 и 950° С и скорости деформации  $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  наводороженные образцы были осаждены до максимально достижимой на использованном оборудовании степени деформации 60% без образования трещин. Водород приводит к снижению условного предела текучести при всех исследованных температурах (рис. 4.49).

На рис. 4.50 приведены зависимости удельных усилий осадки от степени деформации. При всех температурах и концентрациях водорода кривые  $q$ - $\epsilon$  имеют сходный характер. После начального участка деформационного упрочнения ( $\epsilon = 1-3\%$ ) наблюдается спад удельных усилий осадки вследствие разупрочнения с формированием минимума при степени деформации от 20 до 40%. Исключение составляет сплав с 0,65% Н, для которого при температуре 950° С (кривая 1 на рис. 4.50) не наблюдается максимума на кривой  $q$ - $\epsilon$ . При увеличении степени деформации свыше 40% при всех температурах и концентрациях водорода происходит упрочнение сплавов. Наиболее низким сопротивлением деформации обладает сплав Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn с 0,4% Н при температуре 950° С. Все особенности кривых  $q$ - $\epsilon$  сплава с различным содержанием водорода при разных температурах можно объяснить конкуренцией деформационного упрочнения с разупрочняющими процессами динамической полигонизации и динамической рекристаллизации.

При температуре 925° С стойкость штампов из сплава ЖС6К невелика, поэтому оптимальные условия снижения удельных усилий осадки (925° С, 0,4% Н) реализовать не удастся. Из рис. 4.50 следует, что процесс деформации сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn с 0,003% Н при 950° С и сплава с 0,4 и 0,65% Н при 850° С

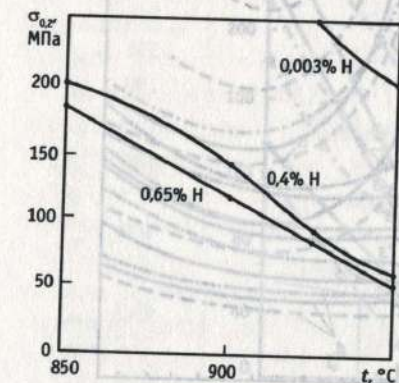


Рис. 4.49. Влияние температуры на условный предел текучести сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn с содержанием 0,003; 0,4 и 0,65% водорода

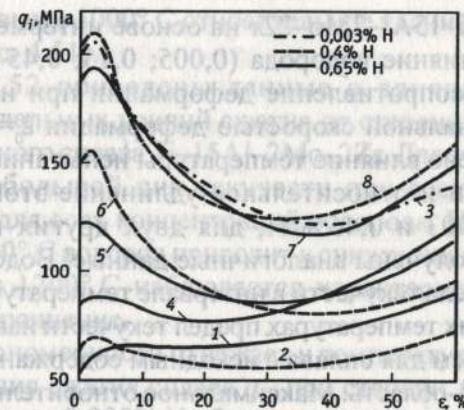


Рис. 4.50. Зависимость удельных усилий осадки сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn с 0,003; 0,4 и 0,65% водорода от степени деформации при температурах 1, 2, 3 — 950° С; 4 — 925° С; 5, 6 — 900° С и 7, 8 — 850° С

происходит в одинаковых силовых условиях. При температуре деформации 900° С и введении в сплав 0,65% Н удельные усилия осадки при  $\epsilon = 10-20\%$  снижаются до 90-100 МПа, что позволяет проводить обработку давлением в условиях достаточно слабого окисления и высокой стойкости штампов из сплава ЖС6К. Поэтому можно рекомендовать изотермическую штамповку наводороженного ( $\alpha + \alpha_2$ )-сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn при температурах 850-900° С, что соответствует режимам деформации конструкционных ( $\alpha + \beta$ )-сплавов.

#### 4.8. СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА Ti<sub>3</sub>Al

Сплавы на основе алюминидов Ti<sub>3</sub>Al представляют особый интерес как легкие жаропрочные материалы, по своим удельным характеристикам способным конкурировать с жаропрочными никелевыми сплавами. Однако сплавы на основе Ti<sub>3</sub>Al плохо деформируются, и получение из них деформированных полуфабрикатов представляет сложную задачу. Поэтому попытки улучшить обрабатываемость давлением сплавов этого класса путем обратимого легирования водородом представляет актуальную задачу. В наших работах была показана перспективность водородной технологии в решении этой задачи на примере двух опытных сплавов на основе алюминидов титана, % (по массе): Ti-15Al-2Mo-2Zr и Ti-14Al-4Nb-3V-1Zr (7115).

Для сплава Ti-15Al-2Mo-2Zr на основе интерметаллида Ti<sub>3</sub>Al было изучено влияние водорода (0,005; 0,15; 0,45 и 0,6% Н) на пластичность и сопротивление деформации при испытаниях на растяжение с начальной скоростью деформации  $\dot{\epsilon}_0 = 1,7 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ . На рис. 4.51 приведено влияние температуры испытаний на условный предел текучести и относительное удлинение этого сплава при содержаниях 0,003 и 0,45% Н; для двух других концентраций водорода были получены аналогичные данные. Водород приводит к снижению предела текучести в интервале температур 600–1100° С. При более высоких температурах предел текучести наводороженного сплава больше, чем для сплава с исходным содержанием водорода, из-за перехода в  $\beta$ -область. Максимальное относительное снижение предела текучести, обусловленное водородом, наблюдается при температуре 1000° С.

У сплава с 0,005% Н максимальные показатели пластичности соответствуют верхнему интервалу ( $\alpha+\beta$ )-области. При переходе в  $\beta$ -область (1200° С) относительное удлинение несколько снижается при сохранении высокого поперечного сужения ( $\psi=94,9\%$ ). Водород резко повышает пластичность сплава Ti-15Al-2Mo-2Zr при всех температурах испытаний. Относительное удлинение сплава с 0,45% Н максимально при 1000° С и достигает 124,3%; при повышении

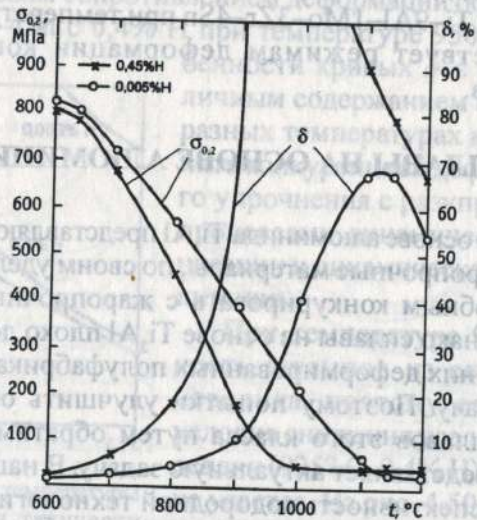


Рис. 4.51. Влияние температуры на условный предел текучести  $\sigma_{0.2}$  и относительное удлинение сплава Ti-15Al-2Mo-2Zr в кованом состоянии при испытаниях на растяжение с начальной скоростью деформации  $\dot{\epsilon}_0 = 1,7 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$

температуры свыше 1000° С относительное удлинение существенно снижается (рис. 4.51).

На рис. 4.52 приведены данные о влиянии водорода на зависимости удельных усилий сжатия от степени деформации для деформированного сплава Ti-15Al-2Mo-2Zr. Для этих зависимостей характерен небольшой пик текучести при всех исследованных температурах для всех концентраций водорода. При температурах 900, 1000 и 1100° С водород приводит к снижению деформационных кривых, а при 1200° С наблюдается характерное для  $\beta$ -области водородное упрочнение.

Эти же закономерности отражает и температурная зависимость удельного усилия сжатия сплава  $q_{10}$  при степени деформации 10% (рис. 4.53). Сплав с 0,005% Н обладает низкой пластичностью. При деформации в верхнем интервале  $\alpha_2$ -области (1000° С) трещины обнаруживаются не только на боковой поверхности образцов в зоне действия максимальных растягивающих напряжений, но и в центре образцов. Водород увеличивает предельную степень деформации при сжатии  $\epsilon_{пр}$  сплава Ti-15Al-2Mo-2Zr как в литом, так и кованом

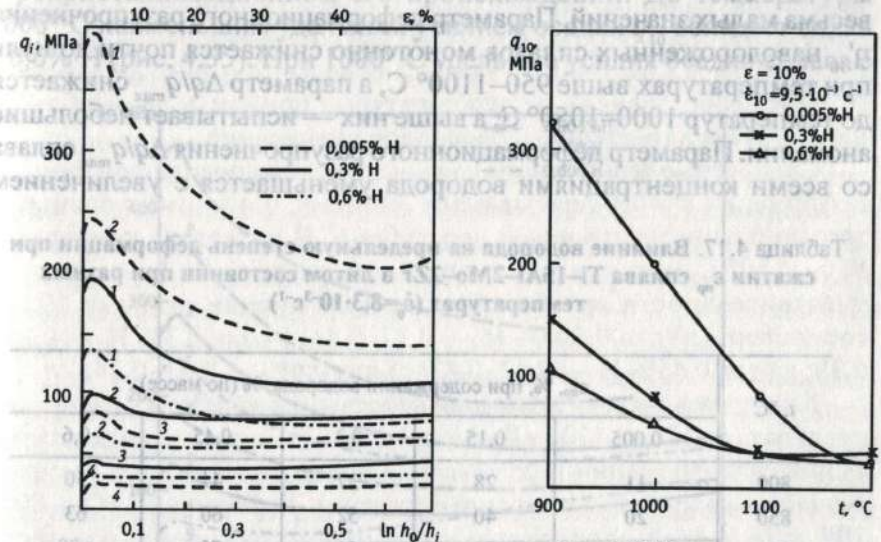


Рис. 4.52. Зависимость удельного усилия сжатия сплава Ti-15Al-2Mo-2Zr с различным содержанием водорода от степени деформации при начальной скорости деформации  $8,3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  при температурах, °С: 900 (1); 1000 (2); 1100 (3) и 1200 (4)

Рис. 4.53. Зависимость удельного усилия сжатия  $q_{10}$  от температуры для сплава Ti-15Al-2Mo-2Zr

состояниях (табл. 4.17 и 4.18). Предельная степень деформации достигает наибольших значений ( $\epsilon_{пр} > 80\%$ ) у наводороженных образцов, условия деформации которых соответствуют ( $\alpha+\beta$ )- и  $\beta$ -области сплава в соответствии с температурно-концентрационной диаграммой сплава с водородом.

В наших работах было изучено влияние водорода на пластичность и сопротивление деформации сплава Ti-14Al-4Nb-3V-1Zr на основе интерметаллида Ti<sub>3</sub>Al. Образцы с содержанием 0,004; 0,3; 0,45 и 0,6% H подвергали изотермической осадке в интервале температур 850–1150° С с начальными скоростями деформации  $\dot{\epsilon}_0 = 2,7 \cdot 10^{-3}$ ;  $5,2 \cdot 10^{-3}$ ;  $1,4 \cdot 10^{-2}$  и  $2,7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ .

Водород приводит к снижению удельного усилия сжатия сплава Ti-14Al-4Nb-3V-1Zr при всех степенях деформации (рис. 4.54). Для зависимостей удельного усилия осадки от степени деформации сплава со всеми исследованными концентрациями водорода характерен небольшой пик текучести, за которым следует деформационное разупрочнение. Для сплава 0,004% H параметры разупрочнения  $\eta'_{10} = dq/d\epsilon$  (при  $\epsilon=10\%$ ) и  $\Delta q_{40}/q_{max}$  максимальны при температурах 900 и 1000° С соответственно, а затем снижаются до весьма малых значений. Параметр деформационного разупрочнения  $\eta'_{10}$  наводороженных сплавов монотонно снижается почти до нуля при температурах выше 950–1100° С, а параметр  $\Delta q/q_{max}$  снижается до температур 1000–1050° С, а выше них — испытывает небольшие аномалии. Параметр деформационного разупрочнения  $\Delta q/q_{max}$  сплава со всеми концентрациями водорода уменьшается с увеличением

Таблица 4.17. Влияние водорода на предельную степень деформации при сжатии  $\epsilon_{пр}$  сплава Ti-15Al-2Mo-2Zr в литом состоянии при разных температурах ( $\dot{\epsilon}_0 = 8,3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ )

t, °C	$\epsilon_{пр}$ %, при содержании водорода, % (по массе)				
	0,005	0,15	0,3	0,45	0,6
800	11	28	37	44	50
850	20	40	52	60	63
900	28	53	61	75	>80
950	39	60	74	>80	>80
1000	43	76	>80	>80	>80
1100	62	>80	>80	>80	>80
1150	>80	>80	>80	>80	>80
1200	>80	>80	>80	>80	>80

Таблица 4.18. Влияние водорода на предельную степень деформации при сжатии  $\epsilon_{пр}$  сплава Ti-15Al-2Mo-2Zr в кованом состоянии при разных температурах

t, °C	$\epsilon_{пр}$ %, при содержании водорода, % (по массе)		
	0,005	0,3	0,6
800	26	46	60
850	43	64	>80
900	57	>80	>80
950	70	>80	>80
1000	>80	>80	>80
1100	>80	>80	>80

скорости деформации; параметр  $\eta'_{10}$  при этом увеличивается.

Анализ закономерностей деформационного разупрочнения, а также результаты металлографического анализа свидетельствуют о рекристаллизационном его происхождении. До температуры 1000° С наименьшим удельным усилием осадки  $q_{10}$  обладает сплав с 0,6% H (рис. 4.55). При 1000° С удельные усилия осадки сплава с

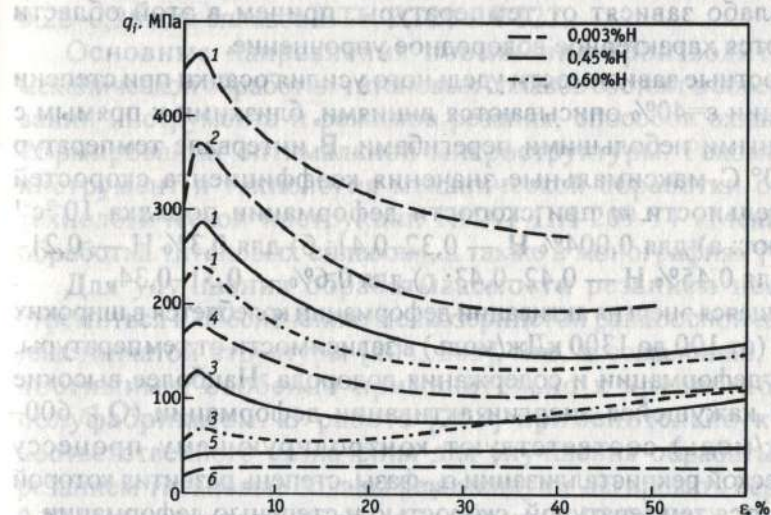


Рис. 4.54. Зависимость удельного усилия сжатия сплава Ti-14Al-4Nb-3V-1Zr с разным содержанием водорода от степени деформации при начальной скорости деформации  $2,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  при температурах, °C: 850 (1); 900 (2); 950 (3); 1000 (4); 1050 (5) и 1100 (6)

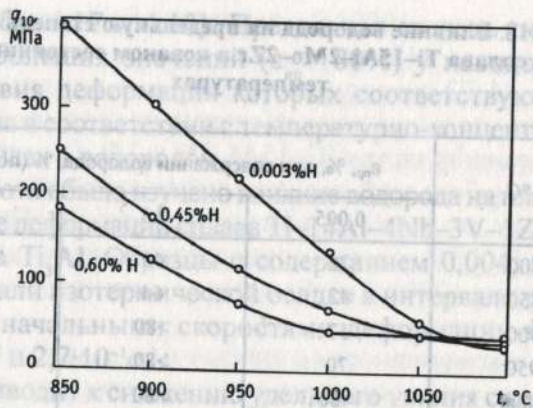


Рис. 4.55. Зависимость удельного усилия осадки  $q_{10}$  сплава Ti-14Al-4Nb-3V-1Zr с разным содержанием водорода при начальной скорости деформации  $2,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$

0,3; 0,45 и 0,6% водорода становятся близкими и почти в три раза меньшими, чем у сплава с 0,004% H.

Наибольшее относительное снижение усилий осадки  $q_{10}$  по сравнению со свойствами сплава с 0,004% достигается для сплава 0,6% H при температурах 950–1000° С и составляет около двух крат. Выше 1050° С, соответствующих  $\beta$ -области (см. рис. 2.5), усилия осадки слабо зависят от температуры, причем в этой области наблюдается характерное водородное упрочнение.

Скоростные зависимости удельного усилия осадки при степени деформации  $\epsilon=40\%$  описываются линиями, близкими к прямым с характерными небольшими перегибами. В интервале температур 850–1150° С максимальные значения коэффициента скоростей чувствительности  $m$  при скорости деформации порядка  $10^{-2} \text{ с}^{-1}$  составляют: а) для 0,004% H — 0,32–0,41; б) для 0,3% H — 0,21–0,39; в) для 0,45% H — 0,42–0,43; г) для 0,6% — 0,31–0,34.

Кажущаяся энергия активации деформации колеблется в широких пределах (от 100 до 1300 кДж/моль) в зависимости от температуры, скорости деформации и содержания водорода. Наиболее высокие значения кажущейся энергии активации деформации ( $Q > 600$ –700 кДж/моль) соответствуют контролирующему процессу динамической рекристаллизации  $\alpha_2$ -фазы, степень развития которой определяется температурой, скоростью и степенью деформации.

## МЕХАНОВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА\*

Титановые сплавы плохо обрабатываются резанием из-за низкой теплопроводности и пластичности; высокого отношения предела текучести к временному сопротивлению разрыву; налипания титана на инструмент; значительного коэффициента трения [71, 204–206]. Все эти факторы приводят к повышению температуры в зоне резания и усилий резания и как следствие увеличению износа инструмента. В связи с этим механическую обработку титана и его сплавов проводят со сравнительно небольшими скоростями резания и малыми глубинами резания и подачами. Режимы резания, особенно скорости резания должны быть снижены по сравнению с обработкой сталей в 3–4 раза для обеспечения приемлемой стойкости инструмента, особенно при обработке на станках с ЧПУ. Поэтому механическая обработка титана и его сплавов мало производительна. Трудоемкость резания титановых сплавов в 4–5 раз выше, чем для углеродистых сталей, и в 7–8 раз больше, чем для алюминиевых сплавов. Коэффициент относительной обрабатываемости по отношению к стали 45 составляет 0,35–0,48 для титана и сплавов BT5 и BT5-1 и 0,22–0,26 для сплавов BT6, BT20 и BT22.

Основные направления повышения производительности механической обработки титановых сплавов состоят в совершенствовании инструмента и режимов резания, способов охлаждения, в формировании оптимальной микроструктуры. Рекомендуемый инструмент и технология механической обработки описаны в технологической инструкции НИАТ ПИ-209-74 «Механическая обработка титановых сплавов», а также в монографиях [71, 207].

Для улучшения обрабатываемости резанием необходимо стремиться к обеспечению мелкозернистой равноосной или тонкой пластинчатой структуры [204, 205], что, к сожалению, не всегда достижимо, особенно применительно к крупногабаритным полуфабрикатам. В работе [208] применительно к деталям неотвественного назначения для улучшения обрабатываемости резанием титановые сплавы рекомендуют легировать серой (0,16–0,22 %) и редкоземельными элементами (0,46–0,86 %). Легирование титановых сплавов серой и РЗМ позволяет значительно увеличить

\*Написано совместно с Ю.Б. Егоровой.

скорость резания из-за уменьшения усилий резания, снижения скорости износа и повышения ломкости стружки. Однако серу невозможно удалить из металла при вовлечении отходов в плавку.

Более перспективным представляется улучшение обрабатываемости титановых сплавов резанием путем обратимого их легирования водородом [63–66]. Введение водорода в титановые сплавы приводит к повышению износостойкости инструмента в несколько раз. В отличие от серы водород можно легко удалить из титановых сплавов вакуумным отжигом, что не только восстанавливает исходные свойства металла, но и повышает их при определенных режимах термоводородной обработки [41–46].

Благоприятное влияние легирования титановых сплавов водородом на их обрабатываемость резанием было обнаружено в работах, начатых в МАТИ им. К.Э. Циолковского в 1987 г. совместно с НИИД. Обнаруженные эффекты благоприятного влияния водорода на обрабатываемость титановых сплавов резанием послужили основой одного из направлений водородной технологии — механоводородной обработки титановых сплавов (МВО) [63–66]. Механоводородная обработка включает в себя: а) наводороживание металла до определенных концентраций; б) собственно механическую обработку; в) вакуумный отжиг для снижения содержания водорода в металле до концентраций, при которых развитие водородной хрупкости деталей в процессе их эксплуатации заведомо исключено. Впоследствии мы пришли к убеждению, что обратимое легирование титана и его сплавов водородом для улучшения их обрабатываемости резанием можно реализовать в двух основных направлениях: а) используя активное влияние водорода на процессы, происходящие непосредственно в зоне резания (эти эффекты и были названы механоводородной обработкой [63–65]); б) преобразуя методами ТВО исходную неблагоприятную структуру (в частности, грубую пластинчатую) в мелкозернистую равноосную [66, 67]. Разумеется, и во втором случае водород приводит к изменению свойств металла в зоне резания по сравнению с исходным его состоянием, но это влияние является вторичным. В то же время эффекты ТВО проявляются и при активном действии водорода на обрабатываемость резанием, так как невозможно наводородить металл до нужных концентраций, не вызывая фазовых и структурных изменений. К тому же после механической обработки наводороженного металла его можно подвергнуть ТВО с целью получения улучшенного комплекса механических свойств. Таким образом, ТВО является неотъемлемой составляющей механоводородной обработки

титановых сплавов.

Механоводородная обработка может применяться как самостоятельный технологический прием или в сочетании с другими направлениями водородной технологии (водородным пластифицированием, термоводородной обработкой, компактоводородными процессами).

### 5.1. ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ПАРАМЕТРЫ РЕЗАНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

В работах, выполненных МАТИ совместно с НИИД и НПО «Авитом», было изучено влияние водорода на обрабатываемость резанием титановых сплавов разных классов: VT1-0, VT5-1 ( $\alpha$ -сплавы); VT20 (псевдо- $\alpha$ -сплав); VT6, VT3-1, VT8, VT25, VT23 ( $\alpha+\beta$ -сплавы). Исследования были проведены на кованых прутках диаметром 50 мм промышленной поставки. Наводороживание заготовок осуществляли в среде газообразного водорода при температурах 750–850° С.

В качестве режущего инструмента использовали проходные резцы с механическим креплением пластин из сплавов BK8 и BK60M. Износ резцов по задней поверхности контролировали с помощью инструментального микроскопа УИМ-23, для измерения сил резания использовали динамометр УДМ-600. Температуру в зоне резания определяли с помощью метода естественной термопары. По результатам испытаний определяли износ резца по задней грани, стойкость резца, относительный поверхностный износ  $h_{он}$ :

$$h_{он} = \frac{h_3 \cdot 100}{l \cdot S}, \text{ мкм}/10^3 \text{ см}^2$$

и удельную размерную стойкость  $T_{ур}$ :

$$T_{ур} = \frac{1}{h_{он}} = \frac{l \cdot S}{h_3 \cdot 100}, 10^3 \text{ см}^2/\text{мкм},$$

где  $h_3$  — износ по задней поверхности резца, мкм;  $l$  — длина пути резания, м;  $S$  — подача, мм/об.

Относительный поверхностный износ характеризует износ резца после обработки 1000 см<sup>2</sup> площади, а удельная размерная стойкость характеризует площадь поверхности, которую способен обработать резец за 1 мкм износа. Для оптимизации режимов резания при МВО

проводили полные стойкостные испытания по стандартной методике [209].

Благоприятное влияние водорода на обрабатываемость резанием было обнаружено как для титана, так и для всех исследованных сплавов. Водород приводит к понижению температуры в зоне резания при точении и фрезеровании титана BT1-0, причем степень влияния водорода на эту температуру возрастает с увеличением скорости резания (рис. 5.1). При скорости резания 40–50 м/мин введение 0,1–0,3 % Н в титан вызывает снижение температуры в зоне резания на 100–150° С. Вместе с тем водород приводит к снижению сил резания  $P_x$ ,  $P_y$  и  $P_z$ . При скоростях резания 40–60 м/мин сила  $P_z$  при точении титана BT1-0 уменьшается от 380–330 Н до примерно 230–150 Н при увеличении содержания водорода в металле от 0,0045 до 0,1–0,3 %. Удельная размерная стойкость инструмента при легировании обрабатываемого металла водородом повышается примерно в три раза. Наибольшая стойкость инструмента наблю-

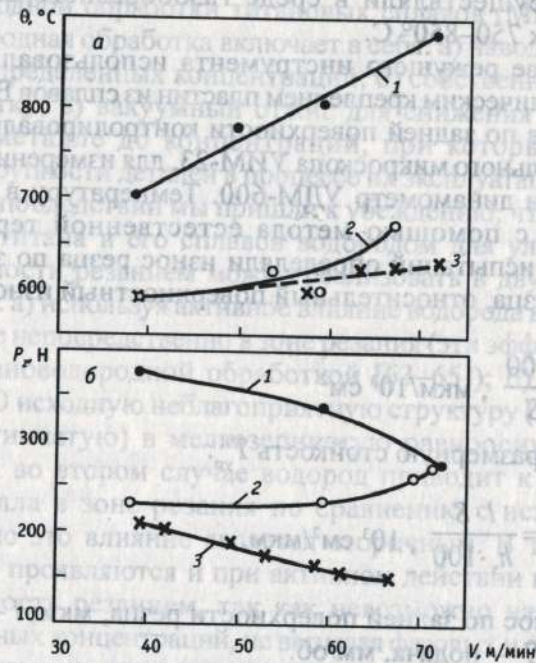


Рис. 5.1. Зависимость температуры в зоне резания (а) и силы резания (б) от скорости резания при точении титана BT1-0 с разным содержанием водорода, % (по массе): 1 — 0,0045; 2 — 0,1; 3 — 0,3; режимы резания  $S=0,2$  мм/об,  $t=0,5$  мм, температура наводороживания 800° С

дается при содержаниях водорода в металле, равных 0,1–0,3 % (по массе).

Влияние водорода на силы резания и температуру (термоЭДС) в зоне резания при точении  $\alpha$ -сплава BT5-1 приведено на рис. 5.2 (температура наводороживания — 800° С) [210]. Температура в зоне резания незначительно уменьшается с увеличением содержания водорода до 0,3 %. С повышением содержания водорода до 0,2 % происходит некоторое увеличение сил резания, а затем они снижаются и при содержании 0,5 % Н принимают меньшие значения по сравнению с исходной заготовкой. Дальнейшее возрастание содержания водорода привело к резкому увеличению сил резания и температуры в зоне резания, что соответственно влияет и на износ резца BK60M при точении заготовок сплава BT5-1 с разным содержанием водорода. Наибольшая стойкость и наименьший износ резца наблюдается при точении заготовки с содержанием водорода 0,5 %; при этом удельная размерная стойкость инструмента  $T_{ур}$  увеличивается приблизительно в 2–3 раза (рис. 5.3). В структуре этого образца выявлено значительное количество гидроксида титана. Дальнейшее увеличение содержания водорода до 0,8 % приводит к ухудшению обрабатываемости сплава резанием. Приведенные на рис. 5.3 данные получены при скорости резания 100 м/мин, которая примерно в 3–5 раза больше применяемых в промышленных условиях (20–30 м/мин). С уменьшением скорости резания эффект благоприятного влияния водорода на обрабатываемость сплава BT5-1 резанием усиливается.

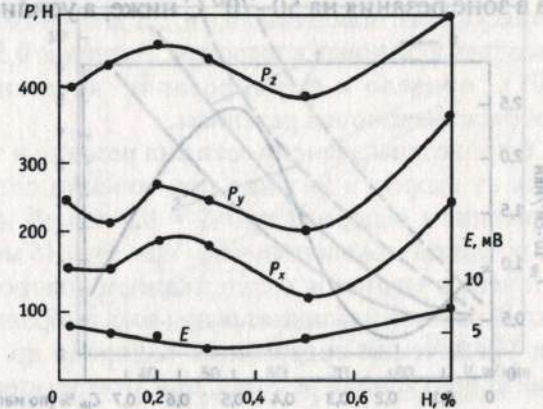


Рис. 5.2. Зависимость сил резания  $P_x, P_y, P_z$  и термоЭДС  $E$  от содержания водорода в сплаве BT5-1; режимы резания:  $V=100$  м/мин,  $S=0,2$  мм/об,  $t=1,0$  мм

При резании наводороженного металла стружка становится более ломкой. Однако при точении наводороженных образцов четырехгранными пластинами из сплава ВК60М устойчивого дробления стружки обнаружено не было. При точении трехгранными пластинами со стружкодробящими канавками наблюдается дробление наводороженной стружки, причем с увеличением содержания водорода дробление стружки усиливается.

При точении псевдо- $\alpha$ -сплава ВТ20 максимальная стойкость инструмента наблюдается при содержаниях водорода 0,3–0,4 % (температура наводороживания составляла 800° С) [64, 65]. Дальнейшее увеличение содержания водорода в обрабатываемом металле сопровождается уменьшением стойкости инструмента, и при концентрациях водорода свыше 0,6 % (по массе) обрабатываемость сплава ВТ20 резанием хуже, чем для исходной заготовки. С уменьшением скорости и глубины резания благоприятное влияние водорода на обрабатываемость сплава усиливается. Микроструктура сплава ВТ20 с исходным содержанием водорода была представлена  $\beta$ -превращенными зернами с пластинчатым внутризерненным строением и  $\alpha$ -оторочкой по границам  $\beta$ -зерен. Введение 0,3 % Н привело к преобразованию пластинчатой структуры в глобулярную. При 0,5 % водорода глобулярная структура металла сохранилась, но сильно возросло количество  $\beta$ -фазы. Если в исходном состоянии количество  $\beta$ -фазы в сплаве составляло 5 %, то при 0,5 % Н — 48 %.

Сплав ( $\alpha+\beta$ )-класса ВТ6 (Ti-6Al-4V) обладает наилучшей обрабатываемостью резанием при концентрациях водорода 0,3–0,4 % (температура наводороживания 800° С). При этих концентрациях температура в зоне резания на 50–70° С ниже, а усилие  $P_z$  примерно

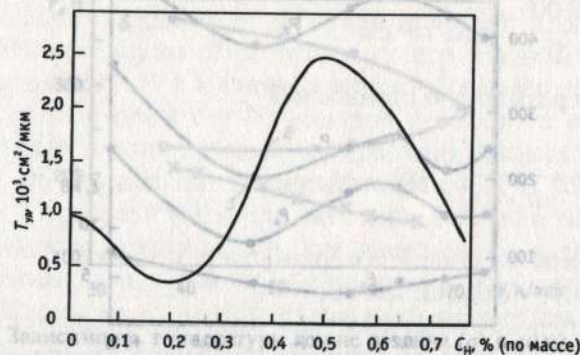


Рис. 5.3. Зависимость удельной размерной стойкости резца ВК8 от содержания водорода в сплаве ВТ5-1

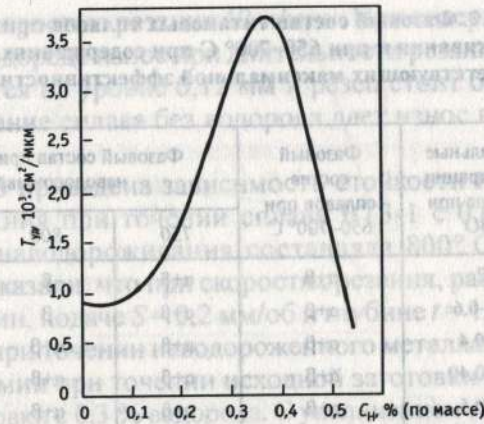


Рис. 5.4. Зависимость удельной размерной стойкости  $T_{sp}$  резца ВК8 при  $V = 60$  м/мин,  $S = 0,2$  мм/об,  $t = 1,0$  мм,  $h = 0,3$  мм от содержания водорода при точении сплава ВТ6 (охлаждение СОЖ)

в 1,4 раза меньше, чем при точении металла с исходным содержанием водорода [64, 65]. При этих же концентрациях водорода наблюдается максимум стойкости  $T$  и удельной размерной стойкости инструмента (рис. 5.4). С уменьшением скорости резания стойкость резцов возрастает, причем благоприятное влияние водорода на обрабатываемость сплава резанием сохраняется (рис. 5.5).

Микроструктура исходных заготовок из сплава ВТ6 была пластинчатой с ярко выраженными границами  $\beta$ -зерен,  $\alpha$ -колоний

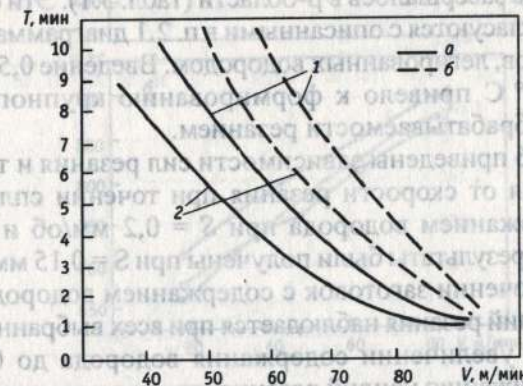


Рис. 5.5. Зависимость стойкости резца ВК8 от скорости резания при точении сплава ВТ6 с содержанием водорода, % (по массе): 0,004 % (а) и 0,3 % (б). Режимы резания: 1 —  $S = 0,2$  мм/об,  $t = 2,0$  мм; 2 —  $S = 0,35$  мм/об,  $t = 1,0$  мм



Таблица 5.1. Фазовый состав титановых сплавов при температурах наводороживания и при 650–700°С при содержаниях водорода, соответствующих максимальной эффективности МВО

Сплав	Оптимальные концентрации водорода при МВО	Фазовый состав сплавов при 650–700°С	Фазовый состав при температурах наводороживания, °С		
			750	800	850
BT1-0	0,2	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\beta$	$\beta$
BT5-1	0,45–0,6	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\beta$	$\beta$
BT20	0,3–0,4	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\beta$
BT6	0,30–0,40	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\beta$
BT3-1	0,4–0,5	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\beta$
BT8	0,7–0,8	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\beta$
BT25	0,15–0,2	$\alpha+\beta+\gamma$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$
То же	0,6–0,7	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\beta$	$\beta$
BT23	0,16–0,43	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\alpha+\beta$	$\beta$

и  $\alpha$ -пластин. С увеличением содержания водорода происходит дробление  $\alpha$ -пластин и преобразование их в глобулы. Вместе с тем увеличивается количество  $\beta$ -фазы. Если в исходных заготовках сплава BT6 содержание  $\beta$ -фазы составляло 12 %, то после введения 0,75÷0,8 % водорода — 56 %. Наводороживание этого титанового сплава исследованного состава при температуре 800°С до оптимальных концентраций происходило в ( $\alpha+\beta$ )-области, а введение 0,5 % водорода завершалось в  $\beta$ -области (табл. 5.1). Эти структурные изменения согласуются с описанными в п. 2.1 диаграммами фазового состава сплавов, легированных водородом. Введение 0,5 % H в сплав BT6 при 800°С привело к формированию крупного  $\beta$ -зерна и ухудшению обрабатываемости резанием.

На рис. 5.6 приведены зависимости сил резания и температуры в зоне резания от скорости резания при точении сплава BT3-1 с разным содержанием водорода при  $S = 0,2$  мм/об и  $t = 1,0$  мм. Аналогичные результаты были получены при  $S = 0,15$  мм/об и  $t = 0,5$ ; 1,0 мм. При точении заготовок с содержанием водорода 0,3–0,5 % снижение усилий резания наблюдается при всех выбранных режимах резания. При увеличении содержания водорода до 0,8 % он не приводит к снижению усилий резания, при этом температура в зоне резания незначительно повышается.

Рис. 5.7 иллюстрирует влияние времени обработки на износ задней грани резца из сплава BK8 при точении сплава BT3-1 с 0,004

и 0,3 % H со скоростью резания 40 м/мин. При содержании в сплаве BT3-1 0,3 % водорода износ при длительности резания более 30 мин стабилизируется на уровне 0,12 мм и резец стоит более 1,5 ч, в то время как резание сплава без водорода дает износ в 0,12 мм всего через 5–8 мин.

На рис. 5.8 приведена зависимость стойкости инструмента от скорости резания при точении сплава BT3-1 с 0,004 и 0,3 % H, температура наводороживания составляла 800°С. Полученные результаты показали, что при скоростях резания, равных приблизительно 40 м/мин, подаче  $S = 0,2$  мм/об и глубине  $t = 1,0$  мм стойкость инструмента при точении наводороженного металла возросла почти в 10 раз: с 20 мин при точении исходной заготовки до 200 мин при точении заготовки с 0,3 % водорода. С увеличением скорости резания разница в стойкости инструмента при точении этих двух заготовок уменьшается; при 80 м/мин стойкость резца при точении наводороженной заготовки равна приблизительно 18 мин, а исходной — 5 мин. Дальнейшее увеличение скорости резания, подачи и глубины приводит к стиранию различий между обрабатываемостью исходного

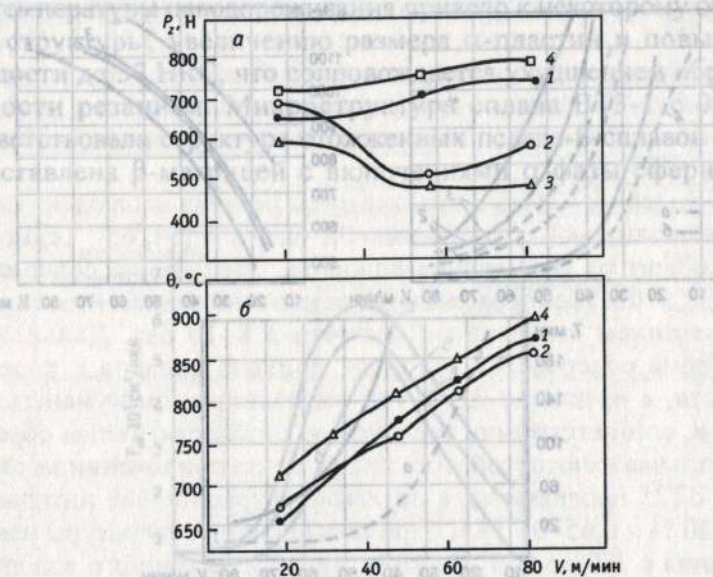


Рис. 5.6. Зависимость силы резания  $P_z$  и температуры  $\theta$  в зоне резания от скорости резания при точении сплава BT3-1 с содержанием водорода, % (по массе): 0,0045 (1); 0,3 (2); 0,5 (3); 0,8 (4). Температура наводороживания 800°С; режимы резания:  $S = 0,2$  мм/об,  $t = 1,0$  мм

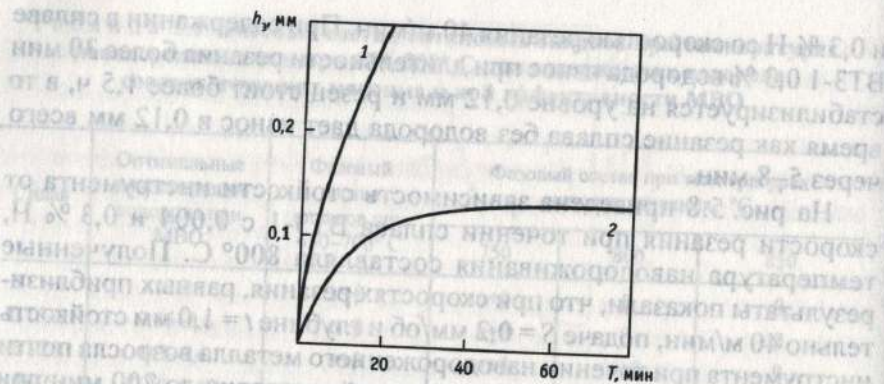


Рис. 5.7. Зависимость износа задней поверхности резца ВК8 от времени его работы  $T$  при точении сплава ВТЗ-1 с разным содержанием водорода, % (по массе): 1 — 0,004 (исх); 2 — 0,3; режимы резания:  $V = 40$  м/мин,  $S = 0,2$  мм/об,  $t = 1,0$  мм, СОЖ, температура наводороживания  $800^\circ\text{C}$

и наводороженного материала, что можно объяснить, с одной стороны, возрастанием диффузионного износа резца с повышением

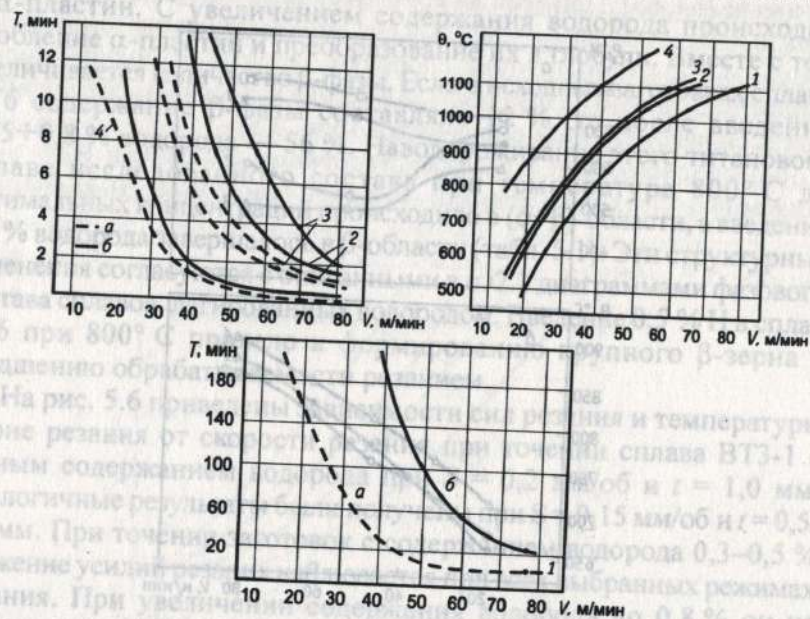


Рис. 5.8. Зависимость стойкости резца ВК8 от скорости резания при точении сплава ВТЗ-1 с содержанием водорода, % (по массе): 0,004 (а) и 0,3 (б). Режимы резания: 1 —  $S = 0,2$  мм/об,  $t = 1,0$  мм; 2 —  $S = 0,2$  мм/об,  $t = 2,0$  мм; 3 —  $S = 0,35$  мм/об,  $t = 1,0$  мм; 4 —  $S = 0,35$  мм/об,  $t = 2,0$  мм;  $h_3 = 0,3$  мм

температуры в зоне резания, а с другой стороны, изменением механических свойств сплава при температурах выше  $700\text{--}800^\circ\text{C}$ , когда происходит резкое увеличение удельной работы разрушения (см. рис. 4.31) [198].

Наибольшая удельная размерная стойкость резца  $T_{уд}$  наблюдается при точении заготовок сплава с 0,3–0,5 % водорода, наводороженных при температурах  $750\text{--}800^\circ\text{C}$  (рис. 5.9). При этом стойкость  $T_{уд}$  возрастает в 7–8 раз, а силы резания уменьшаются на 20–30%. Повышение температуры наводороживания до  $850^\circ\text{C}$  привело к ухудшению стойкости инструмента.

Исходная структура сплава ВТЗ-1 была грубой пластинчатой. Введение водорода привело к изменению внутризеренного строения сплава от пластинчатой к глобулярной форме частиц  $\alpha$ -фазы. Структура образцов с 0,4–0,5 % Н имела смешанный характер и состояла из  $\alpha$ -пластин и  $\alpha$ -глобулей, образовавшихся в результате растворения и коагуляции  $\alpha$ -пластин в процессе наводороживания. В образцах с 0,5 % Н (по массе) увеличилась доля  $\alpha$ -фазы глобулярной формы, а пластины  $\alpha$ -фазы стали тоньше; твердость уменьшилась до 30 HRC по сравнению с исходной заготовкой (35 HRC). Повышение температуры наводороживания привело к некоторому огрублению структуры, увеличению размера  $\alpha$ -пластин и повышению твердости до 37 HRC, что сопровождается ухудшением обрабатываемости резанием. Микроструктура сплава ВТЗ-1 с 0,8 % Н соответствовала структуре отожженных псевдо- $\beta$ -сплавов и была представлена  $\beta$ -матрицей с включениями  $\alpha$ -фазы сферической

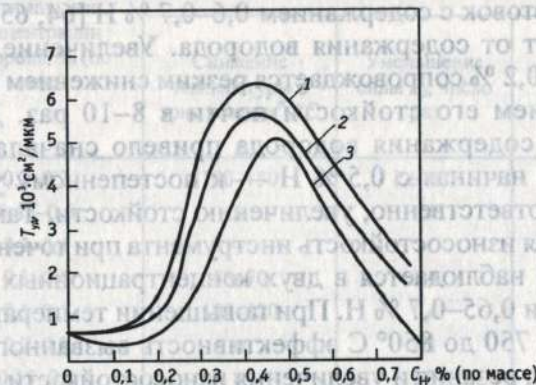


Рис. 5.9. Удельная размерная стойкость резца ВК8 в зависимости от содержания водорода и температуры наводороживания при точении сплава ВТЗ-1,  $^\circ\text{C}$ : 1 — 750, 2 — 800, 3 — 850

формы. Наводороживание этих образцов при 800–850° С завершалось в β-области (табл. 5.1). С повышением температуры наводороживания с 750 до 850° С структура становилась более грубой, а количество β-фазы несколько возрастало. При содержаниях 0,45–0,5 % Н и более в структуре сплавов было обнаружено значительное количество гидридов.

При точении наводороженных заготовок сплава ВТЗ-1 изменяется характер износа резца ВК8 по сравнению с резанием исходного материала. При точении сплавов с исходным содержанием водорода происходит развитие износа как по задней поверхности, так и по передней. По задней поверхности и у вершины резца образуется сплошная фаска износа. В отличие от исходной заготовки при точении наводороженных сплавов по задней поверхности резца наблюдается местный адгезионный износ, о чем свидетельствует образование микрораковин и наличие частиц обрабатываемого материала на контактных поверхностях резца. Радиальный износ резца практически не развивается, о чем свидетельствует отсутствие износа у вершины резца и точное соблюдение размеров образца в процессе эксперимента.

Максимальное увеличение стойкости инструмента при точении сплава ВТ8 достигается при введении 0,7–0,8 % Н. Эффект благоприятного влияния водорода на обрабатываемость сплава ВТ8 резанием, также как и для других сплавов, усиливается с уменьшением скорости резания и понижением температуры наводороживания от 850 до 700° С.

Для сплава ВТ25 наименьшие силы резания наблюдаются при точении заготовок с содержанием 0,6–0,7 % Н [64, 65]. ТермоЭДС мало зависит от содержания водорода. Увеличение содержания водорода до 0,2 % сопровождается резким снижением износа резца и повышением его стойкости почти в 8–10 раз. Дальнейшее повышение содержания водорода привело сначала к падению стойкости, а начиная с 0,5 % Н — к постепенному уменьшению износа и, соответственно, увеличению стойкости. Таким образом, максимальная износостойкость инструмента при точении заготовок сплава ВТ25 наблюдается в двух концентрационных интервалах: 0,15–0,20 % и 0,65–0,7 % Н. При повышении температуры наводороживания с 750 до 850° С эффективность вызванного водородом снижения сил резания и увеличения износостойкости инструмента уменьшается.

Микроструктура исследованной заготовки из сплава ВТ25 имела корзиночное строение без четко выраженных α-колоний. С

увеличением содержания водорода границы α-пластин принимают зубчатую форму, а затем пластины дробятся, хотя и не превращаются в глобули. В структуре заготовки с 0,3 % Н, соответствующей наименьшей стойкости инструмента, была обнаружена сильная α-оторочка по границам β-зерен.

После наводороживания сплава ВТ23 при 800° С износостойкость резцов из сплава ВК8 возрастает с увеличением концентрации водорода от 0,0045 до 0,43 %, а при 0,66 % несколько ухудшается [211]. При выбранной температуре наводороживание сплава ВТ23 завершается в (α+β)-области при концентрациях водорода до 0,5 % и в β-области при больших содержаниях водорода (табл. 5.1), что согласуется с диаграммой фазового состава этого сплава, приведенной на рис. 2.2. Исходная структура сплава ВТ23 была пластинчатой. При введении водорода до 0,3 % наблюдалось сильное измельчение зерна и дробление внутризеренных α-пластин. Дальнейшее увеличение содержания водорода приводит к укрупнению β-зерна и огрублению структуры.

Для описанных выше экспериментальных результатов характерны следующие общие закономерности [63–65]:

1. В определенном интервале концентраций водорода в

Таблица 5.2. Влияние водорода на характеристики обрабатываемости титановых сплавов резанием [64, 65]

Сплав	Оптимальные концентрации водорода, % (по массе)	Изменение характеристик обрабатываемости наводороженного металла по сравнению с исходным		
		Снижение температуры в зоне резания*, °С	Уменьшение силы P <sub>z</sub> , число раз	Повышение удельной размерной стойкости T <sub>уд.</sub> , число раз
ВТ1-0	0,2–0,3	100–150	1,6–1,7	3–3,5
ВТ5-1	0,45–0,6	м	1,1	2–3,0
ВТ20	0,3–0,4	–	–	3,5
ВТ6	0,3–0,4	50–70	1,4	5–8
ВТЗ-1	0,3–0,5	100–120	1,4	8–12
ВТ8	0,7–0,8	м	1,1	4–5
ВТ25	0,15–0,2	м	1,3	8–10
То же	0,7–0,75	м	1,3	8–10
ВТ23	0,16–0,45	–	м	1,5–2

\* м — температура в зоне резания и P<sub>z</sub> изменяются мало.

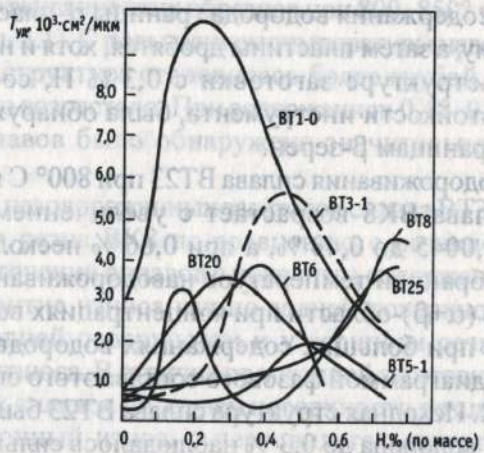


Рис. 5.10. Зависимость удельной размерной стойкости инструмента из сплава BK8 при точении титановых сплавов от содержания в них водорода (температура наводороживания 800° С)

обрабатываемом материале происходит снижение усилий резания, повышение стойкости режущего инструмента; в ряде случаев наблюдается снижение температуры в зоне резания.

2. Наибольший эффект благоприятного влияния водорода соответствует определенным концентрациям водорода, зависящим от состава сплава.
3. Повышение температуры наводороживания с 750 до 850° С приводит к ухудшению обрабатываемости титановых сплавов резанием.
4. С понижением скорости резания, подачи и глубины резания эффект благоприятного влияния водорода на обрабатываемость усиливается.
5. С увеличением содержания водорода стружка становится более хрупкой, а для α-сплавов наводороживание обрабатываемого материала приводит к дроблению стружки.

На рис. 5.10 сопоставлены результаты стойкости испытаний различных титановых сплавов с разным содержанием водорода. Эти результаты показывают, что оптимальные концентрации водорода, при которых эффект механоводородной обработки наиболее значителен, различны для разных сплавов. В табл. 5.2 приведены эффекты механоводородной обработки при оптимальных концентрациях водорода. Механоводородная обработка наиболее эффективна для (α+β)-титановых сплавов с  $K_{\beta}=0,3-0,6$ .

## 5.2. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ НА ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ РЕЗАНИЕМ

Как уже отмечалось выше, обрабатываемость резанием титановых сплавов с грубой пластинчатой структурой значительно хуже, чем при мелкозернистой глобулярной или тонкой пластинчатой структуре. Грубую пластинчатую структуру титановых сплавов методами ТВО можно сравнительно легко преобразовать в структуру с тонким внутризерненным строением, что должно привести к улучшению обрабатываемости резанием.

Для проверки этого предположения 40-мм прутки сплава BT3-1 с исходной грубой пластинчатой структурой были подвергнуты следующим видам обработки:

- а) вакуумному отжигу при 800° С, 10 ч;
- б) наводороживанию до 0,5 % при 800° С, 10 ч;
- в) наводороживанию до 0,5 % при 800° С и последующему вакуумному отжигу при 800° С, 10 ч.

После вакуумного отжига при 800° С структура сплава осталась пластинчатой, но пластины стали более четкими и несколько более толстыми; при этом толщина α-оторочки по границам β-зерен уменьшилась. После введения 0,5 % Н размеры β-зерна сохранились, но внутризерненное строение было представлено очень мелкими несколько удлиненными α-зернами, α-оторочка при этом исчезла. Последующий вакуумный отжиг почти не изменил структуру наводороженного металла за тем исключением, что α-глобули стали несколько более четкими.

Характеристики обрабатываемости сплава BT3-1 резанием после указанных обработок приведены в табл. 5.3.

Вакуумный отжиг привел к некоторому уменьшению сил резания и повышению стойкости инструмента, что скорее всего связано с уменьшением толщины α-оторочки. Введение в сплав BT3-1 0,5% Н вызвало существенное снижение сил резания и увеличение стойкости инструмента более чем в 10 раз. После вакуумного отжига параметры обрабатываемости резанием сплава BT3-1 стали хуже, чем для образцов с водородом, но лучше, чем для исходного металла, в том числе и после его вакуумного отжига.

Полученные результаты подтверждают выдвинутое ранее предложение о возможности двойного использования водорода для улучшения обрабатываемости титановых сплавов резанием: «активного» и «пассивного». При точении наводороженных образцов

Таблица 5.3. Влияние термоводородной обработки на параметры резания сплава ВТЗ-1 ( $V = 100$  м/мин;  $S = 0,2$  мм/об;  $t = 1,0$  мм; сплав ВК8)

Состояние сплава*	Силы резания, Н				Термо-ЭДС, мВ	Стойкость инструмента, мин, при износе $h_3$ , мм	
	$P_x$	$P_y$	$P_z$	$P_\Sigma$		0,2	0,3
Исходное	400	696	638	1025	19,5	0,4	1,0
Исходное+ВО	375	528	518	829	19,5	0,75	1,5
0,5 % Н	300	421	527	738	19,0	8,5	13,0
0,5 % Н +ВО	361	491	518	800	19,2	2,5	6,5

\* ВО — вакуумный отжиг при  $800^\circ\text{C}$ .

водород принимает активное участие в процессах резания, улучшая обрабатываемость. При точении образцов после ТВО улучшение обрабатываемости обусловлено только измельчением зерна, водорода в металле практически нет. Эти данные ясно указывают на некоторые специфические реализующиеся при резании явления, к которым приводит водород, введенный в металл.

Влияние термоводородной обработки на обрабатываемость титановых сплавов резанием было изучено также на примере сплава ВТ23 [67, 211]. Исследования были выполнены на 40-мм титановых прутках с исходной пластинчатой структурой после 4-х видов обработки:

- наводороживающий отжиг при  $800^\circ\text{C}$ , 10 ч;
- закалка наводороженных образцов с  $800^\circ\text{C}$  в воде;
- закалка + старение при  $500^\circ\text{C}$ , 6 ч;
- наводороживающий отжиг при  $600^\circ\text{C}$ , 10 ч + вакуумный отжиг при  $800^\circ\text{C}$ .

После наводороживания при  $800^\circ\text{C}$  и охлаждения с печью структура образцов с исследованными содержаниями водорода (до 0,66 %) была представлена  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами. Наводороживание образцов до 0,3 % привело к сильному измельчению зерна и дроблению внутризеренных пластин. Введение водорода в концентрациях более 0,3 % завершалось в  $\beta$ -области, что привело к укрупнению  $\beta$ -зерна и формированию при охлаждении более грубой структуры по сравнению с образцами с 0,3 % Н.

После закалки с температуры  $800^\circ\text{C}$  структура закаленного сплава с 0,0045–0,2 % Н представлена  $\alpha$ - и  $\beta_m$ -фазами, с 0,3 % Н —  $\alpha$ -,  $\alpha''$ - и  $\beta$ -фазами, с 0,4–0,5 % —  $\alpha''$ - и  $\beta$ -фазами, а с 0,66 % — метастабильной  $\beta_m$ -фазой. В процессе старения при  $500^\circ\text{C}$  прошел

распад метастабильных  $\alpha''$ - и  $\beta_m$ -фаз.

В табл. 5.4 приведен относительный поверхностный износ резца ВК8 при точении образцов сплава ВТ23 после обработки по указанным режимам.

Наименьший износ резца наблюдается при точении заготовки с 0,43 % (по массе) Н после закалки, что обусловлено, скорее всего, пониженной твердостью из-за образования метастабильных  $\beta$ - и  $\alpha''$ -фаз. На рис. 5.11 приведена зависимость удельной размерной стойкости резца ВК8 от содержания водорода в сплаве ВТ23 после различных режимов термической обработки. После наводороживающего отжига наибольшую стойкость имеют резцы при точении сплава ВТ23 с 0,3 % водорода, что связано с формированием мелкозернистой структуры. После закалки лучшая обрабатываемость наблюдается при точении образцов с содержанием водорода 0,43 %, а после закалки и старения при  $500^\circ\text{C}$ , 6 ч — при 0,66 % Н.

Обрабатываемость резанием сплава ВТ23 можно также улучшить, используя термоводородную обработку, состоящую из наводороживающего и вакуумного отжигов. В табл. 5.5 приведены результаты измерения сил резания и температуры в зоне резания при точении образцов сплава ВТ23 после наводороживающего отжига при  $600^\circ\text{C}$  и вакуумного отжига при  $800^\circ\text{C}$ .

Стойкость резцов возрастает с понижением сил резания и температуры в зоне резания. Наилучшие показатели обрабатываемости резанием сплава ВТ23 наблюдаются при точении образцов после термоводородной обработки по режимам:

Таблица 5.4. Влияние ТВО на твердость и относительный поверхностный износ ( $h_{on}$ ) резца ВК8 при точении сплава ВТ23 [211]

Содержание водорода, % (по массе)	Наводороживающий отжиг при $800^\circ\text{C}$		Закалка, $800^\circ\text{C}$		Старение, $500^\circ\text{C}$	
	HRC	$h_{on}$ , мкм/ $10^3\text{cm}^2$	HRC	$h_{on}$ , мкм/ $10^3\text{cm}^2$	HRC	$h_{on}$ , мкм/ $10^3\text{cm}^2$
0,0045	34*	1,25*	32	1,1	38	1,65
0,16	36,7	1,09	26,6	1,5	39	4,5
0,30	37	0,85	27	1,0	40	2,5
0,43	39	1,02	27	0,75	40	1,5
0,66	30	1,28	29	0,88	33	1,1

\* В состоянии поставки.

Таблица 5.5. Влияние ТВО на твердость сплава ВТ23, силы резания ( $P$ ) и температуру ( $\theta_p$ ) в зоне резания при точении ( $V = 60$  м/мин,  $S = 0,2$  мм/об,  $t = 2,0$  мм) [211]

ТВО	$C_H$ , %	HRC	$P_x$ , МПа	$P_y$ , МПа	$P_z$ , МПа	$\theta_p$ , °C
Состояние поставки	0,0045	33	540	750	900	800
НО	0,04	38	—	—	—	—
НО	0,1	37	535	700	960	790
НО	0,5	35	480	670	980	750
ВО*	0,003	34	545	765	935	810
НО до 0,04 % Н+ВО	0,004	29	430	650	860	730
НО до 0,1 % Н+ВО	0,006	32	620	900	930	780
НО до 0,5 % Н+ВО	0,006	34	470	660	915	700

\* Вакуумный отжиг исходных образцов.

наводороживающий отжиг при 600° С до 0,04 и 0,5 % + вакуумный отжиг при 800° С. ТВО дает более широкие возможности управления структурой, фазовым составом и свойствами, чем термическая обработка ненаводороженного сплава. Например, твердость сплава ВТ23, подвергнутого ТВО, меняется от 29 до 42 HRC, а после закалки и старения ненаводороженных образцов от 31 до 36 HRC.

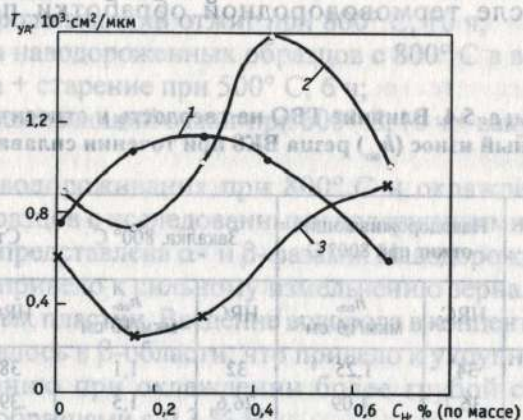


Рис. 5.11. Влияние водорода на удельную размерную стойкость резца ВК8 при точении сплава ВТ23 после различной обработки [11]: 1 — наводороживающий отжиг при 800° С; 2 — наводороживание + закалка с 800° С; 3 — закалка + старение ( $V = 60$  м/мин;  $S = 0,2$  мм/об;  $t = 1,0$  мм)

Таким образом, предпочтительной для улучшения обрабатываемости резанием структурой можно считать  $\beta + \alpha$ , формирующуюся после закалки как наводороженных, так и ненаводороженных образцов сплава ВТ23. Однако благоприятное влияние закалки на обрабатываемость резанием выше для образцов с повышенным содержанием водорода.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что возможны различные варианты ТВО, при которых сплав ВТ23 имеет более высокую обрабатываемость резанием по сравнению с исходным состоянием. Такое разнообразие обрабатываемости резанием дает возможность разработать различные технологические схемы обработки сплава ВТ23 с использованием термоводородной и механоводородной обработки.

При разработке конкретных технологических процессов целесообразно совмещение закалки с наводороживающим отжигом и применение более мягких режимов охлаждения (например, на воздухе) для обеспечения формирования водородосодержащих фаз  $\beta$  и  $\alpha$  и исключения высоких термических напряжений. Наводороживающий отжиг желательно проводить при температурах не выше 800° С во избежание роста зерна. Если основная цель обработки — обеспечить формирование глобулярной структуры, то предпочтительная концентрация водорода — 0,2–0,3 %, хотя для этой концентрации влияние термоводородной обработки на обрабатываемость резанием меньше.

### 5.3. ОЦЕНКА РАЦИОНАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ МЕХАНОВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ

Оценка рациональных режимов механоводородной обработки включает в себя: обоснование оптимальных концентраций водорода и температуры наводороживания; рациональных режимов резания наводороженного металла; выбор режимов вакуумного отжига, обеспечивающего требуемые свойства.

Благоприятное влияние водорода на обрабатываемость титановых сплавов резанием в наибольшей степени проявляется при определенных условиях. Когда МВО является самостоятельным технологическим процессом, при оценке желательной концентрации водорода следует руководствоваться данными, приведенными в табл. 5.2. Если МВО входит как основная часть в более общий технологический процесс водородной технологии, то оценка целесообразной концентрации водорода осложняется, так как оптимальные

содержания водорода, при которых в наибольшей степени проявляются различные благоприятные в технологическом отношении эффекты, в общем случае не совпадают (табл. 5.6). Так, в частности, ТВО, как правило, наиболее эффективна при существенно больших концентрациях водорода по сравнению с теми, которые оптимальны при водородном пластифицировании и МВО. В этом случае следует выбрать те концентрации водорода, при которых различные водородные эффекты не максимальны, а достаточны для достижения нужных результатов.

Температуру наводороживания следует выбирать по возможности наиболее высокой, чтобы сократить длительность процесса, если только не ставится цель получить специфические структуры, необходимые для достижения определенных задач ТВО. Однако температура не должна быть чрезмерно высокой из-за роста зерна в  $\beta$ -области, температура наводороживания не должна превышать точку  $A_{c_3}$  для наводороженного металла. Как уже отмечалось ранее (см. п. 1.4), для сокращения длительности наводороживания и соблюдения условия  $t_{н.о} < A_{c_3}$  процесс можно начинать при сравнительно высокой температуре, а затем ее понижать из-за  $\beta$ -стабилизирующего действия водорода.

В описанных в п. 5.1 экспериментах температура наводороживания была выбрана равной  $800^\circ\text{C}$ , потому что требовалось

Таблица 5.6. Оптимальные концентрации водорода в различных технологических процессах водородной технологии

Сплавы	Оптимальные концентрации водорода при различных технологических процессах, % (по массе)		
	ТВО	ВП	МВО
BT1-0	—	0,1–0,25	0,2–0,3
BT5-1 (BT5Л)	0,5–0,9	0,2–0,3	0,45–0,6
BT20 (BT20Л)	0,8	0,3–0,4*; 0,4**	0,3–0,4
BT6 (BT6Л)	0,6	0,15–0,25	0,35–0,45
BT3-1	—	0,2–0,3	0,3–0,5
BT8	—	—	0,7–0,8
BT25 (BT25У)	0,15	0,15	0,15–0,2
—	—	—	0,65–0,7
BT23 (BT23Л)	0,5	—	0,3

\* По данным работы [11];

\*\* По данным [29].

наводороживать прутки довольно большого диаметра (40 мм), так как для получения достоверных данных по износу инструмента нужно снимать резанием довольно большой слой металла. Для оптимальных в МВО концентраций водорода для большинства сплавов эта температура близка к точке  $A_{c_3}$ , хотя и несколько ниже нее (см. табл. 5.1).

Для небольших деталей или при небольшой толщине снимаемого слоя для крупных деталей температуру наводороживания целесообразно задавать более низкой ( $700\text{--}750^\circ\text{C}$ ). Заметим, что если глубина слоя, который надо снять механической обработкой, сравнительно невелика, то нет необходимости сквозного наводороживания, достаточно наводородить металл на толщину припуска [109, 212]. Возможные при поверхностном наводороживании распределения водорода по глубине иллюстрирует рис. 1.21 на примере сплава BT6.

На основе статистического анализа экспериментальных данных были получены формулы расчета стойкости твердосплавных резцов и скорости резания при точении различных титановых сплавов с исходным и оптимальным для резания содержанием водорода:

действующая технология:

$$T = \frac{C_T}{V^{2,7} \cdot S^{2,4} \cdot t^{2,3}}; V = \frac{C_V}{T^{0,37} \cdot S^{0,89} \cdot t^{0,85}}; \quad (5.1)$$

$$\text{МВО: } T = \frac{C_T}{V^{3,2} \cdot S^{2,6} \cdot t^{3,2}}; V = \frac{C_V}{T^{0,31} \cdot S^{0,82} \cdot t^{1,1}}. \quad (5.2)$$

Значения коэффициентов  $C_T$  и  $C_V$  для различных титановых сплавов приведены в табл. 5.7 ( $h_3 = 0,5$  мм).

На основе полученных уравнений были разработаны номограммы для определения наивыгоднейших сочетаний подач, глубин и скоростей резания для исходных и наводороженных заготовок. На рис. 5.12 для примера приведены номограммы для сплава BT3-1 с исходным содержанием водорода и с 0,3 % водорода. Механоводородную обработку целесообразно совмещать с водородным пластифицированием, поэтому была выбрана концентрация водорода 0,3 %, при которой водородное пластифицирование в сплаве BT3-1 проявляется в максимальной степени.

Из анализа номограммы, приведенной на рис. 5.12, следует, что для наводороженного сплава BT3-1 скорость резания можно повысить в 1,5–2 раза при постоянной подаче и глубине резания

Таблица 5.7. Коэффициенты в уравнениях (5.1), (5.2) для различных титановых сплавов (для  $S = 0,1-0,35$  мм/об;  $t = 1,0-2,0$  мм)

Сплав	Действующая технология		МВО	
	$C_T$	$C_r$	$C_T$	$C_r$
BT1-0	103466	72	1044060	73
BT5-1	24142	42	299463	50
BT20	15923	36	356488	53
BT6	14757	35	448765	57
BT8	14194	34,5	271722	48
BT25	13646	34	236457	46
BT3-1	12589	33	410500	55
BT23	9733	30	98356	35

или при сохранении постоянной скорости можно проводить механическую обработку при большой подаче и глубине резания. Например, при  $S = 0,21$  мм/об и  $t = 2,0$  мм скорость резания можно увеличить с 22 до 38 м/мин или при скорости резания 40 м/мин и подаче  $S = 0,21$  мм/об точение можно проводить при глубине  $t = 2$  мм вместо  $t = 1$  мм.

После механической обработки наводороженные заготовки необходимо подвергать вакуумному отжигу, чтобы исключить развитие водородной хрупкости в процессе эксплуатации. Режимы вакуумного отжига выбираются в соответствии с принципами,

Таблица 5.8. Механические свойства сплава BT3-1 после механоводородной обработки (МВО)

Механические свойства	Режим обработки*				
	I	II	III	IV	V
Временное сопротивление $\sigma_b$ , МПа	1180	1150	1153	—	—
Предел текучести $\sigma_T$ , МПа	960	950	945	—	—
Относительное удлинение $\delta$ , %	8	9	9,6	—	—
Предел выносливости при $N = 5 \cdot 10^6$ , МПа	470	500	525	535	550

\* I — исходные образцы  $C_H = 0,004$  %; II — вакуумный отжиг исходных образцов при  $800^\circ\text{C}$ ,  $C_H = 0,003$  %; III — наводороживание до 0,3 % + МВО + вакуумный отжиг при  $800^\circ\text{C}$ ; IV — наводороживание до 0,5 % + МВО + вакуумный отжиг при  $800^\circ\text{C}$ ; V — наводороживание до 0,5 % + вакуумный отжиг при  $800^\circ\text{C}$  + обработка резанием.

изложенными в гл. I [71, 85]. Механические свойства деталей, полученные с использованием обратимого легирования водородом, после вакуумного отжига не хуже, чем при существующей технологии.

В табл. 5.8 приведены кратковременные механические свойства и предел выносливости сплава BT3-1 после обработки по различным режимам. Испытания на усталость были выполнены на установке УРС 2/3000 с резонансным силовозбуждением на гладких образцах по схеме осевого растяжения с коэффициентом асимметрии цикла  $R = 0,75$  и частоте нагружения 40 Гц; база испытаний  $5 \cdot 10^6$  циклов.

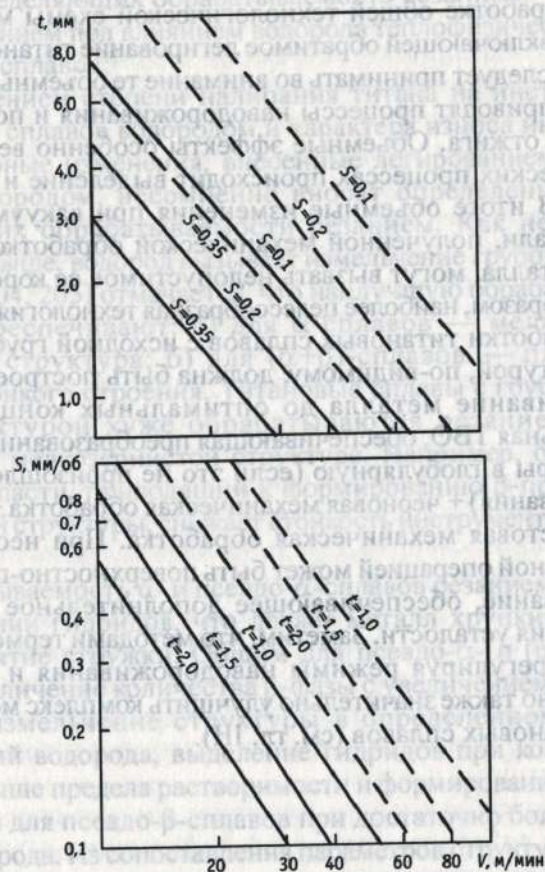


Рис. 5.12. Номограммы для выбора режимов резания при точении сплава BT3-1 с содержанием водорода 0,004 % (—) и 0,3 % (- - -);  $T = 30$  мин;  $h_3 = 0,5$  мм; охлаждение — сжатый воздух; резец BK8



Временное сопротивление разрыву и предел текучести после всех видов обработки незначительно снижаются, а относительное удлинение несколько повышается. Усталостная прочность сплава ВТЗ-1 после легирования водородом и вакуумного отжига возросла на 5–10 % по сравнению с исходным материалом, подвергнутым аналогичному вакуумному отжигу. Наиболее высокое сопротивление усталости достигается в том случае, когда механическая обработка проводится после вакуумного отжига. Этот эффект был ранее описан в монографии [85]. Он связан с тем, что при вакуумном отжиге снимаются полезные сжимающие напряжения, возникающие в поверхностных слоях металла при тчении.

При разработке общей технологической схемы механической обработки, включающей обратимое легирование титановых сплавов водородом, следует принимать во внимание те объемные изменения, к которым приводят процессы наводороживания и последующего вакуумного отжига. Объемные эффекты особенно велики, если в технологических процессах происходит выделение и растворение гидридов. В итоге объемные изменения при вакуумном отжиге готовой детали, полученной механической обработкой наводороженного металла, могут вызвать недопустимое ее коробление.

Таким образом, наиболее целесообразная технология механоводородной обработки титановых сплавов с исходной грубой пластинчатой структурой, по-видимому, должна быть построена по схеме: наводороживание металла до оптимальных концентраций + дополнительная ТВО, обеспечивающая преобразование пластинчатой структуры в глобулярную (если это не произошло в процессе наводороживания) + черновая механическая обработка + вакуумный отжиг + чистовая механическая обработка. При необходимости заключительной операцией может быть поверхностно-пластическое деформирование, обеспечивающее дополнительное повышение сопротивления усталости. Заметим, что методами термоводородной обработки, регулируя режимы наводороживания и вакуумного отжига, можно также значительно улучшить комплекс механических свойств титановых сплавов (см. гл. III).

## 5.4. О ПРИРОДЕ БЛАГОПРИЯТНОГО ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ОБРАБАТЫВАЕМОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ РЕЗАНИЕМ

Благоприятное влияние водорода на обрабатываемость титановых сплавов резанием может быть обусловлено действием следующих факторов [63–67]:

- а) структурными и фазовыми изменениями, вызванными легированием титановых сплавов водородом;
- б) изменением при легировании водородом механических свойств, определяющих обрабатываемость резанием;
- в) изменением под влиянием водорода теплофизических свойств титана и его сплавов;
- г) изменением степени налипания титана на инструмент при легировании сплавов водородом и характера износа инструмента.

Структурные изменения, внесенные легированием титановых сплавов водородом, несомненно вносят определенный вклад в улучшение их обрабатываемости резанием. Как неоднократно отмечалось выше, водород вызывает измельчение грубой структуры. В работах [204, 205] отмечается, что наилучшую обрабатываемость резанием обеспечивают: а) для  $\alpha$ -сплавов — мелкозернистая равноосная структура; б) для  $(\alpha+\beta)$ -сплавов — пластинчатая структура тонкого строения. Титановые сплавы с грубой пластинчатой структурой хуже обрабатываются резанием, чем при глобулярной мелкозернистой структуре. Например, отжиг сплава ВТ6ч в  $\beta$ -области, приводящий к формированию  $\beta$ -превращенной пластинчатой структуры, снижает стойкость инструмента в несколько раз [71].

Обрабатываемость  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -сплавов резанием улучшается при выделении гидридов, что делает металл хрупким и ломким, облегчая снятие стружки. Общим для псевдо- $\alpha$ - и  $(\alpha+\beta)$ -сплавов является увеличение количества  $\beta$ -фазы с увеличением содержания водорода, измельчение структуры в определенном интервале концентраций водорода, выделение гидридов при концентрациях водорода выше предела растворимости и формирование структуры, характерной для псевдо- $\beta$ -сплавов при достаточно больших содержаниях водорода. Из сопоставления параметров структуры псевдо- $\alpha$ - и  $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов с разным содержанием водорода с зависимостями характеристик резания от содержания водорода следует, что наилучшей обрабатываемостью резанием обладают сплавы с мелкозернистой структурой. Увеличение содержания

водорода в  $(\alpha+\beta)$ -сплавах выше оптимальной концентрации приводит к увеличению количества  $\beta$ -фазы до значений, характерных для псевдо- $\beta$ -сплавов, которые плохо обрабатываются резанием, что связано с большой вязкостью материала и сильным налипанием обрабатываемого материала на инструмент. Ухудшение обрабатываемости резанием при повышении температуры наводороживания с 750 до 850° С, по-видимому, также обусловлено формированием более грубой структуры и увеличением количества  $\beta$ -фазы.

Структурные изменения не являются единственной причиной улучшения обрабатываемости титановых сплавов резанием. Это заключение следует из описанных выше экспериментальных фактов. Так, в частности, при наводороживании титанового сплава ВТЗ-1 наиболее мелкозернистая глобулярная структура формируется при концентрациях водорода, лежащих в  $(\alpha+\beta)$ -области несколько левее линии  $A_c^4$ . Эти концентрации составляют 0,5; 0,4 и 0,3 % водорода соответственно для температур наводороживания 750, 800 и 850° С. Поэтому при определяющей роли величины зерна в обрабатываемости резанием максимум стойкости инструмента на кривых  $T_{уд} - C_H$  должен смещаться в сторону более низких концентраций водорода с повышением температуры наводороживания. На самом деле наблюдается обратная закономерность (рис. 5.9). Наводороженные образцы сплава ВТЗ-1 с мелкозернистой структурой обрабатываются резанием лучше, чем с такой же структурой после вакуумного отжига (табл. 5.3).

Приведенные выше результаты подтверждают целесообразность выдвинутого ранее предложения о двояком действии водорода на улучшение обрабатываемости титановых сплавов резанием: «активном» и «пассивном». При точении наводороженных образцов водород принимает активное участие в процессах резания, улучшая обрабатываемость. При точении образцов после ТВО, завершающейся вакуумным отжигом, улучшение обрабатываемости обусловлено только измельчением зерна, водорода в металле практически нет. Экспериментальные данные ясно указывают на некоторые специфические реализующиеся при резании явления, к которым приводит водород, введенный в металл.

К активно действующим факторам следует отнести влияние водорода на работу пластической деформации в зоне резания, удельную работу разрушения, тепловыделение и отвод тепла от зоны резания, силы трения инструмента с обрабатываемым материалом. Именно эти процессы определяют силы резания, температуру в зоне резания и, как следствие, стойкость инструмента.

О влиянии водорода на активные факторы, определяющие обрабатываемость металла резанием, можно судить по влиянию водорода на стандартные кратковременные свойства.

На рис. 4.30 приведено влияние водорода на механические свойства сплава ВТЗ-1 при разных температурах. При температурах 700–950° С, соответствующих температурам в зоне резания, с увеличением содержания водорода в сплаве ВТЗ-1 временное сопротивление разрыву уменьшается, достигает минимума при 0,3 % Н, а затем несколько повышается. При температурах 800–950° С временное сопротивление разрыву мало зависит от содержания водорода и имеет тенденцию к снижению с увеличением его концентрации. Изменение условного предела текучести сплава ВТЗ-1 с увеличением содержания водорода при разных температурах аналогично изменению временного сопротивления разрыву.

При температурах до 700° С ударная вязкость сплава ВТЗ-1 тем ниже, чем больше содержания в нем водорода (см. рис. 4.31). Выше 700° С ударная вязкость сравнительно мало зависит от концентрации водорода, но резко возрастает с повышением температуры. Ударная вязкость (удельная работа разрушения) коррелирует с обрабатываемостью резанием сплава ВТЗ-1. Наибольшая стойкость инструмента при точении сплава ВТЗ-1 наблюдается при его легировании 0,35–0,5 % Н. При этом ударная вязкость сплава ВТЗ-1 при температурах ниже 700–750° С уменьшается с увеличением концентрации водорода. Если считать указанную корреляцию корректной, то становится понятным уменьшение эффекта механоводородной обработки с увеличением скоростей резания. При увеличении скоростей резания температура в зоне резания повышается и когда она становится выше 800–900° С, обусловленного водородом снижения ударной вязкости не наблюдается и благоприятное действие водорода на стойкость инструмента пропадает.

Прочностные характеристики сплава ВТЗ-1 ( $\sigma_B$  и  $\sigma_{0,2}$ ) минимальны при концентрации водорода 0,3 %, а не при 0,35–0,5 % Н. Несовпадение концентраций, при которых наблюдается минимум прочностных свойств и максимум стойкости инструмента, обусловлено по-видимому, тем, что скорости резания ( $10^2 \text{ с}^{-1}$ ) на четыре–шесть порядков больше скорости деформации при испытании образцов на растяжение. Заметим, что при испытаниях на ударную вязкость скорость деформации ( $\sim 10^2 \text{ с}^{-1}$ ) соответствует скоростям деформации при резании.

Авторы работ [206, 213] полагают, что обрабатываемость металлов резанием определяется коэффициентом упрочнения

$k = \sigma_{0,2} / \sigma_p$ , который учитывает пластичность материала и его способность к упрочнению. По мнению автора работы [206], именно этот параметр характеризует напряженно-деформированное состояние зоны резания. Стандартное значение коэффициента упрочнения для титановых сплавов составляет 0,8–0,9 в отличие от сталей, для которых  $k = 0,45–0,73$ . Поэтому при обработке титановых сплавов пластическая деформация не успевает протекать в основном объеме, концентрируясь в контактном слое, где возникают высокие давления и температуры, что обуславливает низкую обрабатываемость резанием титановых сплавов. Еще более универсальной характеристикой, по которой можно оценить обрабатываемость резанием, считают истинное разрушающее напряжение  $S_n$ , учитывающее влияние и прочностных и пластических свойств сплава:  $S_n = \sigma_p (1 + \delta / 100)$  [206]. Параметры  $k$  и  $S_n$ , подсчитанные по данным работы [72], показывают, что формирование в структуре титановых сплавов метастабильных водородосодержащих фаз приводит при определенных концентрациях водорода к уменьшению  $k$  (при 0,3–0,4 % Н) и снижению  $S_n$ , что и может быть причиной улучшения обрабатываемости резанием.

В работах [206, 213] отмечается, что обрабатываемость металлов резанием должна коррелировать с их твердостью, которая отражает способность материалов к локальной деформации в поверхностном слое. При измерении твердости в поверхностном слое образца под индентором возникает сложное напряженное состояние, близкое к объемному сжатию, т.е. к тому состоянию, которое характерно для зоны резания. Действительно, ряд экспериментальных данных согласуется с этим предположением. Так, в частности, сплавы VT3-1 и VT23 обладают наилучшей обрабатываемостью резанием в состояниях наименьшей твердости. Однако уровень твердости далеко не всегда является основной, тем более единственной характеристикой материала, определяющей обрабатываемость резанием. Действительно, измельчение параметров структуры титановых сплавов при неизменном фазовом составе приводит к повышению твердости, а обрабатываемость резанием при этом облегчается.

Существенный вклад в улучшение обрабатываемости может вносить также повышение теплопроводности титановых сплавов при их легировании водородом. При введении водорода в титан его теплопроводность при температуре 700°С возрастает в 1,35; 1,4; 1,6 и 1,7 раза при содержаниях 0,45; 0,85; 1,25 и 1,65 % водорода (см. рис. 2.44) [169], что улучшает отвод тепла из зоны резания и приводит к снижению температуры в этой зоне.

Влияние водорода на температуру в зоне резания можно приближенно оценить следующим образом [171, 213]. Согласно Томпсону — Кельвину распределение температур в неограниченном твердом теле при воздействии в точке с координатами  $x_n, y_n, z_n$  теплового импульса длительностью  $\tau$  можно описать уравнением

$$\theta_{x,y,z,t} = \frac{q}{\lambda_0 \sqrt{a(4\pi\tau)^{3/2}}} \times \exp \left[ -\frac{(x_n - x)^2 + (y_n - y)^2 + (z_n - z)^2}{4a\tau} \right], \quad (5.3)$$

где  $x, y, z$  — координаты точки твердого тела, в которой определяется температура;  $q$  — интенсивность теплового потока;  $\lambda_0$  — коэффициент теплопроводности;  $a$  — коэффициент температуропроводности:  $a = \lambda / \rho c$ ,  $c$  — массовая теплоемкость,  $\rho$  — плотность обрабатываемого материала;  $\tau$  — время.

Таким образом, при прочих равных условиях температура в зоне резания должна уменьшаться с увеличением теплопроводности и температуропроводности обрабатываемого материала. Из уравнения (5.3) следует, что в точке с постоянными координатами  $x, y, z$  соотношение температур в материалах с разными теплофизическими свойствами и одинаковым тепловым потоком  $q$ , не зависящим от содержания водорода, должно быть равно:

$$\frac{\theta_n}{\theta_0} = \frac{\lambda_0 \sqrt{a_0}}{\lambda_n \sqrt{a_n}} \exp \left[ \frac{(x_n - x)^2 + (y_n - y)^2 + (z_n - z)^2}{4\tau} \left( \frac{1}{a_0} - \frac{1}{a_n} \right) \right]. \quad (5.4)$$

Учитывая, что при 700°С — температуре, типичной для условий резания титана, коэффициент температуропроводности  $a$  практически не зависит от содержания водорода ( $a_n = a_0$ ) [171], можно дать полуколичественную оценку влияния водорода на температуру в зоне резания. Из уравнения (5.4) следует:

$$\theta_n / \theta_0 = \lambda_0 / \lambda_n,$$

где  $\theta_n, \theta_0$  — температура в зоне резания при течи наводороженного и исходного материала соответственно;  $\lambda_0, \lambda_n$  — теплопроводность наводороженного и исходного материала соответственно. На рис. 5.13 приведена зависимость отношения  $\theta_n / \theta_0$  от содержания водорода в титане при значениях  $\lambda$ , характерных для 700°С.

Из этих данных следует, что снижение температур в зоне резания, а следовательно, и стойкости инструмента можно объяснить повышением теплопроводности титана при его легировании

водородом. Однако надо иметь в виду, что водород может влиять на удельное тепловыделение при резании  $q$ . Вместе с тем это влияние может только усиливать действие первого фактора, так как водород при повышенных температурах уменьшает напряжения течения титана и его сплавов, приводя к водородному пластифицированию.

Таким образом, есть основание полагать, что улучшение обрабатываемости титановых сплавов резанием может быть обусловлено увеличением теплопроводности обрабатываемого материала при его легировании водородом. Однако этот фактор, по видимому, не является определяющим. Благоприятное влияние водорода на обрабатываемость резанием обнаружено и для сплавов, для которых не наблюдается существенного понижения температуры в зоне резания. Для более уверенного заключения по этому вопросу необходимо изучить влияние водорода на теплопроводность сплавов разных классов.

Никаких данных о влиянии водорода на налипаемость титана на инструмент нет. Известно [214], что создание на поверхности титана пористого гидридного слоя путем травления уменьшает коэффициент трения из-за лучшей адгезии смазки. Однако этот эффект вряд ли играет существенную роль в улучшении обрабатываемости титана и его сплавов резанием по следующим причинам: а) оптимальные концентрации водорода соответствуют сравнительно небольшому содержанию гидридов в обрабатываемых заготовках; увеличение количества гидридов с ростом содержания водорода свыше оптимальной концентрации приводит к снижению износостойкости резца; б) температура в зоне резания титана достигает  $700-900^\circ\text{C}$ ; при этих температурах гидриды, скорее всего, довольно быстро растворяются в металле.

Вместе с тем характер износа инструмента при легировании

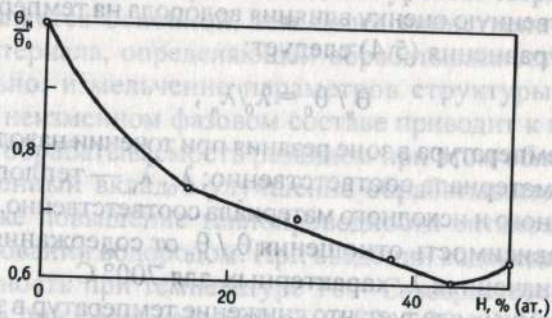


Рис. 5.13. Зависимость соотношения температур  $\theta_H/\theta_0$  от содержания водорода в титане

титановых сплавов водородом изменяется. При резании титановых сплавов с исходным содержанием водорода (0,003–0,005 %) происходит износ режущего инструмента как по передней грани от трения о стружку, так и по задней — от трения об обрабатываемую поверхность. При механической обработке наводороженных заготовок преобладает износ только по задней грани резца. Такое изменение характера износа при легировании титановых сплавов водородом несомненно вносит определенный вклад в улучшение их обрабатываемости резанием.

Из приведенного выше анализа следует, что обусловленное водородом улучшение обрабатываемости титана и его сплавов резанием, скорее всего, связано с рядом совместно действующих на этот процесс благоприятных эффектов: измельчением микро-структуры, понижением напряжений течения металла, коэффициента упрочнения, твердости и вязкости, повышением теплопроводности титановых сплавов, изменением характера износа инструмента.

## КОМПЛЕКСНЫЕ ВОДОРОДНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ

Во многих технологических процессах проявляется несколько благоприятных эффектов, обусловленных обратимым легированием титановых сплавов водородом. Так, в частности, термоводородная обработка сопутствует практически всем частным водородным технологиям. Наводороживание металла, с которого начинается любая водородная технология, неизбежно вызывает структурные и фазовые превращения. В некоторых случаях намеренно объединяют несколько отдельных водородных технологических процессов с тем, чтобы в едином цикле, по возможности, наиболее полно использовать различные формы благоприятного влияния водорода.

Ниже описаны некоторые комплексные водородные технологии. Наибольшее внимание уделено получению деформированных полуфабрикатов с использованием водородного пластифицирования в сочетании с ТВО, водородной технологии производства прессованных полуфабрикатов из отходов без их переплавки и водородной технологии фасонного литья.

### 6.1. ВОДОРОДНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ

#### 6.1.1. Перспективы водородной технологии обработки титановых сплавов давлением

Одной из основных задач более широкого и эффективного использования современных и перспективных титановых сплавов в изделиях новой техники является совершенствование традиционных способов обработки давлением, а также изыскание, освоение и внедрение принципиально новых технологических процессов. С целью повышения технологичности титановых сплавов, точности размеров (повышения КИМ), уровня и стабильности эксплуатационных свойств деформируемых полуфабрикатов все шире внедряются способы изотермической [215, 216, 225] и сверхпластической деформации [217–219]. Однако широкое использование этих прогрессивных технологических процессов затрудняется рядом проблем, заключающихся в необходимости подготовки исходной структуры, недостаточной стойкости штампового инструмента,

высоких температурах деформации, малых скоростях деформирования.

Водородное пластифицирование позволяет повысить технологичность титановых сплавов и преодолеть ряд технологических трудностей [11,15]. Водородное пластифицирование позволяет

Таблица 6.1. Рекомендуемые интервалы температур и концентраций водорода при обработке давлением титановых сплавов

Сплав	Температура деформации по ТУ, °С	Водородная технология			
		Содержание водорода, %	Температура деформации	$\sigma_0/\sigma_H$	Литературный источник
BT1-0	950–700	0,25–0,1	800–600	2–3	[11]
		0,5–0,2	700–500	2	[187]
BT5	1000–850	0,3–0,2	900–800	2–3	[11]
BT5-1	1000–850	0,4–0,3	900–850	5	[117, 188]
OT4	950–800	0,25–0,15	800–700	1,5–2,0	[11]
BT18Y	990–960	0,35–0,25	900–800	2–3	[11, 220]
BT20	1020–850	0,3–0,2	850–750	2–3	[189, 191]
		0,6–0,4	740–600	2–2,5	[192, 193]
BT6	960–800	0,25–0,15	850–700	1,5–2,0	[11]
		0,4–0,3	800–750	5–10	[195–197]
BT14	960–800	0,25–0,15	800–700	1,3–1,6	[11]
BT16	860–700	0,1	20	–	[17, 199]
		0,5–0,3	600–500	1,5	
BT3-1	980–850	0,3–0,2	850–800	1,6–2,0	[11]
BT9	1000–850	0,3–0,2	850–800	2–2,5	[11]
BT25Y	1020–950	0,15–0,10	900–800	2,6	[15, 220]
BT22	850–775	0,25–0,15	800–700	1,2–1,5	[11, 165]
BT22И	850–750	0,4–0,3	20	–	[18]
BT30	–	0,2–0,1	20	–	[16, 17]
		0,3–0,1	600–400	1,5–1,7	
$\alpha+\alpha_2$	1250–1000	0,65–0,3	950–850	2–3	[11]
$\alpha_2$	–	0,5–0,1	980–900	3–4	[11]

снизить температуру горячей обработки давлением титановых сплавов без повышения деформирующих усилий, повысить КИМ, снизить энергозатраты, решить проблему стойкости штампового инструмента. В сочетании с ТВО водородное пластифицирование служит эффективным способом повышения комплекса механических и эксплуатационных свойств [45, 46, 55]. Водородное пластифицирование свойственно в той или иной мере всем титановым сплавам (табл. 6.1). Однако далеко не для всех сплавов целесообразно применять водородное пластифицирование в процессах обработки давлением. Сплавы типа ОТ4 настолько технологичны, что этот вопрос вообще не подлежит обсуждению. Сплавы типа ВТ5-1, ВТ6, ВТ14, ВТ16 также обладают вполне удовлетворительной пластичностью, так что водородная технология может рассматриваться как альтернативное технологическое решение лишь при получении достаточно сложных деформируемых полуфабрикатов.

Наиболее перспективное технологическое использование водородного пластифицирования связано с деформацией высокожаропрочных титановых сплавов, в частности, на основе алюминидов титана  $Ti_3Al$  [11, 14, 15]. Ниже именно этим сплавам будет уделено основное внимание, хотя и будут кратко описаны возможности применения водородного пластифицирования для сплавов общего назначения.

Водородная технология обработки титановых сплавов давлением включает в себя не только водородное пластифицирование, но и термоводородную обработку. В гл. III (п. 3.4) кратко было описано успешное сочетание водородного пластифицирования и ТВО в решении проблемы повышения комплекса механических свойств листов из сплава ВТ18У, прутков из сплава  $Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn$ , 7115 ( $Ti-14Al-3Nb-3V-0,5Zr$ ). Ниже будут описаны результаты успешного применения водородного пластифицирования, в том числе и в сочетании с ТВО, при получении других деформированных полуфабрикатов из довольно широкого круга титановых сплавов.

### 6.1.2. Перспективы повышения эффективности изотермической штамповки жаропрочных титановых сплавов путем водородного пластифицирования

В последние годы в отечественной и зарубежной практике для получения сложноконтурных деталей из малопластичных титановых сплавов широко используют процесс изотермической штамповки (ИШ), который позволяет изготавливать штампованные изделия

улучшенного качества с минимальными припусками под механическую обработку при меньших энергозатратах по сравнению с традиционной горячей штамповкой [215]. Процесс ИШ жаропрочных титановых сплавов осуществляется при низких скоростях деформации  $10^{-2} \div 10^{-4} c^{-1}$  в интервале температур  $930 \div 1000^\circ C$ , определяемом температурой  $(\alpha+\beta)/\beta$ -перехода (точкой  $A_{c3}$ ) и сопротивлением деформации. Удельные усилия ИШ при этом составляют 150–350 МПа [215].

Высокие температуры и длительный контакт деформируемой заготовки со штампом требуют применения в качестве материала штампа литейных жаропрочных никелевых сплавов. К таким материалам относятся отечественные сплавы типа ЖС6К, ЖС6У. Перечисленные сплавы обладают достаточным запасом прочности при температурах ИШ и обеспечивают удовлетворительную стойкость. Например, при ИШ заготовок лопаток из титанового сплава ВТ20 стойкость штампов составляет 1500 штамповок [216].

Особо большие трудности возникают при изготовлении крупных штамповок. С увеличением массы литых штампов их эксплуатационные характеристики снижаются из-за развития физической и химической неоднородности (раковины, пористость, ликвации, трещины и т.п.), что приводит к повышенной хрупкости и преждевременному разрушению штампов в начальный период эксплуатации. Кроме того, высокая стоимость материала и трудоемкость механической обработки штампов из жаропрочных никелевых сплавов приводят к снижению экономической эффективности процесса в целом. Повышение эффективности ИШ возможно в результате снижения усилий штамповки, температуры деформации без существенного увеличения сопротивления деформации деформируемого сплава, а также применения более технологичных штамповых материалов.

В работе [220] рассмотрена возможность снижения температуры ИШ жаропрочных титановых сплавов путем обратимого легирования водородом. Сопротивление деформации титановых сплавов определяли на цилиндрических образцах  $\varnothing 15 \times 20$  мм, вырезанных из катаного прутка, при испытаниях на осадку в торец без смазки в изотермических условиях на механической испытательной машине FP100 в интервале температур  $800 \div 1000^\circ C$ . Скорость перемещения траверсы составляла 6 мм/мин ( $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3} c^{-1}$ ). Температуры  $(\alpha+\beta)/\beta$ -перехода (точку  $A_{c3}$ ) определяли методом пробных закалок. За сопротивление деформации штамповых материалов принимали условный предел текучести, определяемый при стандартных

испытаниях на статическое растяжение образцов с рабочей частью  $\varnothing 5 \times 25$  мм.

Сравнительные исследования работоспособности штамповых материалов осуществляли в лабораторных условиях при испытаниях на циклическое сжатие цилиндрических образцов  $\varnothing 15 \times 25$  мм на прессе усилием 1 МН, оборудованном изотермическим блоком. Температуры испытаний составляли 850 и 950° С, напряжение сжатия 200 и 300 МПа, скорость нагружения 10 мм/мин, выдержка под нагрузкой 30 с.

Благоприятное влияние водорода на снижение сопротивления деформации, определяемое условным пределом текучести, наиболее широко используемых жаропрочных  $\alpha$ - (BT5-1), псевдо- $\alpha$ - (BT18Y и BT20) и ( $\alpha+\beta$ )- (BT25Y)-титановых сплавов показано на рис. 6.1, где приведены результаты испытаний сплавов с исходным содержанием водорода  $C_H = 0,003 \div 0,004\%$  (по массе) и наводо-

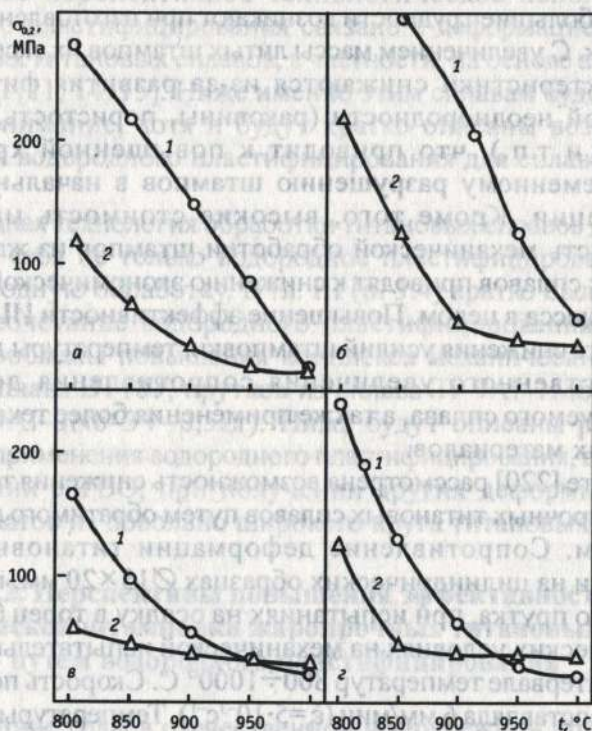


Рис. 6.1. Температурные зависимости сопротивления деформации жаропрочных титановых сплавов BT5-1 (а); BT18Y (б); BT20 (в) и BT25Y (г) с исходным (1) и оптимальным (2) содержанием водорода [220]

Таблица 6.2. Температура ( $\alpha+\beta$ )/ $\beta$ -перехода ( $A_{c_3}$ ) с исходным (0,003–0,004%) и оптимальным содержанием водорода [220]

Сплав	$A_{c_3}$ , °С (исходное содержание водорода)	Оптимальная концентрация водорода, %	$A_{c_3}$ , °С (при оптимальном содержании водорода)
BT5-1	1030	0,2–0,3	920
BT18Y	1020	0,25–0,35	900
BT20	1000	0,2–0,3	835
BT25Y	1000	0,15	910

роженных до оптимальных для данного сплава концентраций  $C_{\text{опт}}$ . Значение оптимальной концентрации в основном зависит от принадлежности сплава к тому или иному классу и для большинства промышленных сплавов лежит в пределах  $0,1 \div 0,4\%$  (табл. 6.1).

Действие водорода, как эффективного  $\beta$ -стабилизатора, проявляется в существенном (на  $100 \div 150^\circ$  С) снижении температуры ( $\alpha+\beta$ )/ $\beta$ -перехода (табл. 6.2). Исходя из значений  $T_{\alpha+\beta}$  и сопротивления деформации исследуемых титановых сплавов, температура ИШ сплавов с исходным содержанием водорода может быть выбрана в пределах  $950 \div 960^\circ$  С.

Критерий выбора минимальной температуры ИШ наводороженных сплавов можно сформулировать следующим образом: сопротивление деформации заготовок с исходным содержанием водорода при стандартной температуре ИШ должно быть равно сопротивлению деформации наводороженной заготовки с оптимальным содержанием водорода. В соответствии с этим и с учетом точки  $A_{c_3}$  температура ИШ исследованных сплавов с использованием водородного пластифицирования (ВП) может составлять  $820 \div 850^\circ$  С. При этих температурах наблюдается снижение условного предела текучести сплавов в 2–4 раза по сравнению со сплавами с исходным содержанием водорода. Таким образом, снижение температуры ИШ жаропрочных титановых сплавов, достигаемое при легировании водородом, для различных классов сплавов может составлять  $100 \div 140^\circ$  С.

Принято считать [215], что для обеспечения удовлетворительной стойкости при ИШ материал штампа должен удовлетворять следующему условию:

$$K = \frac{\sigma_{0,2 \text{ шт}}}{\sigma_{0,2 \text{ зат}}}$$

Однако на практике температурный интервал ИШ выбирают в соответствии с максимальной величиной  $K$ , что гарантирует достаточный запас прочности материала штампов. Максимальная температура ИШ при этом ограничивается требуемым уровнем эксплуатационных характеристик изделия. При оптимальных температурах ИШ в штампах из сплава ЖС6У величина  $K$  для сплавов ВТ5-1 и ВТ18У составляет  $8 \div 10$  и  $5 \div 6$  соответственно (рис. 6.2), для сплавов ВТ20 и ВТ25У — 19 и 21.

Снижение температуры ИШ, обеспечиваемое ВП, не сопровождается существенным сокращением запаса прочности материала штампа для сплавов ВТ20 и ВТ25У, а при ИШ сплавов ВТ5-1 и ВТ18У

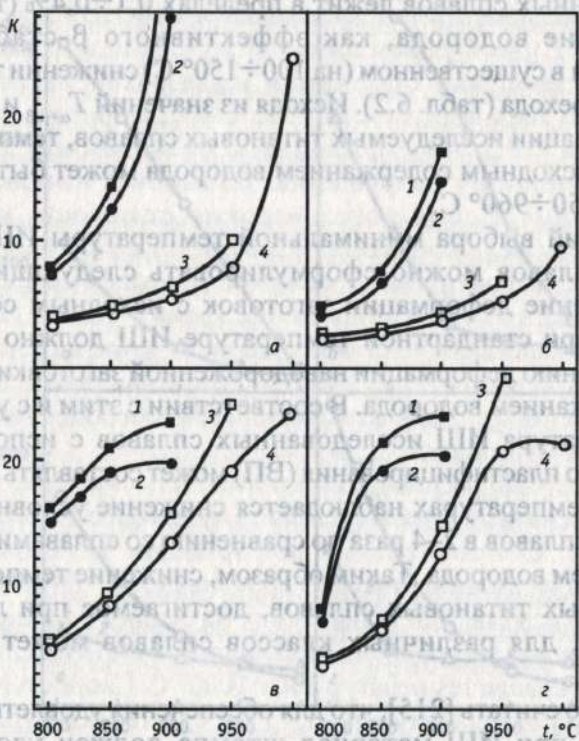


Рис. 6.2. Зависимость отношения  $K$  от температуры ИШ сплавов ВТ5-1 (а); ВТ18У (б); ВТ20 (в) и ВТ25У (г) с исходным (3, 4) и оптимальным (1, 2) содержанием водорода: материал штампа — ЖС6У (2, 4); ЭП741НП (1, 3) [220]

наблюдается увеличение значений  $K$  до 13 и 7 соответственно. На рис. 6.2 представлены также значения  $K$  для компактных заготовок штампов из порошкового сплава ЭП741НП, полученных ГИП отсевогранул (фракция 50+200 мкм). Из приведенных данных следует, что сплав ЭП741НП может оказаться работоспособным в условиях ИШ жаропрочных титановых сплавов с использованием водородного пластифицирования.

Вместе с тем при оценке работоспособности штамповых материалов по критерию  $K$  не учитываются характерные для ИШ условия работы штампов: длительное температурное воздействие и циклическое приложение сжимающей нагрузки с продолжительными выдержками. Следствием этого является развитие процесса ползучести в материале штампа, приводящее к его макропластической деформации и потере точности штампуемых изделий. Поэтому для оценки работоспособности материала штампов ИШ наиболее приемлемым является использование характеристик, определяемых из циклических испытаний на ползучесть при сжатии.

Типичный вид кривых циклической ползучести штамповых материалов приведен на рис. 6.3. Для начальной стадии ползучести характерно интенсивное нарастание остаточной пластической деформации, которое заканчивается выходом на установившуюся стадию ползучести, когда деформация линейно зависит от числа циклов и времени нагружения. Работоспособность штампов для ИШ зависит в основном от скорости ползучести  $V_{\text{н}}$  на этой стадии, которая определяется величиной  $d\varepsilon/dt$  при заданном уровне напряжений

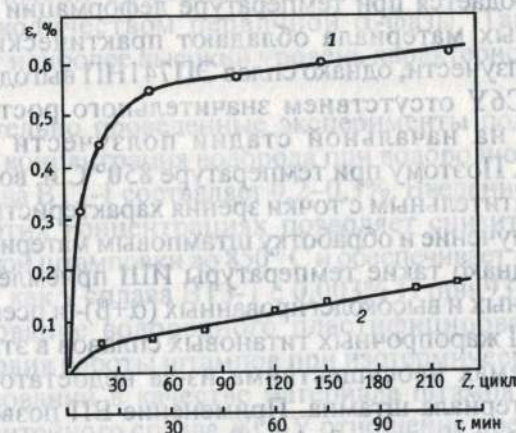


Рис. 6.3. Кривые циклической ползучести литейного сплава ЖС6У (1) и порошкового сплава ЭП741НП (2) при  $850^\circ\text{C}$  и  $\sigma_{\text{сж}} = 300 \text{ МПа}$  [220]



сжатия.

Наибольшее различие в характере кривых циклической ползучести литого и компактированного материала проявляется для крупногабаритных заготовок штампов. Так, на начальной стадии ползучести у литого материала ЖС6У остаточная деформация в 10 раз выше, чем у компакта из сплава ЭП741НП, что связано с уплотнением литой структуры. На стадии установившейся ползучести различие в характере кривых обусловлено сопротивлением материала ползучести, которое зависит от системы и степени легирования. Так, если при  $850^\circ\text{C}$  и  $\sigma_{\text{сж}} = 300$  МПа скорости  $V_n$  исследованных штамповых материалов близки по своим значениям, то при более высокой температуре  $950^\circ\text{C}$ , характерной для ИШ жаропрочных титановых сплавов и  $\sigma_{\text{сж}} = 200$  МПа, скорость циклической ползучести ЭП741НП более чем в 2 раза превышает аналогичную характеристику сплава ЖС6У:

$T, \sigma_{\text{сж}}$ .....	$850^\circ\text{C}, 300$ МПа	$950^\circ\text{C}, 200$ МПа		
Материал штампа.....	ЖС6У	ЭП741НП	ЖС6У	ЭП741НП
Скорость ползучести				
$V_n, \text{с}^{-1}$ .....	$1,3 \cdot 10^{-7}$	$1,6 \cdot 10^{-7}$	$2,4 \cdot 10^{-7}$	$5,3 \cdot 10^{-7}$

Совместный анализ данных рис. 6.3 и вывода позволяет сделать заключение о том, что несмотря на достаточный запас кратковременной прочности при температурах серийной ИШ, сплав ЭП741НП нельзя считать разумной альтернативой широко используемому в этих условиях сплаву ЖС6У. Противоположная картина наблюдается при температуре деформации  $850^\circ\text{C}$ . Здесь оба штамповых материала обладают практически одинаковой скоростью ползучести, однако сплав ЭП741НП выгодно отличается от сплава ЖС6У отсутствием значительного роста остаточной деформации на начальной стадии ползучести и большими значениями  $K$ . Поэтому при температуре  $850^\circ\text{C}$  и, возможно, ниже более предпочтительным с точки зрения характеристик ползучести и затрат на получение и обработку штамповым материалом является ЭП741НП. Однако такие температуры ИШ приемлемы лишь для конструкционных и высоколегированных ( $\alpha+\beta$ )- и псевдо- $\beta$ -сплавов [1, 10, 11]. ИШ жаропрочных титановых сплавов в этих условиях в больших объемах неосуществима из-за недостаточного запаса прочности материала штампа. Применение ВП позволяет решить эту проблему в результате 2–4-кратного снижения сопротивления деформации материала заготовки.

Таким образом, использование обратимого легирования водо-

родом жаропрочных титановых сплавов дает принципиальную возможность замены дорогостоящего нетехнологического литейного штампового материала ЖС6У более технологичным и относительно дешевым сплавом ЭП741НП, при этом в качестве материала для получения заготовок штампов методом ГИП могут использоваться отсева гранульной металлургии.

### 6.1.3. Изотермическая штамповка заготовок лопаток из сплава ВТ3-1

Экспериментальную изотермическую штамповку заготовок лопаток из сплава ВТ3-1 проводили совместно с ВИЛС на Рыбинском производственном объединении моторостроения. Заготовки сплава ВТ3-1  $\varnothing 14 \times 98$  мм с исходным содержанием водорода 0,003% после фасонирования замковой части и пера наводороживали до 0,1; 0,2; 0,3 и 0,5% Н. Изотермическую штамповку проводили на гидравлическом прессе при скорости деформирования 5 мм/с в установке с газовым обогревом штамповых блоков. Заготовки с предварительно нанесенной стеклоэмалью ЭВТ нагревали до  $850, 900$  и  $920^\circ\text{C}$  и при этих же температурах проводили изотермическую штамповку. При всех температурах штамповки оформлялись полностью, но наилучшие результаты были получены на заготовках с 0,3% Н.

Штамповки лопаток с 0,3% Н были подвергнуты вакуумному отжигу по режиму  $650^\circ\text{C}, 2 \text{ ч} + 850^\circ\text{C}, 2 \text{ ч}$ , что привело к снижению содержания водорода до 0,004%. После вакуумного отжига заготовки штамповок имели бимодальную структуру с относительно небольшим количеством первичной  $\alpha$ -фазы. Такая структура обеспечивает наиболее высокий уровень характеристик жаропрочности.

Дополнительно проведенные эксперименты подтвердили, что оптимальная концентрация водорода при водородном пластифицировании сплава ВТ3-1 составляет 0,2–0,3%. Введение в сплав ВТ3-1 водорода в этих концентрациях позволяет снизить температуру изотермической штамповки до  $850^\circ\text{C}$  и обеспечивает такие же усилия деформации, как у сплава ВТ3-1 с 0,003% Н при  $930^\circ\text{C}$ .

Использование водородного пластифицирования улучшает силовые условия работы штампов при изотермической штамповке. При использовании в качестве материала штампа жаропрочного никелевого литейного сплава ЖС6У отношение предела текучести материала штампа при  $930^\circ\text{C}$  ( $\sigma_{0,2} = 610$  МПа) к среднему удельному усилию штамповки сплава ВТ3-1 с 0,003% Н составляет 1,43.

Аналогичное отношение при штамповке сплава ВТЗ-1 с 0,3% Н при температуре 850° С равно 1,62.

Водородное пластифицирование целесообразно также применять при вальцовке заготовок. Вальцовку заготовок из сплава ВТЗ-1 с 0,003; 0,15 и 0,3% водорода проводили на консольных ковочных вальцах в плоских калибрах за один проход со средней степенью деформации 0,43 при скорости деформации 12,1 с<sup>-1</sup> [222]. По геометрии заготовки, полученные из сплава ВТЗ-1 с 0,3% при 850° С и из сплава 0,003% Н при 930° С, были примерно одинаковыми. Однако у ненаводороженных заготовок на передней кромке образовалась сетка трещин.

Исследование влияния водородной технологии на механические свойства сплава ВТЗ-1 проводили на заготовках размером 8×27×100 мм. Заготовки с исходным содержанием водорода плющили при температуре 930° С до толщины 2,2 мм, для чего потребовалось удельное усилие 100 МПа. Наводороживание заготовок до 0,3% Н позволило расплющить их при том же удельном усилии (100 МПа) до равной площади проекции при температуре 850° С. Удельное усилие плющения заготовок с 0,003% Н при той же температуре составило 240 МПа.

Расплющенные предварительно наводороженные до 0,3% Н заготовки подвергали вакуумному отжигу при 850° С в течение 2,5 ч. Микроструктура заготовок, отштампованных по промышленной технологии и водородной технологии с введением 0,3% Н, после вакуумного отжига была одинаковой (мелкозернистой глобулярной). Результаты механических испытаний показали (табл. 6.3), что

Т а б л и ц а 6.3. Механические свойства плоских заготовок сплава ВТЗ-1 после изотермической поперечной осадки

Механические свойства	Режим обработки		
	I	II	III
$\sigma_b$ , МПа	1176	1033	1202
$\delta$ , %	39	6,5	5,1
KCU 30/2/2, Дж/см <sup>2</sup>	23	24	26
Угол загиба, град.	43	43	42
$\sigma_{-1}$ , МПа, на базе 2·10 <sup>7</sup> циклов	260	260	—

П р и м е ч а н и я: I — осадка заготовки с 0,003 % Н при 930° С, вакуумный отжиг 650° С, 2 ч; II — наводороживание до 0,3 % Н при 800° С, осадка при 850° С, вакуумный отжиг 850° С, 2,5 ч; III — осадка заготовки с 0,003 % Н при 850° С, вакуумный отжиг 650° С, 2 ч.

водородная технология приводит при некотором понижении прочности к повышению относительного удлинения. Ударная вязкость, угол загиба и предел выносливости при чистом изгибе остаются неизменными.

Изотермическая штамповка заготовок лопаток из сплава ВТЗ-1 с использованием водородного пластифицирования была первой попыткой реализовать это явление в промышленных условиях. Успешное решение этой задачи для сплава ВТЗ-1 явилось стимулом расширения исследований в этой области для других жаропрочных титановых сплавов.

#### 6.1.4. Водородная технология изготовления лопаток компрессора из сплава ВТ18У

Как уже отмечалось выше, водородное пластифицирование наиболее целесообразно применять для труднодеформируемых сплавов. К таким сплавам относится наиболее жаропрочный титановый сплав ВТ18У. В работе [223] описана технология изготовления лопаток компрессора из сплава ВТ18У с использованием водородного пластифицирования и термоводородной обработки.

Эффективность водородной технологии оценивалась в сопоставлении с базовой технологией, которая была принята на МНПО «Союз». По базовому технологическому процессу штамповку заготовок лопаток на МНПО «Союз» осуществляли за два перехода при температуре 980° С на кривошипном горячештамповочном прессе МКП 1500 усилием 15 МН с высадкой замковой части на горизонтальной ковочной машине усилием 8,0 МН. Данный технологический процесс характеризуется многопереходностью и имеет низкий коэффициент использования металла (КИМ = 0,07). К тому же штамповый инструмент изготавливали из труднообрабатываемого резанием жаропрочного никелевого сплава ЖС6.

Как показано в работах [11, 222], введение в сплав ВТ18У 0,3% водорода приводит к существенному снижению предела текучести по сравнению с исходным сплавом, причем этот эффект в наибольшей степени проявляется при температурах 850–900° С. В связи с этим в работе [222] была предложена следующая схема изготовления лопаток: насыщение заготовок из горячепрессованного прутка до концентрации 0,3% (по массе), выдавливание прутка на круглый или чечевицеобразный профиль при температуре 850° С, изотермическая штамповка при 850° С в два перехода с охлаждением на

воздухе; вакуумный отжиг при 800° С, 3 ч.

Исходным материалом для исследований служил горячекатаный пруток сплава ВТ18У диаметром 25 мм, из которого были получены заготовки Ø19×24 мм. Выдавливание заготовок сплава ВТ18У с 0,3% Н под изотермическую штамповку проводили при температуре 850° С. Полное оформление заготовок лопаток при смыкании штампов за второй переход происходило при усилии прессы 300 МН. При площади проекции заготовки лопатки 1570 мм<sup>2</sup> удельное усилие штамповки составило 19,1 МПа. Заготовки с исходным содержанием водорода (0,003%) при том же усилии штампа при 850° С не оформлялись. Коэффициент использования металла при изготовлении заготовок лопаток компрессора ГТД штамповкой в изотермических условиях с использованием эффекта водородного пластифицирования составляет 0,15, коэффициент весовой точности  $K_{в.т} = 0,4$ . Эти показатели существенно выше, чем при изготовлении лопаток на КГШП с использованием выдавливания промежуточной заготовки (КИМ = 0,12;  $K_{в.т} = 0,17$ ) и по базовой технологии с фасонированием замковой части на ГКМ и последующей штамповкой на КГШП (КИМ = 0,07;  $K_{в.т} = 0,13$ ).

После вакуумного отжига (800° С, 3 ч) в штамповках, полученных по водородной технологии, сформировалась благоприятная структура. Микроструктура пера лопаток представлена глобулярной  $\alpha$ -фазой, в замке сохраняется пластинчатая структура. Альфированный слой практически отсутствует.

Снижение температуры штамповки, обусловленное водородным пластифицированием, приводит к повышению стойкости штампового инструмента. О стойкости штампового инструмента можно судить по соотношению пределов текучести штампа и деформируемой заготовки ( $\sigma_{0,2шт}/\sigma_{0,2заг}$ ) или  $\sigma_{0,2шт}$  и удельных усилий деформации ( $\sigma_{0,2шт}/q$ ). В табл. 6.4 приведены значения этих соотношений для штампов из сплавов ЖС6У и ЭИ698 и деформируемого сплава ВТ18У с 0,003 и 0,3% Н. Из этих данных видно, что стойкость штампов при штамповке сплава ВТ18У с 0,3% Н при 850° С должна быть не хуже, чем при штамповке сплава ВТ18У с 0,003% Н при 950° С. Возможность изотермической штамповки сплава ВТ18У с 0,3% Н при температуре 850° С позволяет заменить жаропрочный никелевый сплав ЖС6У, трудно обрабатываемый резанием, менее жаропрочным никелевым сплавом ЭИ698, который легче обрабатывается резанием и менее трудоемок в процессе изготовления штампа. Это предположение было экспериментально подтверждено на МНПО «Союз».

Цель работы [223] состояла в оценке условий повышения

Таблица 6.4. Отношения  $\sigma_{0,2шт}/\sigma_{0,2заг}$  и  $\sigma_{0,2шт}/q_{40}$  для различного сочетания материала штампа и заготовки по результатам испытаний на осадку,  $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  [223]

Отношения	Значение отношения при температурах, °С				
	800	850	900	950	1000
$\sigma_{0,2} \text{ ЖС6У} / \sigma_{0,2} \text{ ВТ18У (0,003\%)}$	1,7	2,3	3,1	4,6	22,4
$\sigma_{0,2} \text{ ЖС6У} / \sigma_{0,2} \text{ ВТ18У (0,3\%)}$	3,4	5,8	12,8	20,1	19,6
$\sigma_{0,2} \text{ ЭИ698} / \sigma_{0,2} \text{ ВТ18У (0,003\%)}$	1,6	1,9	2,4	2,4	6,9
$\sigma_{0,2} \text{ ЭИ698} / \sigma_{0,2} \text{ ВТ18У (0,3\%)}$	3,0	5,0	9,8	10,3	5,2
$\sigma_{0,2} \text{ ЖС6У} / q_{40} \text{ ВТ18У (0,003\%)}$	2,4	3,0	4,2	6,5	11,7
$\sigma_{0,2} \text{ ЖС6У} / q_{40} \text{ ВТ18У (0,3\%)}$	6,6	9,2	12,1	17,1	14,7
$\sigma_{0,2} \text{ ЭИ698} / q_{40} \text{ ВТ18У (0,003\%)}$	2,1	2,6	3,2	3,3	3,6
$\sigma_{0,2} \text{ ЭИ698} / q_{40} \text{ ВТ18У (0,3\%)}$	5,7	8,0	9,5	8,8	4,5

прочности и сопротивления усталости заготовок лопаток из сплава ВТ18У, полученных с использованием водородного пластифицирования, методами термоводородной обработки. В качестве исходного материала использовали выдавленные на круглый профиль заготовки диаметром 12 мм, наводороженные до 0,3% Н. Имитацию штамповки проводили на плоских штампах в изотермическом блоке машины FP-100 при температуре 850° С. Конечная толщина лопаток — 3 мм. После штамповки и ТВО из заготовок, имитирующих перо лопатки,

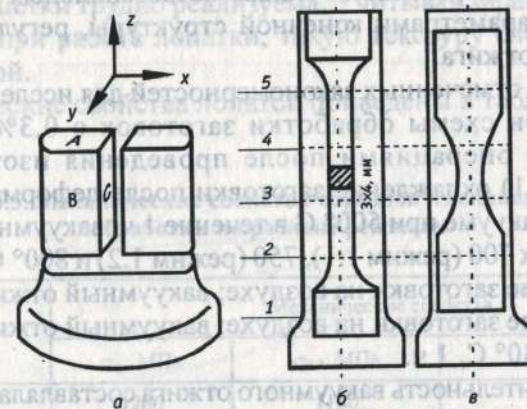


Рис. 6.4. Схема вырезки образцов из штампованных заготовок: а, б — для анализа структуры и текстуры (1–5 — зоны вырезки); б — образец для испытаний на растяжение; в — образец для испытаний на малоцикловую усталость; А–С — плоскости рентгеновской съемки; x, y, z — внешние направления [223]

вырезали образцы для исследования структуры и свойств согласно схемам, приведенным на рис. 6.4.

Как следует из гл. 3, повышение прочности и усталостных характеристик при сохранении удовлетворительной пластичности и сопротивления ползучести можно обеспечить формированием в сплавах псевдо- $\alpha$ -класса бимодальной структуры, состоящей из сравнительно крупной первичной  $\alpha$ -фазы (почти полиэдрической формы) и мелкодисперсной однородной по размеру и составу  $\alpha$ -фазы при небольшом количестве  $\beta$ -фазы (5–8%). Первичная  $\alpha$ -фаза формируется в процессе деформации; ее количество, размеры, морфология определяются параметрами деформации (температурой и степенью деформации). При последующей ТВО параметры первичной  $\alpha$ -фазы и ее количество изменяются. Конечная структура определяется регламентацией скорости охлаждения сплава после деформации, а также механизмом и кинетикой зарождения вторичной  $\alpha$ -фазы при распаде водородосодержащей  $\beta$ -фазы при вакуумном отжиге. Естественно, что количество исходной водородосодержащей  $\beta$ -фазы должно быть достаточно большим.

Сплав ВТ18У с 0,3% Н после охлаждения от температуры деформации (850° С) со скоростью 3 К/с представлен  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами неоднородного химического состава; количество  $\beta$ -фазы равно около 30%. Охлаждение со скоростью выше критической (60 К/с) от температуры 850° С приводит к формированию ( $\alpha + \alpha'' + \beta$ ) -структуры с количеством метастабильной  $\beta$ -фазы около 60%. Наличие в структуре наводороженного сплава метастабильных фаз позволяет управлять параметрами конечной структуры, регулируя режимы вакуумного отжига.

С учетом отмеченных закономерностей для исследований были выбраны три схемы обработки заготовок с 0,3% Н, которые отличаются операциями после проведения изотермической штамповки: 1) охлаждение заготовки после деформации в масле, старение в вакууме при 500° С в течение 1 ч; вакуумный отжиг при температурах 700 (режим 1.1), 750 (режим 1.2) и 800° С (режим 1.3); 2) охлаждение заготовки на воздухе; вакуумный отжиг при 800° С; 3) охлаждение заготовки на воздухе; вакуумный отжиг при 800° С; отжиг при 930° С, 1 ч.

Продолжительность вакуумного отжига составляла от 2,5 до 3,5 ч для температур 800 и 700° С соответственно, что обеспечивало конечную концентрацию водорода не более 0,004%.

Для сравнения часть заготовок была обработана без ТВО, а также подвергнута стандартной термической обработке — отжигу при

930° С, 1 ч.

Макроструктура образцов, подвергнутых обработке по различным режимам, соответствовала ожидаемым закономерностям. Структура лопаток, обработанных по режиму 1.1, представлена частицами первичной  $\alpha$ -фазы размерами 1–3 мкм и мелкодисперсной вторичной, образовавшейся при распаде  $\beta$ -фазы в процессе двухступенчатого вакуумного отжига. При повышении температуры второй ступени вакуумного отжига с 700 до 800° С частицы первичной  $\alpha$ -фазы укрупняются до 3–5 мкм, а ее объемная доля увеличивается с 40 до 60%.

Обработка по режиму 2 приводит к формированию неоднородной преимущественно глобулярной вторичной  $\alpha$ -фазы с размерами частиц 4–6 мкм. Отжиг при 930° С, 1 ч после вакуумного отжига (режим 3) вызывает интенсивный рост зерен  $\alpha$ -фазы, так что формируется практически равноосная  $\alpha$ -структура с размерами частиц 7–9 мкм без вторичных выделений. В штамповках формируется интенсивная текстура, при которой базисные плоскости ГП решетки  $\alpha$ -фазы (0001) ориентированы преимущественно перпендикулярно продольной оси лопатки Z. Вакуумный отжиг при 800° С не приводит к качественным изменениям текстуры, но на 10–15% снижает ее интенсивность. Стандартный отжиг при 930° С существенно уменьшает интенсивность текстуры.

Описанная текстура должна вызывать повышение прочности лопатки вдоль ее продольной оси, так как деформация в направлении [0001] ГП решетки трудно реализуема. Учитывая характер действия напряжений при работе лопатки, такую текстуру следует считать благоприятной.

Механические свойства лопаток приведены в табл. 6.5.

Таблица 6.5. Механические свойства образцов из сплава ВТ18У после обработки по разным режимам

Режим	Механические свойства		
	$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
1.1	1260	1180	4,9
1.2	1240	1160	7,9
1.3	1180	1100	9,0
2	1130	1030	8,1
3	1080	940	13,0

Максимальные прочностные характеристик имеют образцы, обработанные по режиму 1.1 с конечной температурой вакуумного отжига 700° С, но пластические их свойства малы. Минимальными прочностными свойствами и наибольшим удлинением обладают образцы, обработанные по режиму 3. После обработки по режиму 1.2 временное сопротивление разрыву и предел текучести ненамного ниже, чем у образцов, обработанных по режиму 1.1, но удлинение существенно выше. Образцы, обработанные по режиму 2, имеют промежуточную прочность по сравнению со свойствами образцов после 1 и 3 режима обработки. Таким образом, структура с максимальной степенью дисперсности и однородности вторичной  $\alpha$ -фазы обеспечивает высокую прочность при удовлетворительной пластичности. При этом оптимальное сочетание свойств наблюдается при объемной доле первичной  $\alpha$ -фазы около 50%.

Сопротивление усталости сплава ВТ18У после различной обработки определяли при испытаниях по схеме консольного изгиба. При высоком уровне максимальных циклических напряжений (более 480 МПа) образцы, обработанные по режимам 1.1; 1.2 и 3, разрушаются после примерно одинакового числа циклов нагружения (рис. 6.5). Сопротивление усталости образцов, обработанных по режиму 2, существенно меньше. При большом числе циклов до разрушения наибольшим сопротивлением усталости обладают образцы после обработки по режимам 1.1 и 1.2 и наименьшим — после обработки по режиму 3.

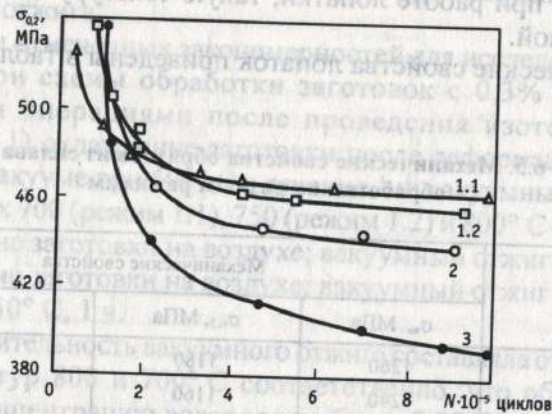


Рис. 6.5. Результаты испытаний на малоцикловую усталость образцов из сплава ВТ18У после обработки по режимам 1.1; 1.2; 2 и 3 (числа у кривых) [223]

Таким образом, совмещение водородного пластифицирования при обработке давлением с ТВО позволяет существенно повысить прочностные характеристики и сопротивление усталости лопаток из сплава ВТ18У.

### 6.1.5. Изотермическая штамповка лопаток из сплава ВТ20

Как отмечалось выше, основным препятствием к широкому внедрению изотермической штамповки титановых сплавов является низкая стойкость штампового инструмента, обусловленная тяжелыми температурно-силовыми условиями работы штампов. Существенно повысить стойкость штампов, а в некоторых случаях и заменить материал вставок на более дешевый и легче обрабатываемый материал позволяет водородное пластифицирование.

В работе [189] показана целесообразность применения водородного пластифицирования при изготовлении компрессорных лопаток из сплава ВТ20. За основу разработанной технологии приняты экспериментальные данные о влиянии водорода на условия деформации сплава ВТ20 при деформации на осадку в изотермических условиях (п. 4.3) [189]. Из анализа приведенных данных следует, что оптимальной следует считать концентрацию водорода,

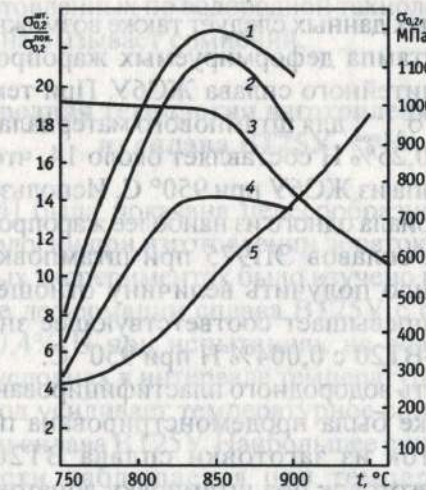


Рис. 6.6. Зависимость предела текучести сплава ЖС6У и отношения  $\sigma_{0.2\text{шт}}/\sigma_{0.2\text{пок}}$  от температуры для различных пар материалов штампа и поковки [189]: 1 — ЖС6У и ВТ20 с 0,25% Н; 2 — ЭП975 и ВТ20 с 0,25% Н; 3 — ЖС6У ( $\sigma_{0.2}$ ); 4 — ЭИ698 и ВТ20 с 0,25% Н; 5 — ЖС6У и ВТ20

равную 0,25%. Рис. 6.6 иллюстрирует стойкость штампов из различных материалов при изотермической штамповке сплава ВТ20. При штамповке сплава ВТ20 в штампах из сплава ЖС6У при температуре 950° С соотношение  $K = \sigma_{0,2}^{шт.} / \sigma_{0,2}^{зар.}$ , определяющее стойкость штампа, составляет 18,5. Повышение температуры, хотя и вызывает некоторое увеличение соотношения  $\sigma_{0,2}^{шт.} / \sigma_{0,2}^{зар.}$ , приводит к заметному снижению сопротивления циклической ползучести сплава ЖС6У. При температурах 900, 950 и 1000° С оно составляет 500, 340 и 220 МПа для скорости ползучести  $5 \cdot 10^{-4}\%$ /цикл и продолжительности цикла 10 с. Реальные удельные усилия штамповки жаропрочных титановых сплавов обычно составляют 200–300 МПа. Таким образом, запаса сопротивления циклической ползучести штампового материала при изотермической штамповке выше 950° С практически нет.

Водородное пластифицирование с введением 0,25% Н позволяет снизить температуру изотермической штамповки сплава ВТ20 до 820–830° С. При этих температурах не происходит интенсивного термического разупрочнения сплава ЖС6У (рис. 6.6). Сопротивление циклической ползучести материала штампа возрастает до 690–660 МПа, что, по крайней мере, в два раза превышает удельные усилия штамповки. При этом отношение  $\sigma_{0,2}^{шт.} / \sigma_{0,2}^{зар.}$  возрастает до 22 (при 825° С).

Из приведенных данных следует также возможность применения для материала штампа деформируемых жаропрочных никелевых сплавов вместо литейного сплава ЖС6У. При температуре 825° С отношение  $\sigma_{0,2}^{шт.} / \sigma_{0,2}^{пок.}$  для штампового материала из сплава ЭИ698 и сплава ВТ20 с 0,25% Н составляет около 14, что сопоставимо со стойкостью штампа из ЖС6У при 950° С. Использование в качестве штампового материала одного из наиболее жаропрочных деформируемых никелевых сплавов ЭП975 при штамповке сплава ВТ20 с 0,25% Н позволило получить величину отношения  $\sigma_{0,2}^{шт.} / \sigma_{0,2}^{зар.}$  равную 20, что превышает соответствующее значение для пары сплавов ЖС6У—ВТ20 с 0,004% Н при 950° С.

Эффективность водородного пластифицирования при изотермической штамповке была продемонстрирована при изготовлении серийных лопаток из заготовки сплава ВТ20 массой 2,1 кг. Формирование заготовок под штамповку лопаток осуществлялось на ГKM по принятой технологии. Затем в часть заготовок вводили 0,25–0,3% (по массе) водорода. Штамповка лопаток осуществлялась в два перехода: предварительная деформация — на молоте с массой падающих частей 30 кН, окончательная — на изотермической

установке. Перед окончательной штамповкой заготовки покрывали стеклоэмалью. Температура предварительной и окончательной штамповки исходных и наводороженных заготовок составляла 950 и 820° С соответственно. По геометрическим параметрам лопатки, изготовленные по стандартной и водородной технологии, соответствовали техническим условиям. После штамповки наводороженные лопатки отжигали в вакууме по режиму 450° С, 3 ч + 500° С, 3 ч + 750° С, 3 ч. Затем все лопатки подвергали стандартной термической обработке (отжиг при 900° С, 1 ч, охлаждение на воздухе).

В табл. 6.6 приведены механические свойства образцов из лопаток, полученных по стандартной и водородной технологиям. Как следует из приведенных данных, водородная технология не приводит, по крайней мере, к ухудшению механических свойств по сравнению с характеристиками серийных лопаток. По длительной прочности при 500° С лопатки, изготовленные по описанным технологиям, также соответствуют техническим условиям. При этом складывается впечатление, что длительная прочность сплава ВТ20 после термической обработки по режиму вакуумный отжиг + отжиг на воздухе при 900° С, 1 ч несколько выше, чем после одного вакуумного отжига.

Хотя, несомненно, требуются дополнительные исследования по уточнению оптимальных режимов термической обработки лопаток сплава ВТ20, изготовленных по водородной технологии, перспективность последней не вызывает сомнений.

#### 6.1.6. Водородная технология изготовления лопаток из сплава ВТ25У

В работе [224] была показана целесообразность применения водородной технологии при изготовлении лопаток из сплава ВТ25У. В предварительных экспериментах было изучено влияние водорода на сопротивление деформации сплава ВТ25У с содержанием 0,1; 0,15; 0,2; 0,3 и 0,4% Н при испытаниях на осадку в торец при изотермических условиях в интервале температур 750–1000° С (см. рис. 4.37). Водород усиливает температурное снижение условного предела текучести сплава ВТ25У. Наибольшее снижение условного предела текучести наблюдается при температуре 850° С и концентрациях водорода 0,1–0,15% и составляет 2,6 раза. При температурах выше 950° С введение водорода в сплав ВТ25У приводит к растворному упрочнению.

В связи с вышесказанным, концентрация водорода в сплаве