

температурах (ниже 550°C) по сравнению с α -сплавом ($650\text{--}700^\circ\text{C}$). При температурах выше 550°C предел текучести β -сплава сильно снижается с увеличением скорости деформации. Рентгеноструктурный анализ показал, что выделение вторых фаз в процессе деформации β -сплава не происходит. При деформации с $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-4} \text{c}^{-1}$ в интервале температур $550\text{--}700^\circ\text{C}$ и с $\dot{\epsilon}_0 = 5 \cdot 10^{-3} \text{c}^{-1}$ в интервале $550\text{--}800^\circ\text{C}$ развиваются процессы динамической полигонизации, а при более высоких температурах — динамической рекристаллизации. Динамическая полигонизация протекает тем более интенсивно и полно, чем выше температура и ниже скорость деформации. Интенсивность динамической рекристаллизации практически не зависит от скорости деформации. Таким образом, проведенные исследования показали, что в отличие от α -сплава разупрочнение β -сплава обусловлено не динамической рекристаллизацией, а динамической полигонизацией.

Полученные экспериментальные данные можно обобщить в виде схемы, приведенной на рис. 2.38 [164]. На этой схеме введены две температуры динамической равнопрочности α - и β -фаз. Первая температура равнопрочности $T_0^{\beta/\alpha}$ ограничивает температурный интервал ($20^\circ\text{C} \text{—} T_0^{\beta/\alpha}$), в котором прочность β -фазы больше прочности α -фазы ($\sigma^\beta > \sigma^\alpha$). Эта температура определяется интенсивным разупрочнением β -фазы из-за динамической полигонизации.

Вторая температура равнопрочности $T_0^{\alpha/\beta}$ ограничивает верхний температурный интервал ($T_0^{\beta/\alpha} \text{—} T_0^{\alpha/\beta}$), в котором $\sigma^\alpha > \sigma^\beta$. Эта температура определяется более интенсивным разупрочнением α -фазы, чем β -фазы, в результате динамической рекристаллизации. При температурах выше $T_0^{\alpha/\beta}$ прочность β -фазы вновь становится больше прочности α -фазы.

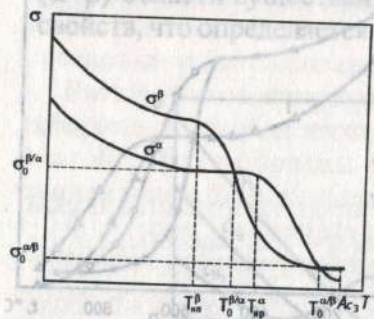


Рис. 2.38. Схема, иллюстрирующая изменение соотношения между прочностью α и β -фаз двухфазных $\alpha+\beta$ -титановых сплавов в зависимости от температуры [164]

Температуры динамической равнопрочности $T_0^{\beta/\alpha}$ и $T_0^{\alpha/\beta}$, а также уровень прочности фаз, соответствующий этим температурам, зависят от многих факторов, из которых наиболее важными являются система легирования, к которой относится сплав, степень легирования α - и β -фаз,

ее изменение с температурой, а также скорость деформации. В водородной технологии титановых сплавов эти температуры зависят прежде всего от концентрации водорода.

Оценить теоретически влияние водорода на положение температуры равнопрочности $T_0^{\beta/\alpha}$ довольно сложно из-за различных противоположно влияющих факторов. Водород в титановых сплавах может упрочнять и α - и β -фазы. Повышение прочности β -фазы должно приводить к смещению температуры $T_0^{\beta/\alpha}$ в сторону более высоких значений, а повышение прочности α -фазы должно давать обратный эффект. Вместе с тем водород вызывает обеднение β -фазы легирующими элементами при практически неизменном их содержании в α -фазе (см. п. 2.2). Этот эффект приводит к снижению прочности β -фазы и смещению температуры $T_0^{\beta/\alpha}$ в сторону более низких значений. По нашему мнению, второй фактор является доминирующим. Растворное упрочнение α - и β -фаз должно приводить к смещению температуры $T_0^{\alpha/\beta}$ в разные стороны, так что суммарный эффект скорее всего будет небольшим.

Заметим, что в псевдо- β -сплавах температура $T_0^{\alpha/\beta}$ может не наблюдаться, так как из-за высокой их степени легирования β -стабилизаторами они имеют низкую температуру $(\alpha+\beta)/\beta$ -перехода. В малолегированных $(\alpha+\beta)$ -сплавах с малым содержанием водорода из-за высокой температуры A_{c_3} и вследствие этого интенсивного уменьшения степени легирования β -фазы при приближении к A_{c_3} разупрочнение β -фазы может происходить настолько интенсивно, что соотношение $\sigma^\alpha > \sigma^\beta$ будет сохраняться до β -области. В этом случае температура $T_0^{\alpha/\beta}$ тоже будет отсутствовать. Двух температур равнопрочности можно ожидать в среднелегированных $(\alpha+\beta)$ -сплавах и сплавах переходного класса. Однако легирование титановых сплавов водородом приводит к сильному снижению точки A_{c_3} , так что даже в малолегированных $(\alpha+\beta)$ -сплавах могут наблюдаться две температуры равнопрочности.

При деформации в $(\alpha+\beta)$ -области напряжения течения определяются не только прочностью α - и β -фаз, но и также их количеством, способностью каждой из фаз к пластической деформации, легкостью передачи скольжения через межфазные и межзеренные границы, особенностями развития динамических упрочняющих и разупрочняющих процессов в двухфазных структурах. По В.К. Носову обусловленное водородом снижение напряжений течения в наибольшей степени проявляется при температурах «равно-

прочности» α - и β -фаз [21]. При этом понятию «равнопрочности» придается несколько иной смысл по сравнению с работой [164]. Под равнопрочностью понимаются свойства фаз в условиях деформации, при которых фазы вносят примерно равный вклад в общую деформацию. Роль водорода сводится к тому, что он смещает температуру равнопрочности к более низким значениям и оказывает значительное влияние на протекание упрочняющих и разупрочняющих динамических процессов при горячей деформации. Более детально вопросы, связанные с влиянием водорода на напряжения течения титана и его сплавов, будут рассмотрены в гл. IV.

Уже в первой работе по водородному пластифицированию, опубликованной нами в 1972 г. [6], мы обратили внимание на сходство этого явления со сверхпластичностью. Однако мы не отождествляли эти явления, поскольку водородное пластифицирование проявляется в условиях, не совпадающих с условиями сверхпластичности. Тем не менее нами было обнаружено, что для технического титана с 0,23% Н при температуре 800° С максимальное значение коэффициента m составляет 0,37 при скорости деформации $4,65 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ [165]. На рис. 2.39 приведена скоростная зависимость предела текучести сплава ВТ20 с 0,003 и 0,25% Н при температуре 800° С [21]. При всех скоростях деформации напряжения течения сплава с 0,25% Н были меньше, чем для ненаводороженных образцов. Скоростная зависимость предела текучести имеет сигмаобразную форму. Максимальное значение коэффициента m при температуре 800° С составляет 0,48 при $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ для сплава с 0,25% Н и 0,35 при $\dot{\epsilon} = 7 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ для сплава с 0,003% Н. В сплаве СТ4 с исходной крупнозернистой структурой коэффициент m при температуре 1000° С составлял 0,46 для образцов с 0,2% Н и 0,22 для исходных (0,004% Н) [7].

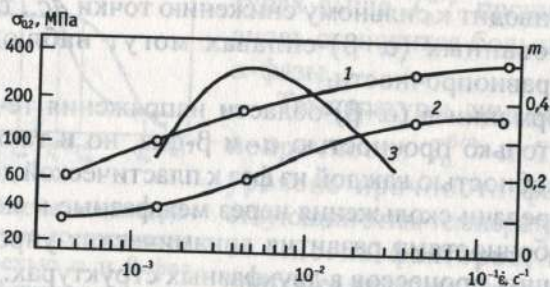


Рис. 2.39. Скоростная зависимость предела текучести сплава ВТ20 с 0,003 (1) и 0,25% Н (2) и коэффициента m (3) сплава с 0,25% Н при 800° С [21]

За рубежом первые работы по обусловленной водородом сверхпластичности были опубликованы Ледеричем с сотр. [22, 23]. В этих работах было обнаружено, что легирование титановых сплавов Ti-5Al-2,5Sn, Ti-8Al-1Mo-1V, Ti-6Al-4V, Ti-6Al-2Mo-4Zr-2Sn водородом позволяет существенно снизить температуру сверхпластической формовки. Оптимальная температура сверхпластической формовки сплава Ti-6Al-4V равна 880–906° С [24]. Введение в сплав Ti-6Al-4V 0,3÷0,53% Н позволяет осуществлять сверхпластическую деформацию при температурах 715–735° С. При содержании 0,13–0,32% Н оптимальная температура сверхпластической деформации составляет 800° С [25].

Понижение оптимальной температуры сверхпластической деформации с увеличением содержания водорода приводит к повышению напряжений течения металла. Эту закономерность иллюстрирует рис. 2.40, а, на котором приведена зависимость напряжений течения от скорости деформации для сплава Ti-6Al-4V при температурах $T_{\text{сп}}/Ac_3 = 0,89$, соответствующих оптимальным условиям проявления сверхпластичности [24]. Температура испытаний при разных содержаниях водорода составляла:

Содержание водорода, % (по массе)	<0,005	0,07	0,14	0,17	0,29	0,40	0,53
Температура сверхпластической деформации, °С	880	820	780	765	735	720	715

Зависимость коэффициента скоростной чувствительности m от скорости деформации $\dot{\epsilon}$ представлена на рис. 2.40, б. Водород не приводит к какому-либо значительному увеличению m , а при содержаниях водорода 0,29–0,53% существенно его уменьшает. Таким образом, улучшение условий осуществления сверхпластичности при легировании сплава Ti-6Al-4V водородом сводится только к снижению температуры ее реализации. В работе [166] при формовке сплава Ti-6Al-4V в смеси водорода с аргоном было обнаружено, что наводороживание металла позволяет снизить температуру сверхпластической деформации примерно на 100° С. При скорости деформации $1,2 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ деформация наводороженного образца при 820° С достигала той же величины, что и у ненаводороженного образца при 925° С.

В работах [27, 28] не было обнаружено существенного изменения показателей сверхпластичности листов сплава ВТ6 с исходной специально подготовленной ультрамелкозернистой структурой после

введения в него 0,05–0,1% Н за исключением небольшого возрастания относительного удлинения и смещения оптимальных скоростей деформации, соответствующих максимуму показателя m , примерно на полпорядка в сторону меньших значений. Авторы [27, 28] отмечают, что напряжения течения в интервале температур 750–850° С при оптимальных скоростях деформации, соответствующих наибольшим значениям показателя m у сплавов, содержащих 0,05–0,1% (по массе) Н, практически не отличаются от напряжений течения исходного сплава и лишь при скоростях менее 10^{-4} с^{-1} у сплавов с водородом напряжения течения выше.

Таким образом, какой-либо специфической усиленной водородом водородной сверхпластичности не наблюдается. Что же касается вызванного водородом снижения температуры оптимального проявления сверхпластичности, то это его действие сходно с влиянием всех других β -стабилизаторов. Действительно, для улучшения условий сверхпластической деформации титановые сплавы легируют такими β -стабилизаторами, как ванадий, молибден, железо и т. д., понижающими температуру A_3 .

По нашему мнению, эффективность влияния водорода на показатели сверхпластической деформации должна существенно зависеть от типа и параметров структуры исходного материала. Если предшествующими термомеханическими операциями структура сплава хорошо подготовлена к сверхпластической деформации, то влияние водорода будет невелико. Если же структура сплава неблагоприятна для развития сверхпластической деформации, то легирование его водородом может существенно улучшить показатели сверхпластичности из-за благоприятных структурных изменений, происходящих в процессе деформации под влиянием водорода.

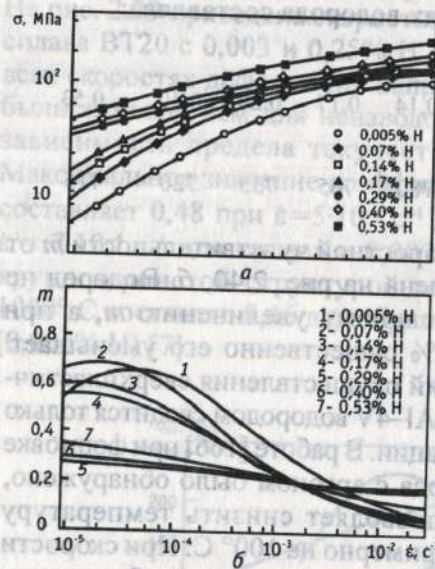


Рис. 2.40. Зависимость напряжений течения (а) и коэффициента m (б) для сплава Ti–6Al–4V с разным содержанием водорода от скорости деформации при температурах, соответствующих $T_{сп}/T_{спр} = 0,89$ [167]

Способность титановых сплавов к сверхпластической деформации можно существенно повысить термоводородной обработкой («hydrovac» или термохимической обработкой по зарубежной терминологии). Подобный эффект был обнаружен для сплава Ti–6Al–4V после введения 0,7 и 1% Н и последующего вакуумного отжига при 700° С в течение 32 ч, в результате чего содержание водорода снизилось до 0,002%. Максимальное удлинение (705%) было получено при испытании сплава со скоростью деформации $1,67 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при 900° С [167].

В работе [168] было обнаружено существенное увеличение способности к сверхпластичности сплава Ti–10V–2Fe–3Al в результате термоводородной обработки. Исходная структура сплава была грубой, равноосной, с величиной зерна 18 мкм. После обработки по схеме: наводороживание до 0,245–0,265% Н при 700° С, 4 ч + обработка на твердый раствор 700° С, 4 ч + отжиг 600° С, 8 ч + обезводороживание в аргоне при 600° С, 16 ч + отжиг в вакууме 10 ч — размер зерна уменьшается до 1–4 мкм. Такое измельчение зерна привело к повышению удлинения при сверхпластической деформации со 177–327% до 300–562%. Оптимальная температура сверхпластичности 750° С; скорость деформации $2,7 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Оптимальная скорость сверхпластической деформации для образцов, подвергнутых термоводородной обработке, была на порядок больше, чем для исходного сплава. Увеличение способности к сверхпластической деформации в результате измельчения зерна методами ТВО показано также в работах [169, 170].

2.10. ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНА

Теплофизические свойства титана определяют ряд технологических свойств при термической обработке, обработке давлением, механической обработке и т. д. Влияние водорода на теплофизические свойства титана было изучено в работе [171].

Теплоемкость титана с разным содержанием водорода определяли на дифференциальном сканирующем микрокалориметре DSC-III фирмы «Setaram» (Франция) по методу Кальве. При измерении теплоемкости по этому методу используется принцип непрерывного нагрева, согласно которому исследуют изменение амплитуды калориметрического сигнала. Теплоемкость, измеряемую в этом случае, называют «кажущейся», поскольку на изменение истинной теплоемкости накладываются тепловые эффекты, связанные с

фазовыми и структурными превращениями в исследуемом материале, которые приводят к уменьшению или возрастанию теплоемкости.

На рис. 2.41 представлены зависимости теплоемкости C_p от температуры, рассчитанные из калориметрических кривых. Для всех исследованных сплавов Ti-H, за исключением технического титана BT1-00, в интервале температур 300–450°С наблюдается пик на C_p - t -кривой, обусловленный обратным эвтектоидным превращением $\alpha + \gamma \rightarrow \beta$, сопровождающимся поглощением тепла и увеличением кажущейся теплоемкости. Максимальный по высоте пик на C_p - t -кривых наблюдается для сплава TiH_{0,6} [37% (ат.) Н], в котором концентрация водорода близка к эвтектоидной. При дальнейшем нагреве сплавов системы Ti-H выше 600°С наблюдается аномальное повышение теплоемкости, что скорее всего связано с удалением водорода из образцов, сопровождающимся также эндотермическим эффектом. Сплавы системы Ti-H обладают наибольшей теплоемкостью при более высокой температуре (350°С) по сравнению с равновесной (300°С), что связано с гистерезисом превращений при нагреве и охлаждении.

На рис. 2.42 приведены результаты измерений коэффициента температуропроводности. Для всех исследованных материалов, за исключением BT1-00, наблюдается резкое падение температуро-

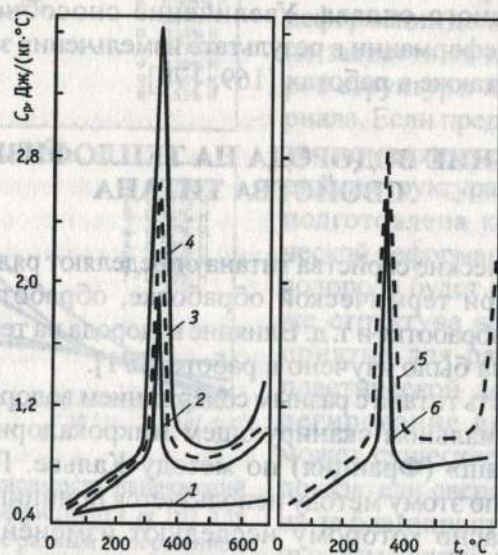


Рис. 2.41. Зависимость теплоемкости C_p сплавов Ti-H от температуры: 1 — BT1-00; 2 — TiH_{0,2}; 3 — TiH_{0,4}; 4 — TiH_{0,6}; 5 — TiH_{0,8}; 6 — TiH [171]

проводности a в интервале температур от 20 до 350°С. При дальнейшем повышении температуры a растет, приближаясь к значению температуропроводности технического чистого титана BT1-00. Наименьшей температуропроводностью сплавы обладают при температуре 350°С, близкой к температуре эвтектоидного превращения $\beta \leftrightarrow \alpha + \gamma$, причем с увеличением содержания водорода от 0,14 до 44,4% (ат.) (TiH_{0,8}) минимум температуропроводности становится острее и глубже. При температурах 20–500°С температуропроводность понижается при повышении содержания водорода от 0,14 до 44,4% (ат.) (рис. 2.43). При температуре 700°С, близкой к температуре в зоне резания при токарной обработке, температуропроводность практически не зависит от содержания водорода, хотя и наблюдается слабая тенденция к ее уменьшению с увеличением концентрации водорода.

Теплопроводность λ рассчитывали на основе данных по измерению коэффициента температуропроводности и удельной теплоемкости (C_p) (средние значения измерения 3-х образцов) по формуле

$$\lambda = aC_p\rho, \quad (2.17)$$

где ρ — плотность образца. Расчет проводили с учетом изменения плотности сплавов от температуры:

$$\rho_t = \rho_0 / (1 + \beta t), \quad (2.18)$$

где ρ_0 — плотность при $t = 0^\circ\text{C}$; β — коэффициент объемного расширения. Значения ρ_0 корректировали с учетом уменьшения

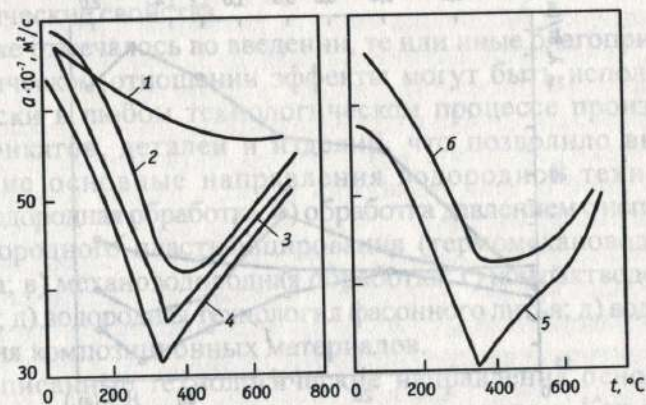


Рис. 2.42. Зависимость температуропроводности сплавов Ti-H от температуры: 1 — BT1-00; 2 — TiH_{0,2}; 3 — TiH_{0,4}; 4 — TiH_{0,6}; 5 — TiH_{0,8}; 6 — TiH [171]

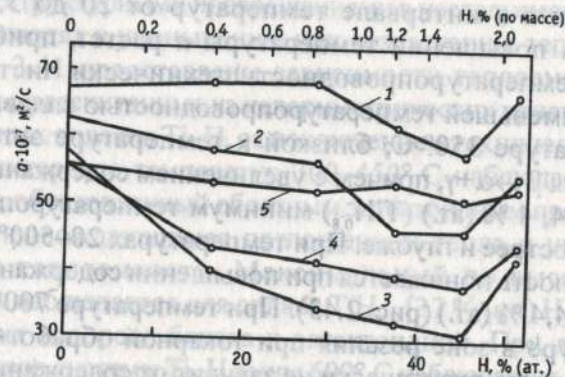


Рис. 2.43. Влияние водорода на температуропроводность сплавов Ti-N при температурах, °C: 1 — 20; 2 — 200; 3 — 350; 4 — 500; 5 — 700 [171]

плотности сплавов с увеличением содержания водорода.

На рис. 2.44 приведено влияние водорода на теплопроводность сплавов системы Ti-N при различных температурах испытаний. Наибольшей теплопроводностью сплавы Ti-N обладают при температуре 700° C. При этой температуре теплопроводность с увеличением содержания водорода от 0,14 до 44,4% (ат.) повышается, а при 50% (ат.) несколько понижается, что может быть связано с потерей водорода образцами в процессе измерений. Резкое изменение наклона кривых на рис. 2.44 в интервале концентраций 16,7–

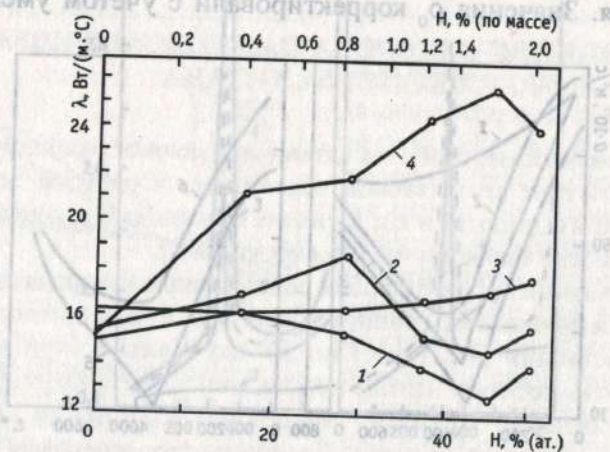


Рис. 2.44. Влияние водорода на теплопроводность сплавов Ti-N при температурах, °C: 1 — 20; 2 — 200; 3 — 500; 4 — 700 [171]

28,6% (ат.), по-видимому, связано с переходом от α - к $(\alpha+\beta)$ -структуре, а затем к β -структуре. При температуре 500° C теплопроводность возрастает с увеличением концентрации водорода. Для температур 20 и 200° C характерен минимум теплопроводности при концентрации водорода, равной 44,4% (ат.), несколько большей эвтектоидной концентрации (39%). Можно полагать, что минимум теплопроводности должен соответствовать эвтектоидной концентрации, но сплавы такого состава не были предметом исследования.

2.11. ОСНОВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ВОДОРОДНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Как уже отмечалось выше, водородная технология включает: а) наводороживание титановых сплавов до заданных концентраций; б) проведение технологических операций с использованием обусловленных водородом благоприятных в технологическом отношении эффектов; в) при необходимости, вакуумный отжиг для снижения содержания водорода до безопасных в эксплуатации концентраций.

Благоприятные в технологическом отношении эффекты определяются прежде всего концентрациями водорода и формирующимся при наводороживании фазовым и структурным состоянием сплава. Приведенные выше данные о влиянии водорода на фазовые равновесия в сплавах, фазовые и структурные превращения, количество, состав и свойства фаз позволяют прогнозировать тип и параметры структуры сплава и ожидаемые механические и технологические свойства.

Как уже отмечалось во введении, те или иные благоприятные в технологическом отношении эффекты могут быть использованы практически в любом технологическом процессе производства полуфабрикатов, деталей и изделий, что позволило выделить следующие основные направления водородной технологии: а) термоводородная обработка; б) обработка давлением с использованием водородного пластифицирования (термомехановодородная обработка); в) механоводородная обработка; г) компактоводородные процессы; д) водородная технология фасонного литья; д) водородная технология композиционных материалов.

Все описанные технологические направления основаны на обратимом взаимодействии металлов с водородом. Как самостоятельное направление водородной технологии можно выделить водородную технологию получения постоянно легированных

водородом материалов.

Из всех этих направлений определяющим является термоводородная обработка, по крайней мере, по двум причинам. Во-первых, это эффективный способ подготовки материала почти ко всем другим технологическим направлениям водородной технологии. Например, термоводородная обработка может быть успешно использована для получения ультрамелкозернистой структуры, необходимой для осуществления сверхпластической деформации в оптимальных условиях (см. п. 2.9). Во-вторых, почти каждый технологический процесс водородной технологии начинается с наводороживающего отжига и последующего охлаждения с сопутствующими структурными и фазовыми превращениями. Отличия в различных технологических направлениях состоят лишь в тех операциях, которые разделяет наводороживание и заключительный вакуумный отжиг.

В термоводородной обработке учитываются в той или иной мере все описанные выше закономерности водородной технологии. Научной базой построения технологических схем термоводородной обработки служат температурно-концентрационные диаграммы фазового состава сплавов, легированных водородом; диаграммы фазовый состав—концентрация водорода—скорость охлаждения; диаграммы фазового состава закаленных титановых сплавов, легированных водородом; диаграммы изотермических превращений, протекающих в легированных водородом сплавах при старении; диаграммы фазовых и структурных превращений в наводороженных сплавах при их дегазации. При разработке технологии термоводородной обработки учитывают влияние водорода на количество и морфологию α - и β -фаз, объемные эффекты превращения, напряжения пластического течения металла, механизм и кинетику фазовых и структурных превращений. Термоводородная обработка является универсальным целенаправленным способом создания оптимального структурного состояния материала с заданным комплексом физико-механических свойств, которым он должен обладать либо на определенной стадии обработки и изготовления изделия, либо в процессе эксплуатации.

Химико-термическая обработка титановых сплавов в наводороживающих средах в настоящее время не производится из-за развития водородной хрупкости в наводороженном металле. Между тем структуру наводороженного металла можно эффективно исправить последующей термоводородной обработкой. Это открывает новые возможности совершенствования химико-термической обработки титановых сплавов. Процесс, сочетающий

химико-термическую обработку с термоводородной, можно назвать химико-термоводородной (ХТВО). ХТВО позволяет, в частности, осуществлять процесс насыщения поверхности упрочняющими элементами при высоких температурах со сравнительно малой выдержкой с последующим исправлением сформировавшейся при этом грубой структуры сердцевинны методами ТВО. Однако возможности химико-термоводородной обработки пока практически не исследованы.

Обработка давлением с использованием обратимого легирования водородом (термомехановодородная обработка) основана на водородном пластифицировании, включающем в себя снижение сопротивления пластической деформации и повышение критических степеней деформации до появления первых трещин. Эффективность водородного пластифицирования во многом зависит от фазового состава сплавов, количества и свойств α - и β -фаз, динамических упрочняющих и разупрочняющих процессов. Для оценки фазового состава наводороженных сплавов при пластической деформации особую важность приобретают диаграммы фазового сплава в координатах температура—содержание водорода. Из этих диаграмм, в частности, следует, что теплая и горячая пластическая деформация α -сплавов при содержании водорода свыше некоторого предела практически осуществляется вовсе не в α -области, а в $\alpha+\beta$. Изменение фазового состава сплавов в результате наводороживания играет в этом случае определяющую роль в процессах, обуславливающих сопротивление деформации. Эффекты водородного пластифицирования во многом определяются перераспределением легирующих элементов между фазами, поскольку от состава фаз зависят их свойства, в том числе и их способность к деформации. И, наконец, структурой и свойствами полуфабрикатов и деталей, полученных с использованием водородного пластифицирования, можно управлять регламентированными режимами охлаждения после деформации или дополнительной термоводородной обработкой.

Для совершенствования технологии механической обработки титановых сплавов резанием водородную технологию можно применить в двух направлениях. Во-первых, титановые сплавы с грубой пластинчатой структурой обрабатываются резанием значительно труднее, чем при глобулярной мелкозернистой структуре. Поэтому обрабатываемость резанием сплавов с грубой пластинчатой структурой можно улучшить термоводородной обработкой, преобразующей пластинчатую структуру в глобулярную. Во-вторых,

обрабатываемость титановых сплавов резанием можно улучшить, используя активное влияние водорода на свойства титановых сплавов, определяющие условия резания: отношение предела текучести к временному сопротивлению разрыву сплавов, прочность и твердость, теплопроводность, коэффициент трения в паре титановый сплав—инструмент. В этом случае водород действует как активный участник процессов, происходящих непосредственно при механической обработке и определяющих такие параметры резания, как усилия резания, температура в зоне резания, износ инструмента. При строгой терминологии именно этот второй случай и составляет предмет механоводородной обработки.

К компактоводородным процессам можно отнести диффузионную сварку, порошковую и гранульную металлургию с использованием эффектов, обусловленных водородом. Важную роль в этих процессах играет обусловленное водородом усиление адгезии. Этот эффект проявляется в следующем простом эксперименте. Если стопку образцов для испытаний на ударную вязкость отжечь в вакууме, то они довольно легко отделяются друг от друга. Если же в образцы при тех же температурах ввести водород и дать ту же выдержку, то образцы настолько сильно сцепляются между собой под собственным весом, что их не удастся отделить друг от друга без повреждения поверхности. В компактоводородных процессах существенную роль играют также водородное пластифицирование и эффекты термоводородной обработки. В формировании прочного диффузионного соединения и качественного порошкового (гранульного) изделия определяющую роль играет наклеп в области контакта соединяемых материалов, достаточный для прохождения последующей рекристаллизации с формированием новых границ зерен и устранения, как следствие, контактных поверхностей.

В водородной технологии фасонного литья используется защитное, охрупчивающее и пластифицирующее действие водорода, а также термоводородная обработка. Обсыпка поверхности литейных форм гидридом титана обеспечивает выделение водорода из гидрида при заливке формы расплавом и снижение интенсивности взаимодействия металла с формой. Охрупчивающее действие водорода находит применение в гидридных вставках, которые, насыщая и охрупчивая металл, облегчают отделение прибылей от отливки. Водородное пластифицирование позволяет усовершенствовать технологию высокотемпературной газостатической обработки (ВГО). И, наконец, фасонное титановое литье было первым объектом исследований, на котором была показана эффективность временного

легирования титановых сплавов водородом с целью измельчения их структуры и существенного улучшения комплекса их механических свойств.

Остальные направления водородной технологии (изготовление композиционных материалов, новые функциональные материалы) пока не получили достаточного развития.

Есть основания полагать, что перечисленными направлениями водородной технологии развитие этой области техники не ограничится. Различные формы действия водорода на структуру и свойства титана и его сплавов, да и не только их, столь многообразны, что можно ожидать формирование новых направлений водородной технологии.

ТЕРМОВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА

Термоводородная обработка (ТВО) включает в себя три основных операции: а) наводороживание металла по заданной концентрации; б) термическое воздействие на металл, легированный водородом; в) вакуумный отжиг (при необходимости) до безопасных концентраций водорода, при которых развитие водородной хрупкости всех видов в процессе эксплуатации конструкций исключено. В тех случаях, когда водород используется как постоянный легирующий элемент в сплавах функционального назначения (сплавы-накопители водорода, некоторые порошковые материалы, материалы с высокой демпфирующей способностью, материалы с эффектом запоминания формы, сверхпроводники и т. д.), вакуумный отжиг не входит в схему ТВО.

Термоводородная обработка основана на возможности управления механизмом фазовых превращений и структурообразования в титановых сплавах в результате следующих эффектов [39–50]: а) водород, являясь довольно сильным β -стабилизатором, существенно понижает температуру $(\alpha+\beta)/\beta$ -перехода (точку A_{c3}), что приводит к увеличению количества β -фазы в отожженных и закаленных сплавах, а также позволяет избежать существенного роста зерна при нагреве до β -области и уменьшения плотности дислокаций, накопленных в результате фазовых превращений; б) водород повышает стабильность β -фазы, снижает температуры мартенситных превращений (M_s , M_c , A_s , A_c) и уменьшает критические скорости охлаждения, что увеличивает прокаливаемость сплавов и позволяет получить при более «мягких» температурно-скоростных условиях охлаждения большее количество стабилизированных водородом метастабильных фаз; в) водород неравномерно распределяется между α - и β -фазами и вызывает перераспределение легирующих элементов между ними. При этом β -фаза обедняется β -стабилизаторами, что повышает ее способность к пластической деформации и оказывает существенное влияние на фазовые превращения. Из-за различной растворимости в α - и β -фазах водород по-разному влияет на удельные объемы α - и β -фаз, что вызывает изменение объемных эффектов и открывает новые возможности управления морфологией и размером частиц α -фазы; г) при достаточно больших содержаниях водорода образуются гидриды титана, обладающие значительно большим

удельным объемом по сравнению с металлом; д) при легировании водородом α - и псевдо- α -сплавов реализуется эвтектоидное превращение, механизм которого включает элементы мартенситного превращения, что в совокупности с низкой температурой его реализации открывает возможности накопления достаточно большого количества дефектов кристаллического строения, наследуемых при последующем нагреве; е) большое различие коэффициентов диффузии водорода и легирующих элементов позволяет реализовать в процессе дегазации при относительно невысоких температурах превращение стабилизированной водородом β -фазы в α -фазу с выделением дисперсных частиц α -фазы, сильно отличающихся по химическому составу от первичной α -фазы; она содержит больше β -стабилизаторов, но значительно меньше алюминия. Это позволяет создавать в α - и псевдо- α -сплавах гетерофазные структуры с различной морфологией и размерами структурных составляющих.

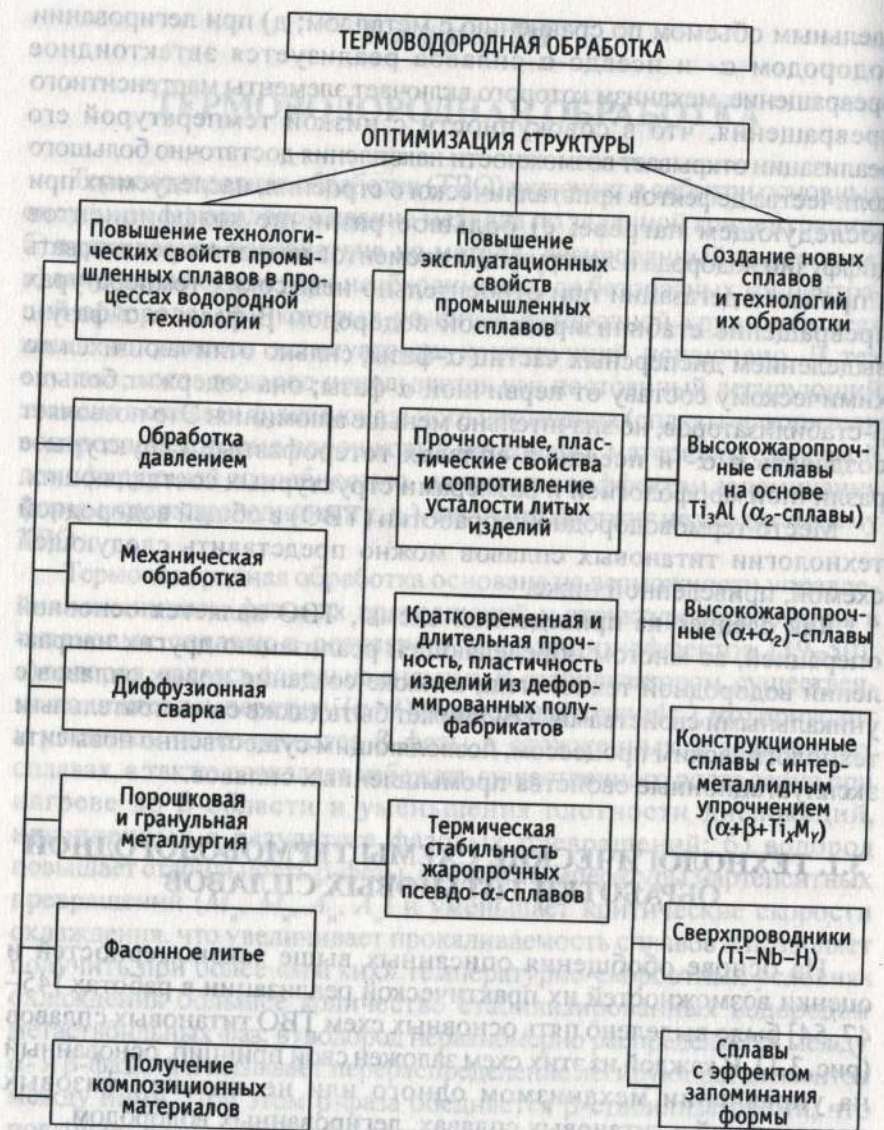
Место термоводородной обработки (ТВО) в общей водородной технологии титановых сплавов можно представить следующей схемой, приведенной ниже.

Как следует из приведенной схемы, ТВО является основной операцией, во многом определяющей реализацию других направлений водородной технологии, а также создание новых сплавов с уникальными свойствами. ТВО может быть также самостоятельным технологическим процессом, позволяющим существенно повысить эксплуатационные свойства промышленных сплавов.

3.1. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СХЕМЫ ТЕРМОВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

На основе обобщения описанных выше закономерностей и оценки возможностей их практической реализации в работах [45–47, 54] было выделено пять основных схем ТВО титановых сплавов (рис. 3.1). В каждой из этих схем заложен свой принцип, основанный на управлении механизмом одного или нескольких фазовых превращений в титановых сплавах, легированных водородом.

Схема 1 основана на атермическом распаде водородосодержащей β -фазы. Сплав подвергают наводороживающему отжигу при температурах от t_{HO}^{\min} до t_{HO}^{\max} , при этом температура t_{HO}^{\max} может достигать точки A_{c3} для ненаводороженного сплава, а t_{HO}^{\min} близка к точке A_{c3}'' $(\alpha+\beta)/\beta$ -перехода для наводороженного сплава. Время выдержки τ_b^{\min} может быть меньше, чем при t_{HO}^{\min} (τ_b^{\max}). Затем сплав охлаждают со скоростью в пределах от V_{\max}^0 до V_{\min}^0 . В зависимости



от класса сплава распад β -фазы в процессе охлаждения со скоростью V^0 меньше первой критической V_{kl}^0 может происходить по схемам $\beta \rightarrow \alpha_n + \beta_n$; $\beta_n \rightarrow \alpha_3 + \gamma$. Далее следует нагрев в вакууме со скоростями от V_{min}^n до V_{max}^n до температур от t_{vo}^{max} до t_{vo}^{min} в течение времени от τ_b^{min} до τ_b^{max} . Температура вакуумного отжига близка к интервалу температур $Ac_3 - Ac_3^n$. При этих температурах β -фаза распадается

по схеме $\beta_n \rightarrow \alpha_d$. Выбор температурно-скоростных режимов ТВО должен осуществляться, исходя из необходимости достижения максимально возможной дисперсности структуры и предотвращения роста β -зерна при наводороживающем и вакуумном отжиге. Температурно-скоростные режимы ТВО должны назначаться в соответствии с диаграммами фазовых превращений в наводороженных сплавах при непрерывном охлаждении (см. п. 2.5) и в процессе дегазации в вакууме (см. п. 2.7). Следует, однако, учитывать, что микроструктура, сформировавшаяся в процессе ТВО по первой схеме, может быть недостаточно однородна из-за протекания фазовых превращений в атермических условиях.

Схема 2 основана на фиксации в структуре сплава максимального

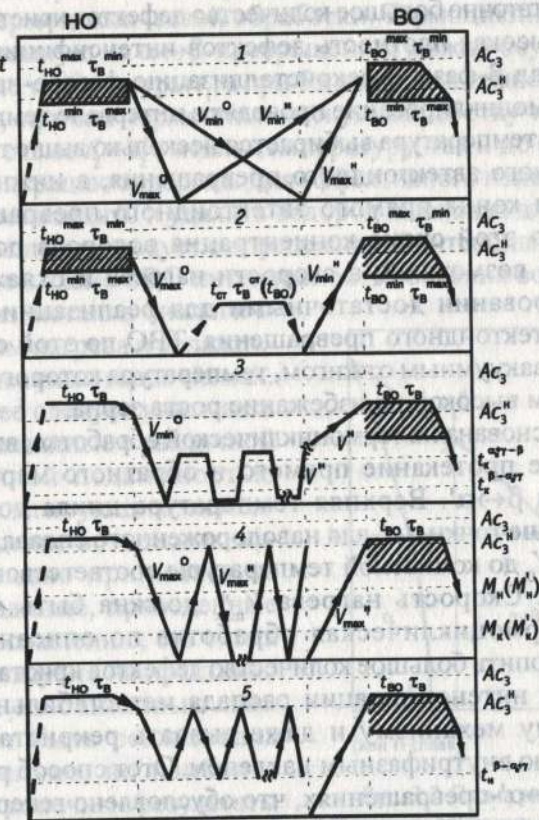


Рис. 3.1. Принципиальные схемы ТВО, основанные на управлении механизмом различных фазовых превращений в сплавах на основе титана [45-47]

количества β -фазы и последующем старении. Наводороживающий отжиг сплава проводят при температуре $t_{\text{но}}$ (в интервале $A_{c_3} - A_3^n$) длительностью $\tau_{\text{в}}$. Охлаждение сплава после наводороживания проводят со скоростями V_{max}^o , большими первой критической $V_{1к}^o$ с учетом ее уменьшения при легировании сплава водородом (см. п. 2.6). Старение осуществляют при температурах $t_{\text{ст}} = 400 - 450^\circ \text{C}$ в течение времени $\tau_{\text{в}}^{\text{ст}}$ в воздушных печах или в вакуумной печи непосредственно перед окончательным вакуумным отжигом при температуре $t_{\text{во}}$ длительностью $\tau_{\text{в}}$. Эта схема ТВО позволяет не только получить однородную дисперсную структуру, но и провести гетерогенизацию структуры даже однофазных сплавов.

Схема 3 основана на эвтектоидном распаде наводороженной β -фазы ($\beta_n \rightarrow \alpha_3 + \gamma$) в режиме термоциклирования, что позволяет накопить достаточно большое количество дефектов кристаллического строения. Высокая плотность дефектов интенсифицирует гетерогенный распад β -фазы и рекристаллизацию фазово-наклепанного металла. Термоциклирование проводят в интервале температур, при этом верхняя температура выбирается несколько выше температуры конца обратного эвтектоидного превращения, а нижняя — ниже температуры конца прямого эвтектоидного превращения. При обработке по этой схеме концентрация водорода должна быть максимально возможной, а скорости нагрева и охлаждения при термоциклировании достаточными для реализации прямого и обратного эвтектоидного превращения. ТВО по этой схеме также завершается вакуумным отжигом, температура которого не должна быть слишком высокой во избежание роста зерна.

Схема 4 основана на термоциклической обработке, включающей многократное протекание прямого и обратного мартенситного превращения $\beta \leftrightarrow \alpha'$. Верхняя температура цикла должна быть несколько выше точки A_{c_3}' для наводороженного сплава, а скорость охлаждения V_o до комнатной температуры соответствовать первой критической. Скорость нагрева V_{max}^n должна быть достаточно большой. Термоциклическая обработка по описанной схеме позволяет накопить большое количество дефектов кристаллического строения для интенсификации распада метастабильных фаз по гетерогенному механизму и даже вызвать рекристаллизацию, обусловленную внутрифазным наклепом. Этот способ реализуется только при $\beta \leftrightarrow \alpha'$ -превращениях, что обусловлено генерированием при образовании α' -мартенсита большого количества аккомодационных дислокаций. При $\beta \rightarrow \alpha''$ -превращении аккомодационные процессы происходят путем двойникования, что не дает достаточного

наклепа для модифицирования структуры. Поэтому концентрация водорода выбирается, исходя из максимального снижения температур A_{c_3}' и M_n и предотвращения реализации мартенситного превращения α'' с учетом данных, приведенных в п. 2.5 и 2.6.

Схема 5 основана на многократно реализуемом $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращении. Температуры верхней и нижней ступени цикла, скорости нагрева и охлаждения выбираются из условия обеспечения мартенситного зарождения и диффузионного роста зародышей новой фазы с учетом данных, описанных в п. 2.5. ТВО по этой схеме позволяет решать те же задачи, что и по схеме 4, но при более «мягких» температурно-скоростных режимах.

Приведенные выше схемы можно дополнить еще одной [41]. Обратимое легирование водородом создает более широкие возможности для термоциклической обработки. Термоциклическую обработку, основанную на $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращении, можно осуществлять не относительно температуры t_1 , а при более низких температурах около t_2 (рис. 3.2), причем термоциклическую обработку можно проводить как по схеме $t_2' = t_2''$, меняя температуру, так и по схеме $C_1 \leftrightarrow C_2$, меняя концентрацию водорода. Для эффективного измельчения зерна по этой схеме вводить и удалять водород из сплава для реализации $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращения следует с определенной интенсивностью. В рассматриваемой схеме ТВО интенсивность введения водорода и удаления его из металла аналогичны скоростям нагрева и охлаждения при описанных выше схемах. Тем не менее следует учитывать эффекты, связанные с различной диффузионной подвижностью водорода и легирующих элементов. При оценке возможных эффектов полезно принимать во внимание данные, приведенные в п. 2.7. К сожалению, эта схема трудно реализуема на практике.

Каждая из описанных схем ТВО может быть реализована самостоятельно, но наиболее эффективные конечные результаты можно получить лишь их сочетанием.

Все описанные схемы ТВО

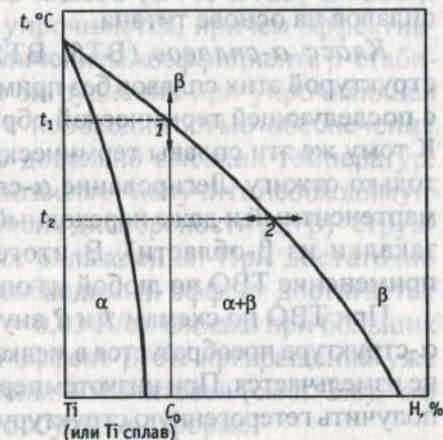


Рис. 3.2. Схема реализации фазовой перекристаллизации $\alpha \leftrightarrow \beta$ в титановом сплаве состава C_0 путем изменения температуры (1) или содержания в нем водорода (2) [33]

начинаются с наводороживания и заканчиваются вакуумным отжигом. Температурно-временные режимы наводороживающего отжига назначаются, исходя из условия достаточно равномерного распределения водорода по сечению заготовок. Режимы наводороживающего и вакуумного отжига можно оценить в соответствии с рекомендациями п. 1.4 и 1.5. Здесь же отметим, что температура вакуумного отжига не должна существенно превышать точку A_{c_3} во избежание сильного роста зерна в β -области. Однако при понижении температуры длительность вакуумного отжига сильно увеличивается. Учитывая, что с уменьшением содержания водорода температура $(\alpha+\beta)/\beta$ -перехода повышается, можно рекомендовать начинать вакуумный отжиг при температурах ниже A_{c_3} для наводороженного металла, а затем постепенно повышать ее и заканчивать отжиг при температурах несколько ниже A_{c_3} для обезводороженного металла.

Возможности применения описанных схем ТВО к различным титановым сплавам можно оценить на основе анализа рассмотренных выше закономерностей влияния водорода на фазовые равновесия и превращения, протекающие в сплавах при непрерывном охлаждении, закалке и старении, а также при дегазации. Проведенный анализ, а также систематические исследования, выполненные для различных титановых сплавов [39–55], позволили следующим образом оценить эффективность применения различных схем ТВО к разным группам сплавов на основе титана.

Класс α -сплавов (VT5, VT5-1). Возможности управления структурой этих сплавов без применения пластической деформации с последующей термической обработкой практически исключены. К тому же эти сплавы термически не упрочняются, их подвергают только отжигу. Легирование α -сплавов водородом переводит их в мартенситный и даже переходный класс (со структурой $\beta+\alpha'$ после закалки из β -области). В итоге для этих сплавов эффективно применение ТВО по любой из описанных схем (рис. 3.1).

При ТВО по схемам 1 и 2 внутризеренная крупнопластинчатая α -структура преобразуется в мелкодисперсную, при этом макрозерно не измельчается. При низкотемпературном вакуумном отжиге можно получить гетерогенную структуру, состоящую из двух α -фаз разного химического состава. Например, в сплаве VT5 при таком отжиге формируется структура, представленная α -фазами, содержащими 6–7 и 3–4% Al при среднем содержании 5%. Такая структура достаточно термически стабильна до 600° С, но при более высоких температурах происходит выравнивание содержания алюминия по

объему α -фазы.

Применение ТВО по схемам 3 и 5 позволяет преобразовать пластинчатую α -структуру в мелкозернистую глобулярную в пределах исходного β -зерна. Если исходная структура содержала α -оторочку по границам β -зерна, то ТВО по этим схемам приводит к рекристаллизации α -фазы в α -оторочке. Целесообразнее применять режимы ТВО по схеме 5, чем 3, так как они более «мягкие» и приводят к меньшим внутренним напряжениям. Температурно-скоростные условия обработки по схеме 4 наиболее жесткие, но они позволяют получить полностью рекристаллизованную α -структуру с устранением границ β -зерна.

Псевдо- α -сплавы (VT18У, VT20). Эффект обычной упрочняющей термической обработки невелик из-за малого содержания β -стабилизаторов. Хотя при высоких скоростях охлаждения в этих сплавах и можно зафиксировать метастабильную β -фазу, эффект старения незначителен из-за низкой степени ее пересыщения, а отпуск, основанный на распаде мартенсита α' , вызывает разупрочнение [46, 120, 143]. Легирование этих сплавов водородом переводит их в класс термически упрочняемых сплавов с эффектом упрочнения при старении, соответствующим коэффициенту β -стабилизации K_{β} . Для сплава VT18У применимы все пять схем ТВО, а для сплава VT20 наиболее эффективны 1 и 2 схемы.

$(\alpha+\beta)$ -сплавы мартенситного класса (VT6, VT23, VT25У). Сплавы этого класса термически упрочняются, причем эффективность упрочнения возрастает с увеличением коэффициента β -стабилизации сплавов K_{β} [46, 97, 143]. Затруднения при упрочняющей термической обработке связаны с необходимостью обеспечения больших скоростей охлаждения с довольно высоких температур. Применение ТВО по схемам 1 и 2 позволяет получить необходимую для эффективного упрочнения степень дисперсности $(\alpha+\beta)$ -структуры при более низких скоростях охлаждения. При достаточно большом содержании водорода необходимый эффект достигается даже при охлаждении с печью ($V^{\circ} = 0,03$ К/с). Однако при больших содержаниях водорода объемный эффект $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения уже не равен практически нулю, а довольно значителен (см п. 2.8), что исключает рост частиц α -фазы в глобулярной форме.

ТВО по схемам 3–5 не обеспечивает для этих сплавов существенных изменений микроструктуры по сравнению со схемами 1, 2, так как при легировании водородом не всегда создаются условия для реализации необходимых фазовых превращений. К тому же и концентрация накопленных при термоциклировании дефектов

кристаллического строения не всегда достаточна для измельчения зерна путем рекристаллизации.

$(\alpha+\beta)$ -сплавы переходного класса и псевдо- β -сплавы (BT22, BT30, BT35). Сплавы этого класса эффективно упрочняются термической обработкой, так что применение ТВО как способа упрочнения для них не особенно актуально. Легирование этих сплавов водородом существенно снижает критическую скорость охлаждения. Заметим, однако, что водородное легирование в достаточно больших концентрациях снижает эффект старения и может даже привести к формированию термодинамически стабильной β -фазы, не способной к старению. Тем не менее на промежуточных стадиях ТВО по схемам 1 и 2 можно получить структуры, благоприятные для проведения других технологических операций.

Жаропрочные сплавы с интерметаллидным упрочнением ($Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn$) и на основе Ti_3Al (7115). Основная цель, которая преследуется при ТВО сплавов этого типа, состоит в формировании бимодальной структуры. Этой цели можно достигнуть ТВО по 1 и 2 схемам, приведенным на рис. 3.1. При этом температура наводороживающего отжига не должна превышать точку A_{c3} ни для исходного состояния, ни ее значения для наводороженного состояния. Это требование необходимо соблюдать для того, чтобы сохранить в структуре сплава достаточное количество богатой алюминием первичной α -фазы с локальным α_2 -упорядочением. Вторая составляющая бимодальной структуры, представленная вторичной дисперсной α_d -фазой и β -фазой, должна быть сформирована в процессе дегазации при вакуумном отжиге в результате $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения.

Сплавы на основе никелида титана. Применение ТВО для этих сплавов ограничено только возможностью изменения характеристических температур мартенситных превращений [72, 73, 141, 142, 172]. Интенсивное удаление водорода из этих сплавов даже в воздушной среде позволяет реализовать эффекты ТВО только в водородосодержащих средах.

ТВО может быть применена в процессе производства любых видов полуфабрикатов и изделий из титановых сплавов. Однако она экономически целесообразна лишь в тех случаях, когда другими способами не удастся обеспечить необходимую структуру и требуемый уровень механических свойств. Наиболее целесообразной областью применения ТВО являются фасонные отливки [45–54], структурой и свойствами которых невозможно эффективно управлять обычными методами обработки давлением в сочетании с термической

обработкой. Для фасонного литья ТВО может быть использована как самостоятельная технологическая операция, позволяющая повысить механические свойства, прежде всего сопротивление усталости, до уровня, характерного для деформированных полуфабрикатов. Именно этой проблеме посвящено большинство зарубежных работ по обратимому (временному) легированию титановых сплавов водородом [33–38, 56–59].

Применение ТВО как самостоятельного технологического процесса обработки фасонных отливок описано в настоящей главе. Однако роль водорода в технологии фасонного литья сводится не только к ТВО. Достаточно полно все аспекты водородной технологии фасонного литья титановых сплавов будут описаны в отдельной главе.

Вторая область, в которой ТВО может быть эффективно применена, — это сварные соединения титановых сплавов [46, 51, 54]. Задачи, решаемые ТВО сварных соединений и фасонных отливок, во многом сходны, хотя и есть определенная специфика.

Применение ТВО как самостоятельного процесса обработки деформированных полуфабрикатов вряд ли целесообразно. Более эффективно использовать ТВО как подготовительную операцию при обработке сплавов давлением в режиме водородного пластифицирования, а также как конечную операцию для получения структуры, обеспечивающей требуемый комплекс свойств. Поэтому роль ТВО в технологии производства деформированных полуфабрикатов будет детально описана в отдельной главе. Здесь же будут приведены отдельные примеры, иллюстрирующие универсальность возможностей управления структурой и свойствами титановых сплавов методами ТВО.

В отдельной главе будут также описаны эффекты ТВО при механической обработке титановых сплавов, порошковой и гранульной технологии, диффузионной сварке, при решении проблемы получения пресс-изделий из титановых отходов без их переплавки.

3.2. ТЕРМОВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА ФАСОННЫХ ОТЛИВОК

По сравнению с технологией обработки давлением фасонное литье обеспечивает следующие преимущества:

- увеличение коэффициента использования металла в 3–5 раз;
- исключение малопроизводительных, дорогостоящих операций металлургического передела слитков в деформированные полу-

фабрикаты;

в) существенное уменьшение объемов обработки резанием;

г) исключение проблем стойкости штампового инструмента.

Однако, несмотря на высокую экономическую эффективность, фасонное литье получило ограниченное применение, прежде всего из-за более низкого уровня механических свойств, особенно сопротивления усталости, по сравнению со свойствами деформированных полуфабрикатов. Фасонные отливки содержат различные дефекты, чаще всего поры, и имеют грубую пластинчатую структуру с крупным β -зерном.

Титановые сплавы с пластинчатой структурой обладают меньшей пластичностью и значительно более низким сопротивлением усталости по сравнению со сплавами с глобулярной структурой при большей вязкости разрушения [111]. Высокотемпературная газостатическая обработка (ВГО) позволяет почти полностью устранить пористость отливок [69, 173]. Однако ВГО практически не влияет на структуру литого металла в тех зонах отливки, где поры отсутствуют и поэтому нет существенной пластической деформации. В связи с этим, хотя ВГО и несколько повышает сопротивление усталости, но оно не достигает уровня, характерного для деформированных полуфабрикатов.

Для фасонных отливок наиболее широко применяют отжиг для снятия напряжений [69, 97]. При этом какого-либо заметного изменения структуры, а тем более преобразования пластинчатой структуры в глобулярную не происходит. Основной литейный сплав ВТ5Л относится к α -классу и термически не упрочняется. Для термически упрочняемых литейных сплавов (ВТ6Л, ВТ20Л, ВТ23Л) упрочняющая термическая обработка, включающая закалку с большой скоростью охлаждения и старение, не всегда возможна, особенно для отливок сложной формы, из-за возникновения больших термических напряжений. В итоге применяемая для фасонных отливок термическая обработка не позволяет реализовать полностью уровень прочности, свойственный сплаву заданного состава. Естественно, что для фасонных отливок исключена возможность измельчения структуры путем наклепа пластической деформацией и последующей рекристаллизации. Таким образом, ТВО остается единственным способом обработки, позволяющим эффективно управлять структурой и свойствами фасонных отливок.

Основная задача, которую позволяет решить ТВО фасонных отливок, состоит в преобразовании грубой пластинчатой структуры в мелкодисперсную [46]. Измельчение внутризеренной структуры

может происходить на различных стадиях ТВО. При медленном охлаждении с температур наводороживающего отжига оно может достигаться уже на стадии охлаждения, если содержание водорода в металле достаточно велико. Высокая диффузионная подвижность водорода повышает вероятность флуктуаций состава β -фазы, а следовательно, увеличивает число центров зарождения α -фазы. При достаточно большом содержании водорода и значительном объемном эффекте $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения возникают высокие упругие напряжения, которые приводят к потере когерентности границы зародыш—матрица, что вызывает переход от мартенситного механизма роста частиц к диффузионному с меньшей скоростью миграции межфазной границы раздела. Диффузионный рост α -частиц затруднен также из-за более низкой температуры $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения наводороженного металла. В итоге при высокой концентрации водорода и медленном охлаждении должна формироваться мелкодисперсная внутризеренная структура с пластинчатой формой частиц α -фазы.

При последующем вакуумном отжиге наводороженного материала $\beta \rightarrow \alpha$ -превращение может протекать при температурах ниже температуры начала интенсивного удаления водорода из-за стремления системы к равновесному составу α - и β -фаз, а также как следствие обеднения β -фазы водородом в результате дегазации. О возможных фазовых превращениях при вакуумном отжиге наводороженных сплавов можно судить по диаграммам, приведенным в п. 2.7. Заметим, что форма и размеры α -зерен будут определяться объемным эффектом $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения и температурой вакуумного отжига. Чем ниже температура вакуумного отжига, тем более дисперсной будет внутризеренная структура.

Для измельчения макрозерна и внутризеренного строения могут быть использованы режимы ТВО, основанные на схемах, приведенных на рис. 3.1.

В наших работах эффективность применения ТВО для измельчения зерна фасонных отливок титановых сплавов впервые была показана для сплава ВТ5Л [19, 32, 174]. Позднее для этого сплава были выполнены более детальные исследования [42, 46]. На основании кинетических кривых взаимодействия сплава ВТ5Л с водородом (см. рис. 1.14, а) температура начала наводороживания была принята равной 850°C . В соответствии с оценками, выполненными по рекомендациям, изложенным в п. 1.4, длительность выдержки составляла 1 ч, причем насыщение водородом сопровождали одновременным понижением температуры до 780°C , чтобы избежать чрезмерного роста зерна в β -области из-за понижения при

наводороживании точки Ac_3 . При температуре 780°C выдержка составляла 1 ч, затем следовало охлаждение с печью до 150°C , далее охлаждение на воздухе. Оценки режимов наводороживающего отжига были выполнены применительно к фасонным отливкам с толщиной сечения от 3 до 20 мм. Вакуумный отжиг проводили при температурах $550\text{--}800^\circ\text{C}$.

Для сплава ВТ5Л было опробовано несколько вариантов ТВО, которые кратко описаны ниже [45–47].

1. *Технология ТВО-I.* Эта технология основана на сочетании схем 2 и 4, приведенных на рис. 3.1. Отливки сплава ВТ5Л (с исходной структурой рис. 3.3, а) наводороживали до 0,5% Н по описанному выше режиму. Наводороженные образцы подвергали термоциклированию, которое включало 5 циклов нагрева до 700°C со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{с}$, выдержку в течение 5 мин при этой температуре и охлаждение до комнатной температуры со скоростью $90^\circ\text{C}/\text{с}$. Далее следовал рекристаллизационный отжиг при 800°C в течение 1 ч с последующим охлаждением со скоростью $90^\circ\text{C}/\text{с}$. Вакуумный отжиг проводили в два этапа: нагрев со скоростью $0,3^\circ\text{C}/\text{с}$ до 550°C , выдержка 1 ч + нагрев со скоростью $0,08^\circ\text{C}/\text{с}$ до 800°C , выдержка 4 ч.

Структура литых образцов, обработанных по этому режиму, была рекристаллизованной с небольшой разнородностью (рис. 3.3, б). Такая структура обеспечила некоторое повышение прочностных характеристик и существенное увеличение пластичности и ударной вязкости (табл. 3.1). Число циклов до разрушения N_p при испытаниях на малоцикловую усталость возросло примерно в 1,2 раза. Разрушение образцов происходило по телу зерна; поверхность разрушения содержала следы значительной пластической деформации.

2. *Технология ТВО-II.* Эта технология основана на сочетании схем 3 и 2, приведенных на рис. 3.1. Литые образцы сплава ВТ5Л наводороживали до 0,9% Н по описанному выше режиму. Термоциклическую обработку проводили по схеме: нагрев со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{с}$; выдержка 5 мин, охлаждение со скоростью $3^\circ\text{C}/\text{с}$ до 150°C ; выдержка 30 мин, 5 циклов. Затем следовал ступенчатый вакуумный отжиг: нагрев со скоростью $0,3^\circ\text{C}/\text{с}$ до 550°C , выдержка 1 ч + нагрев с той же скоростью до 650°C , выдержка 1,5 ч + нагрев со скоростью $0,08^\circ\text{C}/\text{с}$ до 800°C , выдержка 3 ч. Эта технология позволяет получить разнородную рекристаллизованную структуру с мелкодисперсным внутризерненным строением, практически не разрешимом при световых увеличениях (рис. 3.3, в). В результате ТВО по технологии

II прочностные свойства образцов из сплава ВТ5Л возросли примерно на 100 МПа при одновременном повышении пластичности в два раза и некотором увеличении ударной вязкости (табл. 3.1). Излом образцов после механических испытаний имеет преимущественно вязкое строение.

Технология ТВО-II с введением 0,3 и 0,6% Н оказалась недостаточно эффективной; существенного преобразования литой структуры не произошло из-за малых объемных эффектов превращения и недостаточного внутрифазового наклепа.

3. *Технология ТВО-III.* Эта технология, основанная на полиморфном $\beta \leftrightarrow \alpha$ -превращении, подобна технологии ТВО-II и осуществляется по аналогичным режимам за тем исключением, что нижняя температура термоциклической обработки составляет 400°C , она оказалась неэффективной.

4. *Технология ТВО-IV.* Эта технология основана на сочетании схем 3 и 2, приведенных на рис. 3.1. Литые образцы сплава ВТ5Л наводороживали до 0,8% Н по описанному выше режиму. Термоциклическую обработку проводили по схеме: нагрев со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{с}$; выдержка 5 мин, охлаждение со скоростью $3^\circ\text{C}/\text{с}$ до 150°C ; выдержка 30 мин, 5 циклов. Затем следовал ступенчатый вакуумный отжиг: нагрев со скоростью $0,3^\circ\text{C}/\text{с}$ до 550°C , выдержка 1 ч + нагрев с той же скоростью до 650°C , выдержка 1,5 ч + нагрев со скоростью $0,08^\circ\text{C}/\text{с}$ до 800°C , выдержка 3 ч. Эта технология позволяет получить разнородную рекристаллизованную структуру с мелкодисперсным внутризерненным строением, практически не разрешимом при световых увеличениях (рис. 3.3, г). В результате ТВО по технологии

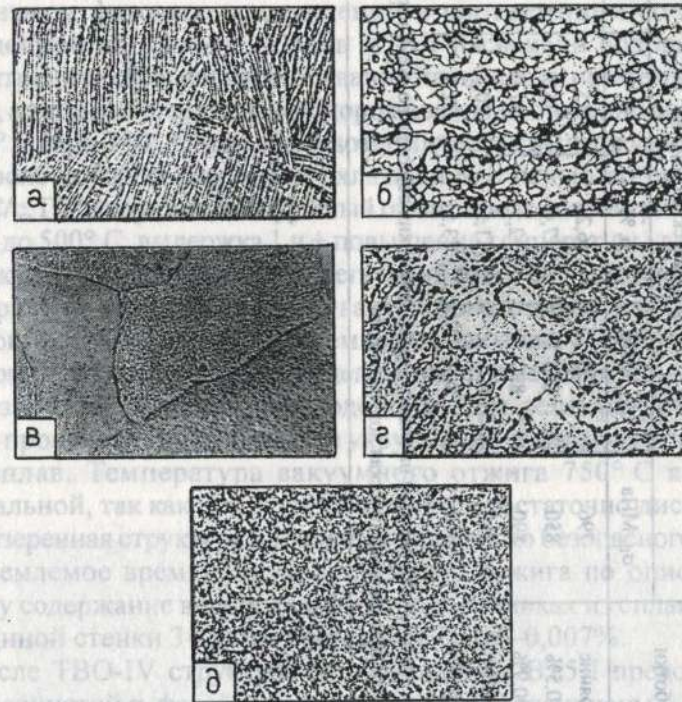


Рис. 3.3. Микроструктура литого сплава ВТ5Л после термоводородной обработки по различным режимам: а — литое исходное состояние; б — ТВО-I, 0,5% Н; в — ТВО-II, 0,9% Н; г — ТВО-III, 0,9% Н; д — ТВО-IV, 0,8% Н

Т а б л и ц а 3.1. Механические свойства литых образцов из сплава ВТ5Л после ТВО по различным технологиям [45, 46]

Режим обработки	Механические свойства					Число циклов до разрушения* при $\sigma_{\max}=500$ МПа, $\bar{N}_r \cdot 10^{-4}$
	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	
Литое состояние	796	735	6,2	15,5	55	5,7
ТВО-I; $C_H=0,5\%$	850	804	17,4	36,7	70	6,8
ТВО-II; $C_H=0,9\%$	890	820	12,5	31,0	60	—
ТВО-III; $C_H=0,9\%$	880	800	11,5	20,5	50	—
ТВО-IV; $C_H=0,9\%$	910	863	13,5	32,3	60	12

* Усталостные испытания проведены на гладких цилиндрических образцах по схеме изгиба с вращением при частоте нагружения 100 Гц; R=—I; \bar{N}_r — средняя логарифмическая долговечность.

выдержка 20 мин. После обработки по этому режиму структура литого сплава ВТ5Л представлена оторочкой рекристаллизованных α -зерен по границам исходного β -зерна (рис. 3.3, з). Внутри бывших β -зерен сформировались мелкие α -зерна, разделенные высокоугловыми границами. Уровень прочностных свойств сплава ВТ5Л после описанной обработки примерно такой же, как и после ТВО-II, но поперечное сужение существенно ниже (см. табл. 3.1), хотя и выше, чем для литого состояния.

При испытаниях на растяжение разрушение сплава ВТ5Л после ТВО-II происходит в основном по границам бывшего β -зерна. Однако оно отличается от типичного хрупкого межзеренного разрушения небольшой локальной пластической деформацией с формированием гребней отрыва. ТВО-III, как и ТВО-II, с введением 0,3 и 0,6% H оказалась неэффективной.

4. *Технология ТВО-IV.* Эта технология основана на управлении механизмом фазовых превращений в соответствии со схемой, приведенной на рис. 3.1. Сплав ВТ5Л насыщали водородом до концентрации 0,8%; наводороживание начиналось при температуре 850° С, а затем температура наводороживания постепенно снижалась до 780° С; при 780° С давалась изотермическая выдержка в течение 1 ч, после которой следовало охлаждение с печью со скоростью 0,03° С/с. Последующий вакуумный отжиг проводили в три ступени: нагрев до 500° С, выдержка 1 ч + повышение температуры до 650° С, выдержка 1 ч + окончательная дегазация при 750° С в течение 4 ч. Температуру верхней ступени вакуумного отжига выбирали из следующих соображений. При температурах ниже 750° С требуется слишком большая длительность дегазации из-за сравнительно малой диффузионной подвижности водорода. При температурах выше 800° С происходит существенное укрупнение α -фазы, что разупрочняет сплав. Температура вакуумного отжига 750° С является оптимальной, так как при этом сохраняется достаточно дисперсная внутризеренная структура и удаляется водород до безопасного уровня за приемлемое время. После вакуумного отжига по описанному режиму содержание водорода в фасонных отливках из сплава ВТ5Л с толщиной стенки 3–20 мм составляло 0,006–0,007%.

После ТВО-IV структура отливок сплава ВТ5Л представлена мелкозернистой α -фазой, а исходные β -зерна ограничены α -оторочкой. Параметры этой структуры в разных сечениях отливок несколько отличались из-за различной скорости охлаждения «толстых» и «тонких» частей отливок. Микроструктура литых образцов для механических испытаний была более однородной. Она была

представлена однородной мелкодисперсной α -фазой и тонкой α -оторочкой по границам β -зерен (рис. 3.3, д).

Обработка по технологии ТВО-IV привела к наиболее высокому уровню прочности по сравнению со свойствами после других исследованных режимов (см. табл. 3.1) при существенно более высоких пластических свойствах по сравнению с литым состоянием. Вместе с тем после ТВО-IV долговечность при испытаниях на малоцикловую усталость возросла по сравнению с литым состоянием более, чем в два раза (см. табл. 3.1).

Заметим, что технология ТВО-IV включает более простые технологические операции по сравнению с ранее описанными процессами (ТВО-I—ТВО-III). Она не включает термоциклирования и легко реализуется в вакуумно-водородных печах. В то же время она позволяет поднять комплекс механических свойств, по крайней мере, сплава ВТ5Л до уровня характеристик, свойственных деформированным полуфабрикатам.

Технология ТВО-IV оказалась также эффективной для модифицирования структуры и улучшения механических свойств фасонных отливок из сплава ВТ6Л [45–47], причем положительные результаты были получены при введении как 0,9, так и 0,6% Н. Исходная структура сплава ВТ6Л была представлена крупными β -зернами с тонкой оторочкой из α -фазы и пластинчатым внутризеренным строением (рис. 3.4, а). Температуру наводороживания отливок сплава ВТ6Л понижали от 800 до 750°С, затем следовала 1-ч выдержка при 750°С и охлаждение с печью до комнатной температуры. Последующий вакуумный отжиг был двухступенчатым: 550°С, 1 ч + полная вакуумная дегазация при 750°С, 4 ч. На нижней ступени не наблюдалась существенная дегазация, но происходили благоприятные подготовительные структурные изменения. Температуру верхней ступени выбирали, учитывая условия достаточно полного удаления

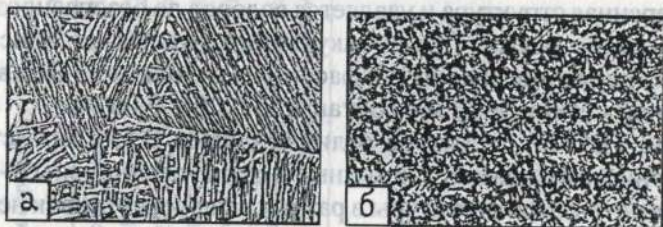


Рис. 3.4. Микроструктура литого сплава ВТ6Л после термоводородной обработки по разным режимам: а — исходное литое состояние; б — ТВО-IV

водорода и необходимость получения наиболее мелкозернистой структуры.

На рис. 3.4, б представлена типичная структура отливок сплава ВТ6Л после обработки по описанному режиму. ТВО по описанному режиму не привела к уменьшению размеров β -зерна, но вызвала существенное измельчение внутризеренного строения. В итоге прочностные свойства отливок сплава ВТ6Л повышаются на 150–200 МПа при сохранении характеристик пластичности на уровне свойств литого металла (табл. 3.2). При этом долговечность возрастает в два раза.

Для практического внедрения была рекомендована ТВО с введением 0,6% Н [45, 46], так как она обеспечивает более высокие характеристики пластичности и ударной вязкости при почти таком же уровне прочности и сопротивления усталости, как ТВО с 0,9% Н. К тому же ТВО с 0,6% Н отличается от ТВО с 0,9% Н меньшей продолжительностью из-за сокращения длительности наводороживания и вакуумного отжига.

В совместной работе, выполненной МАТИ-РГТУ им. К.Э. Циолковского и Гамбургским университетом, была показана эффективность применения ТВО для улучшения структуры и повышения комплекса механических свойств жаропрочного литого сплава Ti-6242 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo), который довольно широко применяется за рубежом для изготовления лопаток и дисков компрессора авиадвигателей. Исследования были выполнены на образцах, вырезанных из литой плиты и подвергнутых ВГО при 920°С. В сплав было введено 0,8% Н. Наводороживание начинали при температуре 900°С и заканчивали при 820°С с выдержкой при этой температуре в течение получаса; охлаждение осуществляли со скоростью 1 К/с. Наводороживание завершалось в β -области; при этом исходная крупнопластинчатая α -фаза полностью переходила

Таблица 3.2. Механические свойства сплава ВТ6Л после ТВО [45, 46]

Режим обработки	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{\text{п.2}}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	$\bar{N} \cdot 10^{-4}$ при $\sigma = 550$ МПа*
Литое состояние	940	870	8,8	18	46	4,9
ТВО; $C_{\text{H}}=0,9\%$	1130	1080	6,0	16	42	9,8
ТВО; $C_{\text{H}}=0,6\%$	1090	1030	12,8	25	55	9,7

* Усталостные испытания проведены на гладких цилиндрических образцах по схеме изгиба с вращением; $f = 100$ Гц; $R = -1$; \bar{N} — средняя логарифмическая долговечность.

в β -фазу. При концентрации водорода, равной 0,8%, охлаждение сплава Ti-6242 из β -области со скоростью 1 К/с приводило к фиксации однофазной β -структуры, поскольку при 0,8% Н критическая скорость охлаждения была меньше выбранного значения, а температура начала мартенситного превращения — ниже нормальной. В результате наводороживающего отжига в сплаве Ti-6242 была получена однофазная β -структура с размером β -зерна около 500 мкм, что соответствует величине зерна литого состояния. Затем следовал вакуумный отжиг при температуре 750° С в течение 4 ч, что обеспечило снижение содержания водорода до 0,006%. Температура вакуумного отжига была выбрана с учетом создания условий получения однородной мелкодисперсной внутризеренной структуры и достаточно полной дегазации за приемлемое время.

В работе были сопоставлены структура и механические свойства сплава Ti-6242 после трех видов обработки: а) литье + ВГО; б) ТВО по описанному выше режиму; в) ТВО + дополнительный отжиг при температуре 950° С, 1 ч с охлаждением на воздухе (скорость охлаждения ~10 К/с). Заготовки после всех трех видов обработки были подвергнуты заключительному старению при температуре 590° С, 8 ч для достижения более равновесного состояния.

Микроструктура сплава Ti-6242 после литья и ВГО была представлена крупными β -зернами с пластинчатым внутризеренным строением (рис. 3.5, а). В результате ТВО сформировалась структура, представленная чрезвычайно мелкими пластинами α -фазы толщиной менее 1 мкм внутри исходного β -зерна (рис. 3.5, б). По границам β -зерен образовалась тонкая α -оторочка. Отжиг при температуре 950° С [($\alpha+\beta$)-область] после ТВО привел к укрупнению α -пластин до толщины 2–3 мкм и увеличению толщины α -оторочки (рис. 3.4, в). Как показал электронно-микроскопический анализ, при охлаждении

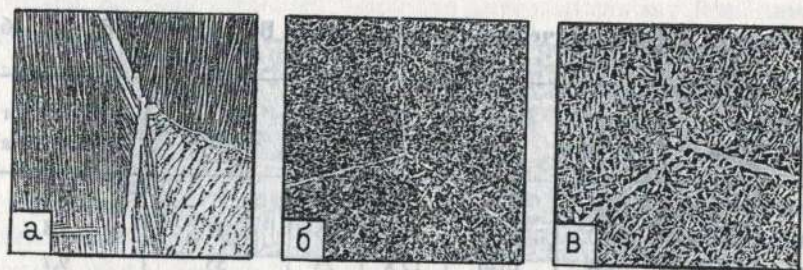


Рис. 3.5. Микроструктура сплава Ti-6242 после различных видов обработки: а — литье + ВГО; б — ТВО; в — ТВО + отжиг при 950° С

сплава с 950° С со скоростью 10 К/с происходит распад β -фазы с формированием очень мелких пластин «вторичной» α -фазы толщиной менее 1 мкм (темный фон на рис. 3.5, в). Такую структуру называют бимодальной. Заметим, что такая структура с оптимальными ее параметрами может обеспечить наилучший комплекс механических свойств [175, 176]. Заключительное старение при температуре 590° С, 8 ч должно приводить к дополнительному выделению мелкодисперсной α -фазы, приближению состава α - и β -фаз к равновесному состоянию и частичному упорядочению в микрообъемах α -фазы с образованием α_2 -фазы.

Механические свойства сплава Ti-6242 после указанных трех видов обработки приведены в табл. 3.3.

ТВО приводит к существенному повышению временного сопротивления разрыву и предела текучести по сравнению с литым состоянием с ВГО, что обусловлено чрезвычайно мелкодисперсным внутризеренным строением сплава. Однако удлинение сплава после такой обработки очень низкое. Укрупнение зерна в материале, подвергнутом ТВО, путем дополнительного отжига при 950° С привело к снижению прочности и повышению пластичности. В соответствии с известными закономерностями [111, 177] сопротивление ползучести наименьшее при наиболее дисперсной структуре. Однако мелкозернистая структура обеспечивает наиболее высокое сопротивление усталости, что обусловлено наибольшим числом циклов нагружения до зарождения усталостной трещины. Вязкость разрушения литого сплава, как и следовало ожидать, несколько больше, чем для сплава с мелким внутризеренным строением, что обусловлено повышением сопротивления распространению трещин

Т а б л и ц а 3.3. Механические свойства образцов литого сплава Ti-6242 после различной обработки

Вид обработки	Механические свойства					
	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	δ , %	$\tau_{0.2}$, ч	K_{Ic}^{**} , МПа·м ^{1/2}	σ_{-1} , МПа (база 10 ⁷ циклов)
Литье + ВГО	960	880	11,3	12,6	96	410
ТВО	1155	1135	1,1	4,8	—	620
ТВО + отжиг (950° С, 1 ч)	1055	1000	4,7	100	78	550

* Время достижения деформации в 0,2% при напряжении 400 МПа и температуре 500° С;

** Размеры образцов не позволяли определить достоверные значения K_{Ic} .

при ее ветвлении в пластинчатой структуре.

В работе [175] было изучено влияние термохимической обработки (ТХО) на микроструктуру и механические свойства литых сплавов α_2 (Ti-14Al-21Nb) и супер- α_2 (Ti-15Al-20Nb-3V-2Mo). Предварительно отливки были подвергнуты газоизотермической обработке при 1175°С под давлением 275 МПа, 4 ч. Водород в литые образцы (6×6×45 мм) вводили путем выдержки в атмосфере водорода при постоянном давлении 0,02 МПа по изотермическому режиму (540–980°С, 20–48 ч) или многоступенчатому. Наибольшее количество водорода (0,35%) удалось ввести при наводороживании по режиму 980°С, 2 ч + 870°С, 6 ч + 760°С, 6 ч + 650°С, 8 ч. Температуру наводороживания необходимо понижать для увеличения изобарической растворимости водорода (см. например, рис. 1.8). Однако при низких температурах наводороживания (540°С и ниже), водород не поглощается сплавами из-за образования оксидной пленки на образцах. При высоких температурах (870, 980°С) происходит растрескивание поверхностных слоев на образцах сплава α_2 . После наводороживания образцы были подвергнуты вакуумному отжигу при 650°С, 48 ч.

Наводороживание сплава α_2 не привело к значительному преобразованию структуры. Тем не менее авторы [175] отмечают, что в частицах α_2 -фазы после наводороживания по некоторым режимам были обнаружены мелкие трещины, вызванные образованием гидридов. В сплаве супер- α_2 произошли структурные изменения. Структура наводороженного сплава представлена крупными α_2 -пластинами и матрицей, содержащей тонкие пластины α_2 -фазы.

Существенных структурных преобразований в результате вакуумного отжига в сплаве α_2 не произошло. Вакуумный отжиг сплава супер- α_2 привел к дальнейшему улучшению параметров структуры. В сплаве произошло дополнительное выделение тонкой вторичной α_2 -фазы, причем мелкодисперсная вторичная α_2 -фаза равномерно распределяется между крупными частицами первичной α_2 -фазы, т.е. структура стала бимодальной. Максимальное измельчение вторичной α_2 -фазы наблюдается при термохимической обработке, которая включает в себя многоступенчатое наводороживание и последующий вакуумный отжиг [178].

Механические свойства сплава супер- α_2 после различной термохимической обработки приведены в табл. 3.4 в сопоставлении с контрольными образцами, которые были подвергнуты такому же термическому воздействию, как и наводороженные образцы, но без введения водорода.

Прочностные свойства сплава супер- α_2 существенно не повысились по сравнению с контрольными образцами. Наиболее существенное улучшение механических свойств сплава супер- α_2 состоит в повышении характеристик пластичности, весьма значительном для сплавов на основе интерметаллидов.

ТВО отливок титановых сплавов позволяет также уменьшить пористость, свойственную фасонному литью [46], в основном в результате устранения пор небольшого размера. В исследованных нами отливках сплава ВТ5Л средняя пористость составляла около 3% [46]. После ТВО пористость уменьшилась до 2,3%, причем при металлографических исследованиях были обнаружены только сравнительно крупные поры с линейными размерами более 0,1 мм.

Для устранения крупных пор в фасонном литье в настоящее время применяют изостатическое прессование (ГИП) или по другой терминологии высокотемпературную газостатическую обработку [69, 173]. Есть основание полагать [46], что введение ТВО в технологию ГИП (ВГО) позволит более полно устранить пористость фасонного литья.

Эффективность преобразования грубой пластинчатой структуры фасонного литья в мелкозернистую глобулярную путем обратимого легирования титановых сплавов водородом показана во многих зарубежных работах [33–38]. Отметим, однако, что возможности использования благоприятного влияния водорода в технологии фасонного литья заключаются не только в модифицировании структуры. Как будет показано в гл. VI, водород можно использовать для решения многих проблем фасонного литья, в частности, для уменьшения газонасыщенного слоя на поверхности отливков,

Таблица 3.4. Механические свойства сплава супер- α_2 после различной обработки

Условия введения водорода	Содержание водорода, %	Контрольные образцы				Образцы, подвергнутые ТХО			
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Литье + ГИП	0,001	945	841	0,7	0,5	—	—	—	—
650°С, 20 ч	0,32	910	787	0,7	0,7	907	787	0,7	0,4
980°С, 2 ч + 870°С, 4 ч + 760°С, 6 ч + 650°С, 8 ч	0,36	698	611	0,8	0,4	754	627	1,0	2,1
870°С, 10 ч + 760°С, 10 ч	0,35	798	736	0,6	1,7	807	630	1,4	2,0

совершенствования технологии ВГО, облегчения удаления прибылей. В итоге оказывается возможным приблизить комплекс механических и эксплуатационных свойств фасонного литья к свойствам деформированных полуфабрикатов.

3.3. ТЕРМОВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Задачи, решаемые ТВО сварных соединений и фасонных отливок, во многом совпадают. Сварной шов и околошовная зона имеют пластинчатое строение, кроме того, в сварном шве может сформироваться пористость, что приводит к пониженному комплексу механических свойств, особенно сопротивления усталости. Поэтому основное назначение ТВО сварных соединений, как и для фасонного литья, состоит в преобразовании пластинчатой структуры в мелкозернистую глобулярную и в устранении пористости. Кроме того, необходимо свести к минимуму остаточные напряжения, неизбежно возникающие при сварке.

Отличие, однако, состоит в том, что в принципе ТВО нужно подвергать лишь сварной шов и зону термического влияния. К сожалению, по техническим причинам не удается осуществить локальное наводороживание зоны сварки, так что в настоящее время можно реализовать ТВО только всей сварной конструкции. Отсюда следуют довольно жесткие требования к температурно-скоростным условиям ТВО, чтобы избежать коробления и поводок сварной конструкции в целом. Поэтому ТВО сварных конструкций должна осуществляться при минимально возможных концентрациях водорода, скоростях нагрева и охлаждения, а также минимальной температуре наводороживающего отжига [45, 46]. ТВО можно подвергать сварные соединения небольших размеров, так как нет крупного оборудования для наводороживания больших конструкций.

ТВО может эффективно применяться для сварных соединений как деформированных (листы, плиты и т. д.), так и литых (фасонные отливки) полуфабрикатов из сплавов разных классов после любых видов сварки [46, 51, 179]. Преимущества ТВО состоят: 1) в возможности использования «мягких» упрочняющих температурно-скоростных параметров обработки (максимальные температуры могут быть ограничены 750–800° С, а скорости охлаждения — 1–5 К/с; 2) в отсутствии поводок и коробления сварных конструкций в процессе обработки; 3) в исключении окисления поверхности при обработке изделия ввиду проведения технологических операций в

водороде или вакууме; 4) в исключении развития водородной хрупкости в конструкциях при эксплуатации, так как обязательной заключительной операцией ТВО является вакуумный отжиг.

При выборе режимов ТВО следует руководствоваться следующими требованиями [51]:

- измельчением структурных составляющих для получения повышенного уровня прочности и сопротивления усталости при сохранении удовлетворительной пластичности и вязкости;
- обеспечением равнопрочности сварного шва и основного металла при наиболее высоком уровне прочности и удовлетворительной пластичности и вязкости;
- устранением структурной неоднородности в сварном шве;
- применением низких температур и скоростей охлаждения и нагрева при термическом воздействии на сварное соединение на всех стадиях ТВО;
- обезводороживанием до безопасных для эксплуатации концентраций при окончательном вакуумном отжиге;
- технологической простотой режима для реализации в условиях производства.

Перечисленные выше требования накладывают определенные ограничения на потенциально возможные режимы ТВО. В частности, не могут быть применены режимы, основанные на водородофазовом наклепе, хотя, как было показано в п. 2.8, при определенных условиях величина объемного эффекта фазовых превращений может достигать значительной величины. Разрабатываемые режимы ТВО должны быть основаны на управлении механизмом фазовых превращений путем подбора оптимальной концентрации водорода, температурно-скоростных (временных) условий термического воздействия на наводороженный материал и температур вакуумного отжига [51].

В работах [46, 51] была изучена эффективность ТВО для повышения качества сварных соединений листов из сплавов ВТ20 и ВТ23. Выбор оптимальных параметров ТВО проводили на основе установленных в процессе исследований закономерностей и описанных выше в гл. II.

Температуру наводороживающего отжига (t_{H_2O}) выбирали, исходя из необходимости практически полного растворения α -фазы как внутри β -зерна, так и в виде «оторочки», а также исключения превышения температуры $(\alpha+\beta)/\beta$ -перехода. Поэтому t_{H_2O} была выбрана на 10° С ниже A_{c_3} , которую сплав имеет после наводороживания до заданной концентрации. При более низких температурах не устраняется α -«оторочка», а при температурах выше A_{c_3} —

начинается рост β -зерна. Время выдержки при t_{H_0} составляло 30 мин.

Для обеспечения оптимальных свойств требуется не только измельчить пластины α -фазы, но и по возможности приблизить их форму к глобулярной. Поэтому для сплава ВТ23 была выбрана концентрация водорода $C_H=0,2\%$, при которой в определенных условиях термической обработки объемный эффект $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения равен или близок к нулю (см. рис. 2.31). Для сплава ВТ20 вблизи $C_H=0,2\%$ Н также наблюдается минимальный объемный эффект превращения. Однако в сплаве ВТ20 с этой концентрацией даже при закалке из β -области фиксируется преимущественно мартенситная структура, а после охлаждения с небольшими скоростями количество стабилизированной водородом β -фазы составляет только 30%. Поэтому для сплава ВТ20 концентрация водорода была выбрана 0,8%.

Для обеспечения достаточного термического упрочнения необходимо зафиксировать наибольшее количество метастабильной β_M -фазы. Естественно, что скорость охлаждения при этом должна быть больше второй критической V'' . Поэтому для сплава ВТ23 с 0,2% Н была выбрана скорость около 0,4 К/с ($V > V''$), охлаждение с которой позволяет зафиксировать в структуре сплава после наводороживающего отжига около 75% β -фазы и 25% α -фазы. Для сплава ВТ20, легированного 0,8% Н, была выбрана скорость охлаждения около 0,03 К/с, которая обеспечивает формирование $(\beta+\alpha+\gamma)$ -структуры. Количество β -фазы в такой структуре составляет около 60%.

Режимы вакуумного отжига должны обеспечить сохранение той благоприятной структуры, которая сформировалась на предшествующей стадии. Вакуумный отжиг проводили при температурах 650, 700, 750 и 800° С. Ниже 650° С водород удаляется чрезвычайно медленно, а выше 800° С начинается испарение основных легирующих элементов с поверхности [85]. Соответственно время, необходимое для удаления водорода из листовых сварных соединений до концентрации не более 0,005%, составляет: при 650° С — 2,5 ч, 700° С — 1,5 ч, 750° С — 1 ч, 800° С — 0,5 ч. Для окончательной стабилизации структуры время выдержки дополнительно увеличивали на 0,5 ч.

Формирование $(\alpha+\beta)$ -структуры при вакуумном отжиге происходит на имеющихся центрах α -фазы. Поэтому перед выходом на температуру окончательного вакуумного отжига проводили старение при 500° С в течение 1 ч с последующим нагревом до заданной температуры со скоростью около 0,1 К/с. Это привело к

выделению большого количества мелких частиц α -фазы и их росту в процессе нагрева в вакууме до заданной температуры из-за развития полиморфного $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения в результате удаления водорода при частичной дегазации. Кроме того, удаление водорода в процессе нагрева позволило избежать перехода сплава в β -область во время вакуумного отжига при 800° С для сплава ВТ23 и 750 и 800° С — для сплава ВТ20.

Структура и свойства сварных соединений сплава ВТ23 после ТВО были сопоставлены с этими же характеристиками сварных соединений в состоянии сварки и после термической обработки по стандартным режимам: вакуумный отжиг при 750° С в течение 0,5 ч и упрочняющая термическая обработка, включающая охлаждение с 780° С на воздухе после 30-мин выдержки и старение при 550° С в течение 10 ч.

Непосредственно после сварки в зоне шва сплава ВТ23 формируется структура с крупным исходным зерном β -фазы и мелкодисперсным внутризерненным строением, представленным β_H - и α_H -фазами с сильно выраженной химической неоднородностью и высоким уровнем микронапряжений в β -фазе. Микроструктура зоны термического влияния (ЗТВ) характеризуется разнотернистостью и пластинчатым внутризерненным строением. В областях, прилегающих к сварному шву, по границам β -зерен располагается α -«оторочка». Основной металл (ОМ) при сварке не подвергается термическому воздействию; его структура, типичная для листовых полуфабрикатов, представлена α - и β -фазами.

Из-за высоких остаточных напряжений и сильной структурной неоднородности сварной шов сплава ВТ23 характеризуется довольно высокими значениями временного сопротивления при растяжении (σ_B) и чрезвычайно низкими пластическими характеристиками. При испытаниях на ударную вязкость разрушение происходит практически хрупко (табл. 3.5).

После стандартного вакуумного отжига при 750° С структура представлена α - и β -фазами, причем в зоне шва и зоне термического влияния формируется пластинчатая структура. Отжиг сплава ВТ23 приводит к снижению временного сопротивления разрыву сварного шва до 1070 МПа, но при этом существенно повышается пластичность и ударная вязкость (см. табл. 3.5). Механические свойства основного металла меняются незначительно по сравнению с состоянием поставки, при этом по прочности и по пластичности основной металл превосходит сварной шов.

Упрочняющая термическая обработка сплава ВТ23 по стандарт-

ному режиму приводит к формированию ($\alpha+\beta$)-структуры во всех зонах сварного соединения. При электронно-микроскопических исследованиях было обнаружено, что в сварном шве формируется структура, состоящая из пластин α -фазы и дисперсной смеси α - и β -фаз, сформировавшейся в результате распада β_M -фазы при старении. Аналогичная структура формируется в зоне термического влияния и основном металле, с той лишь разницей, что в структуре основного металла первичная α -фаза имеет глобулярную форму.

После упрочняющей термообработки значительно повысилось временное сопротивление разрыву основного металла при некотором снижении пластических характеристик по сравнению с отожженным состоянием. Прочность сварного шва также повысилась, а его пластичность снизилась. Однако и прочностные, и пластические характеристики сварного шва ниже, чем для основного металла (см. табл. 3.5).

После ТВО произошло существенное изменение микроструктуры сварного шва и зоны термического влияния. При увеличении оптического микроскопа микроструктура всех зон сварного соединения имеет одинаковый вид. В зоне термического влияния и шве по границам исходного β -зерна отсутствует α -«оторочка», а внутризеренное строение характеризуется дисперсной смесью α - и β -фаз. Размер β -зерна при ТВО не изменяется. При электронно-микроскопических исследованиях было установлено, что в сварном

Таблица 3.5. Механические свойства сварных соединений, выполненных ААДС из листов сплава ВТ23, после различных режимов термической и термоводородной обработок [45, 46, 51]

Режим обработки	Свойства сварного шва			Свойства основного металла		
	σ_b , МПа	α , град	KCV, МДж/м ²	σ_b , МПа	α , град	KCV, МДж/м ²
Состояние после сварки	1280	8	0,005	1110	40	0,62
Вакуумный отжиг при 750° С, 0,5 ч	1070	37	0,38	1120	42	0,58
780° С, охлаждение на воздухе, старение 550° С, 10 ч	1150	25	0,25	1240	32	0,30
ТВО-1 (ВО 800° С)	1170	24	0,30	1150	28	0,32
ТВО-2 (ВО 750° С)	1210	21	0,25	1220	26	0,29
ТВО-3 (ВО 700° С)	1250	18	0,20	1260	22	0,22
ТВО-4 (ВО 650° С)	1370	12	0,16	1300	16	0,20

Примечание: α — угол загиба.

шве, а также в зоне термического влияния длина пластин существенно уменьшается, а их форма приближается к глобулярной.

Механические свойства сварного шва и основного металла сплава ВТ23 после различных режимов ТВО приведены в табл. 3.5. Режим ТВО, включающий вакуумный отжиг при 800° С, обеспечивает получение такого же уровня прочности сварного шва, как и при проведении стандартной упрочняющей термической обработки при такой же пластичности. Понижение температуры вакуумного отжига от 800 до 650° С приводит к увеличению прочности сварного шва при некотором снижении пластичности и ударной вязкости.

Аналогично температура вакуумного отжига влияет на механические свойства основного металла. Во всех случаях прочность сварного шва и основного металла примерно одинакова, хотя пластичность и ударная вязкость основного металла выше, чем сварного шва. Повышение прочности и снижение пластичности и ударной вязкости при понижении температуры вакуумного отжига обусловлено формированием более дисперсной структуры.

Механические свойства сварных соединений из листов сплава ВТ20 после различной обработки представлены в табл. 3.6. В состоянии непосредственно после сварки сварной шов имеет сравнительно невысокую прочность при удовлетворительной пластичности. Временное сопротивление разрыву основного металла существенно выше, чем сварного соединения. Это обусловлено тем, что в состоянии поставки лист из сплава ВТ20 находился в

Таблица 3.6. Механические свойства сварных соединений, выполненных ААДС из листов сплава ВТ20, после различных режимов термической и термоводородной обработок [45, 46, 51]

Режим обработки	Свойства сварного шва			Свойства основного металла		
	σ_b , МПа	α , град	KCV, МДж/м ²	σ_b , МПа	α , град	KCV, МДж/м ²
Состояние после сварки	975	33	0,45	1140	32	0,3
Вакуумный отжиг при 750° С, 0,5 ч	960	35	0,5	1120	36	0,36
ТВО-1 (ВО 800° С)	1050	38	0,44	1030	40	0,56
ТВО-2 (ВО 750° С)	1110	32	0,40	1140	36	0,48
ТВО-3 (ВО 700° С)	1150	28	0,3	1160	30	0,39
ТВО-4 (ВО 650° С)	1190	20	0,15	1240	21	0,21

Примечание: α — угол загиба.

нагартованном состоянии, обусловленном технологией теплой прокатки и низкими температурами окончательного отжига.

Стандартный отжиг сплава ВТ20 применяется для снятия остаточных напряжений в сварной конструкции. Он не приводит к видимым изменениям фазового состава и структуры различных зон сварного соединения. Механические свойства после отжига находятся примерно на том же уровне, что и в состоянии непосредственно после сварки (см. табл. 3.6).

После наводороживающего отжига и охлаждения с регламентированной скоростью фазовый состав во всех зонах сварного соединения один и тот же и представлен α -, β - и γ -фазами. Микроструктура характеризуется чрезвычайно высокой дисперсностью. Отдельные структурные составляющие трудно различимы даже при электронно-микроскопических исследованиях.

После вакуумного отжига фазовый состав различных зон сварного соединения представлен в основном α -фазой, с небольшим количеством (5–9%) β -фазы. В результате ТВО происходит существенное измельчение структурных составляющих, размер которых зависит от температуры вакуумного отжига. С повышением температуры вакуумного отжига происходит укрупнение пластин α -фазы и уменьшается доля дисперсной смеси α - и β -фаз.

Структурные изменения, вызванные термоводородной обработкой, приводят к существенным изменениям механических свойств сварного шва, основного металла, а следовательно, и сварного соединения в целом, причем сварной шов и основной металл практически равнопрочны (см. табл. 3.6). С понижением температуры вакуумного отжига от 800 до 700°С временное сопротивление разрыву сварного шва повышается от 1050 до 1150 МПа. Такой уровень прочности соответствует прочности листа в состоянии поставки, упрочненного термомеханической обработкой. Повышение прочности сопровождается снижением пластичности и ударной вязкости, однако их значения находятся на удовлетворительном уровне.

После ТВО по режиму, включающему вакуумный отжиг при 650°С, наблюдается наиболее существенное упрочнение как сварного шва ($\sigma_B = 1190$ МПа), так и основного металла ($\sigma_B = 1240$ МПа). Однако при этом значительно снижается пластичность и ударная вязкость. Вместе с тем структура сварного шва соединения, обработанного по такому режиму, характеризуется сильной структурной неоднородностью и повышенным содержанием водорода на линии сплавления и границе ЗТВ—ОМ. Поэтому применить такой режим

ТВО на практике нецелесообразно.

Термоводородная обработка с окончательным вакуумным отжигом при температурах 750–800°С была опробована в условиях опытного производства при изготовлении сварных шаробаллонов емкостью до 2 л из сплава ВТ23 [46]. Результаты испытаний оказались успешными. Так, шаробаллоны из сплава ВТ23 после стандартной термической обработки при испытании внутренним давлением разрушились при $\sigma_B = 1080$ МПа, а после ТВО при $\sigma_B = 1120$ МПа. При этом ТВО позволило избежать окисления и других загрязнений поверхности свариваемых полусфер, что особенно важно для тонкостенных конструкций.

Термоводородная обработка в режиме термоциклирования позволила существенно уменьшить пористость сварных соединений из сплава ВТ6, полученных электроннолучевой сваркой [180].

3.4. ТЕРМОВОДОРОДНАЯ ОБРАБОТКА ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ

Термоводородная обработка деформированных полуфабрикатов, как самостоятельная операция, не столь актуальна, как обработка фасонного литья, поскольку требуемые структуры и заданные механические свойства в большинстве случаев можно обеспечить рациональным выбором режимов обработки давлением и последующего термического воздействия. К тому же, если возникла необходимость применения ТВО, то целесообразнее ее совместить с обработкой давлением с использованием водородного пластифицирования. Такое совмещение, в ряде случаев, особенно для труднодеформируемых сплавов, оказывается весьма эффективным в обеспечении требуемых геометрических форм, структур и свойств. Эти вопросы будут описаны в гл. IV. Здесь мы приведем данные о возможности улучшения качества деформированных полуфабрикатов, когда ТВО является самостоятельной операцией. Такая обработка может быть необходимой в тех случаях, когда по той или иной причине в деформированных полуфабрикатах сформировалась неблагоприятная структура, которую трудно или невозможно исправить обычными способами. К тому же сведения о влиянии ТВО на структуру и свойства деформированных полуфабрикатов важны для создания общей теории термоводородной обработки и оценки возможностей и перспектив ее применения.

В качестве примера, иллюстрирующего целесообразность

применения ТВО как самостоятельной операции обработки деформированных полуфабрикатов, можно привести результаты, полученные для листов сплава ВТ18У [41, 46]. Сплав ВТ18У относится к термически неупрочняемым псевдо- α -сплавам, так что возможности повышения уровня его прочности ограничены. Как было показано выше (см. п. 2.7), легированием водородом сплав ВТ18У можно перевести в класс термически упрочняемых сплавов и сформировать уникальную гетерогенную структуру, в которой α -фаза присутствует в виде двух твердых растворов разного химического состава. Помимо этого, ТВО приводит к выделению небольшого количества фазы α_2 в очень дисперсной форме, что должно способствовать повышению характеристик жаропрочности. Формирование требуемой структуры можно обеспечить ТВО по схеме I (см. рис. 3.1).

Режимы ТВО листов толщиной 1 мм из сплава ВТ18У выбирали на основе диаграммы фазовый состав—концентрация водорода—температура нагрева в вакууме (рис. 2.27). Концентрация водорода должна быть больше 0,6% для обеспечения достаточно полного эвтектоидного распада β -фазы и меньше 1,0% из-за опасности растрескивания обрабатываемых заготовок, обусловленного большими объемными изменениями в процессе охлаждения. Поэтому для исследований были выбраны концентрации водорода, равные 0,6 и 0,8%.

Температура наводороживающего отжига была выбрана равной 750°С (на 50°С ниже точки A_{c3} для сплава с 0,6–0,8% Н) во избежание роста β -зерна и с целью сохранения некоторого количества первичной α -фазы с высоким содержанием алюминия, что способствует повышению жаропрочности. Для обеспечения полноты распада β -фазы и исключения растрескивания и коробления заготовок в процессе охлаждения образцы охлаждали с печью ($V \approx 0,03$ К/с).

Температура вакуумного отжига составляла 650°С. При более низких температурах процесс дегазации становится слишком длительным, а при более высоких температурах начинается выравнивание состава первичной α -фазы и фазы α_d , выделяющейся из β -фазы в процессе дегазации, что снижает эффект упрочнения от создания гетерогенной структуры. В соответствии с рекомендациями, приведенными в п. 1.5, длительность вакуумного отжига для исследованных заготовок составляла 3 ч (с некоторым запасом).

Требуемая гетерогенная структура в сплаве ВТ18У с 0,6 и 0,8% Н формируется при непрерывном нагреве в вакууме как со скоростью 0,1, так и 0,03 К/с, приблизительно в одинаковых температурных

интервалах. Поэтому для уменьшения длительности вакуумного отжига скорость нагрева была выбрана равной 0,1 К/с.

Механические свойства листов сплава ВТ18У после различной обработки приведены в табл. 3.7.

Сформировавшаяся в процессе ТВО структура приводит к значительному упрочнению листов сплава ВТ18У как при нормальной, так и повышенных температурах; при этом пластичность при нормальной температуре существенно понижается, в то время как при 700 и 800°С — почти одинакова после всех видов обработки.

При температуре 800°С временное сопротивление разрыву и предел текучести листов сплава ВТ18У на 35 и 45% соответственно превышают эти характеристики листов в состоянии поставки и после отжига при 900°С. Таким образом, ТВО может быть последней операцией при изготовлении листовых конструкций с кратковременным ресурсом работы при температурах до 800°С. К тому же «мягкие» режимы нагрева и охлаждения при ТВО исключают возможность коробления обрабатываемых листовых конструкций. К преимуществам ТВО следует также отнести отсутствие окисления поверхностей металла, поскольку обработка проводится или в водороде или в вакууме.

Таблица 3.7. Механические свойства образцов из 1-мм листа сплава ВТ18У после различной обработки [41]

Температура испытаний, °С	Вид обработки	Механические свойства			Конечная концентрация водорода, %
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	
20	Состояние поставки	1050	970	6,5	0,002
	ВО 900°С, 1 ч; $V_{охл}=2$ К/с	1020	960	8,3	0,003
	ТВО (0,8% Н)	1170	1090	3,3	0,004
	ТВО (0,6% Н)	1150	1080	3,9	0,004
700	Состояние поставки	540	470	21,0	0,003
	ВО 900°С, 1 ч; $V_{охл}=2$ К/с	560	480	20,9	0,003
	ТВО (0,8% Н)	690	610	17,4	0,004
	ТВО (0,6% Н)	670	590	20,1	0,004
800	Состояние поставки	290	210	32,3	0,003
	ВО 900°С, 1 ч; $V_{охл}=2$ К/с	300	210	30,4	0,003
	ТВО (0,8% Н)	400	320	28,3	0,004
	ТВО (0,6% Н)	370	300	30,7	0,004

В наших исследованиях была показана возможность создания методами ТВО термически стабильной структуры с α -матрицей в сплавах с интерметаллидным упрочнением фазой α_2 [49, 125]. Для обеспечения достаточно высокой жаропрочности в сочетании с повышенной пластичностью необходимо так построить технологический процесс, чтобы упорядочение протекало лишь в локальных микрообъемах первичной α -фазы, играющих роль упрочняющих частиц. Наилучший комплекс механических свойств обеспечивает при этом бимодальная структура.

Методом ТВО бимодальная структура была создана в сплаве Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn с интерметаллидным упрочнением. Выбор режимов ТВО для решения этой задачи выполнен с учетом диаграмм, иллюстрирующих изменение фазового состава этого сплава с разным содержанием водорода при термическом воздействии и дегазации (см. рис. 2.4 и 2.18).

Бимодальная структура сплавов с интерметаллидным упрочнением представлена двумя структурными разновидностями α -фазы (первичной и вторичной) с различным содержанием алюминия и разной морфологией. Первичная α -фаза — это α -фаза пластинчатой или глобулярной формы, не претерпевшая превращения $\alpha \rightarrow \beta$ при наводороживающем отжиге. Эта фаза обогащена алюминием. Вторичная α -фаза образуется в результате $\beta \rightarrow \alpha$ -превращения при дегазации. Она более дисперсна по сравнению с первичной α -фазой и имеет, как правило, пластичную форму. Содержание алюминия во вторичной α -фазе меньше, чем в первичной; разница в концентрации алюминия может достигать 4–6%.

Содержание алюминия в первичной α -фазе достаточно для α_2 -упорядочения в микрообъемах, а во вторичной α -фазе слишком мала для этого процесса. В бимодальной структуре первичная фаза обеспечивает достаточно высокие характеристики жаропрочности, а матрица, состоящая из β -фазы и вторичной α -фазы, — удовлетворительные пластические свойства и повышенное сопротивление усталости.

ТВО прутков сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Sn проводили по следующей схеме. Прутки наводороживали в $(\alpha+\beta)$ -области до концентраций 0,6 и 0,8% Н с постепенным понижением температуры от 900 до 800° С, выдержкой в течение 1 ч при 800° С и последующим охлаждением со скоростью 1 К/с. После наводороживания в структуре сплава сохранилась первичная α -фаза, а количество β -фазы было достаточным (до 50%) для образования значительной объемной доли вторичной α -фазы при $\beta \rightarrow \alpha$ -превращении в процессе дегазации.

Скорость охлаждения была достаточной для подавления эвтектоидного превращения $\beta \rightarrow \alpha+\gamma$. Вакуумный отжиг осуществляли при температуре 700° С, при которой происходит удаление водорода до безопасных концентраций (~0,003%) за разумное время. Отжиг при 750° С приводил к ускорению диффузионных процессов в степени, достаточной для получения оптимальных параметров структуры. Структура сплава после ТВО была бимодальной и содержала α -, β - и α_2 -фазы, причем α -фаза была двух химических составов: обогащенной и обедненной алюминием.

Образцы, обработанные по описанной схеме ТВО, выдерживали при температуре 600° С в течение 300 ч. При выдержках до 300 ч структура сплава сохранилась практически неизменной за тем исключением, что в течение первых 150 ч несколько увеличилась степень дальнего порядка α_2 -фазы. Таким образом, в результате ТВО была получена термически устойчивая структура.

В наших исследованиях были сопоставлены механические свойства горячекатаных прутков сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Mo после обработки по следующим режимам:

1. Отжиг при 930° С, 1 ч;
2. Закалка с 900° С [из $(\alpha+\beta)$ -области];
3. Закалка с 900° С + старение при 650° С, 100 ч;
4. ТВО по описанному выше режиму;
5. ТВО с последующей изотермической выдержкой при 650° С, 100 ч.

Механические свойства сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Mo после указанных выше видов обработки приведены в табл. 3.8.

Длительная выдержка закаленных с 900° С образцов исходного

Таблица 3.8. Механические свойства сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Mo после различной обработки

№ п/п	Режим обработки	Механические свойства			
		σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCV, Дж/см ²
1.	Отжиг, 930° С, 1 ч	1010	920	5,5	21
2.	Закалка, 900° С	980	890	6,9	29
3.	Закалка, 900° С+650° С, 100 ч	1090	990	1,2	6
4.	ТВО (0,6% Н)	1080	980	7,0	29
5.	ТВО (0,8% Н)	1100	990	6,8	24
6.	ТВО (0,6% Н)+650° С, 100 ч	1110	1010	6,8	27

сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Mo при температуре 650° С приводит к резкому падению удлинения и ударной вязкости, что свидетельствует о невысокой термической стабильности сплава при этой температуре. Как показали рентгеноструктурный и электронно-микроскопический анализы, низкая термическая стабильность сплава при температуре 650° С обусловлена непрерывным выделением по всему объему α -матрицы мелкодисперсных когерентных частиц α_2 -фазы, приводящим к высоким упругим межфазным напряжениям, что затрудняет движение дислокаций и релаксацию напряжений.

ТВО существенно повышает временное сопротивление и предел текучести сплава при сохранении достаточно высокого удлинения и ударной вязкости после длительных выдержек при 650° С. Повышение термической стабильности обусловлено формированием бимодальной структуры, представленной первичной α -фазой с α_2 -упорядочением и ($\beta+\alpha$)-матрицей с неупорядоченной тонкой вторичной α -фазой с небольшим содержанием алюминия.

Фрактографический анализ показал, что разрушение исходных отожженных образцов сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Mo носит вязкий характер с ямочным строением поверхности излома. Длительные выдержки при 650° С приводят к хрупкому разрушению с поверхностью излома, представленной гладкими фасетками, образующими ручьи рельеф. Разрушение образцов, подвергнутых ТВО, после длительной выдержки при 650° С носит преимущественно вязкий характер с формированием ямочного рельефа поверхности излома.

При исследовании сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Mo в сканирующем электронном микроскопе было обнаружено, что ТВО существенно влияет на механизм распространения усталостных трещин и скорость их движения.

Исследования проводили на листовых образцах толщиной 1 мм после 4-х видов обработки: а) закалка из ($\alpha+\beta$)-области (900° С); б) закалка из ($\alpha+\beta$)-области (900° С) + старение при 650° С, 20 ч; в) ТВО по описанной выше схеме; г) ТВО + старение при 650° С, 20 ч. Усталостное нагружение выполняли по пульсирующему циклу ($R=0$) с максимальным напряжением 200 МПа.

Непосредственные наблюдения в сканирующем микроскопе за ростом усталостной трещины показали, что в сплаве Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Mo после закалки из ($\alpha+\beta$)-области, а также после дополнительного старения при 650° С основные механизмы распространения усталостной трещины включают в себя: перерезание α -пластин по полосам скольжения; преодоление α/β -межфазной границы и

β -прослой; движение трещины по межфазной α/β -границе; перемещение ступенькой, т.е. последовательное чередование перерезания α -пластин с движением трещины по границе раздела α - и β -фаз. Эти механизмы сходны с ранее опубликованными нами для сплавов ВТ5Л, ВТ6 и ВТ23 [181, 182].

В образцах, подвергнутых ТВО, трещина распространяется преимущественно по «объему» вторичной α -фазы, имеющей, как уже отмечалось, мелкопластинчатое строение. При этом реализуются те же механизмы распространения: перерезание α -пластин и β -прослой, движение по α/β -границе, ступенчатое перемещение. Если на пути трещины встречались крупные частицы первичной α -фазы, то трещина изменяла направление своего движения и шла вдоль α/β -границы. При этом образовывались вторичные трещины, а скорость роста магистральной трещины уменьшалась. Аналогичный характер распространения трещин был обнаружен в сплаве Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Mo после ТВО и старения при 650° С, 20 ч.

Характеристики трещиностойкости сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Mo после различной обработки приведены в табл. 3.9.

После закалки из ($\alpha+\beta$)-области скорость роста трещины минимальна, а число циклов до зарождения значительно. Старение при 650° С приводит к сильному увеличению скорости роста трещины и значительному уменьшению числа циклов до ее зарождения. Причина резкого снижения характеристик трещиностойкости состоит в выделении в процессе старения охрупчивающей α_2 -фазы.

После ТВО число циклов до зарождения трещины значительно больше, чем в неподвергнутом ТВО материале, что обусловлено благоприятным влиянием вторичной α -фазы. Скорость роста трещины после ТВО значительно меньше, чем в сплаве, подверг-

Таблица 3.9. Влияние ТВО на характеристики трещиностойкости сплава Ti-9Al-1Mo-3Zr-4Mo

Вид обработки	Число циклов до зарождения трещины	Скорость роста усталостной трещины, мкм/цикл
Закалка из ($\alpha+\beta$)-области (900° С)	21000	$2,6 \cdot 10^{-2}$
Закалка с 900° С + старение 650° С, 20 ч	4200	3,5
ТВО	41000	0,1
ТВО + 650° С, 20 ч	49000	0,2

нотом закалке с 900°C и старению при 650°C , 20 ч.

Приведенные данные показывают, что ТВО может быть эффективным способом повышения рабочих характеристик жаропрочных титановых сплавов с интерметаллидным упрочнением. Как будет показано в гл. IV, сочетание водородного пластифицирования с термоводородной обработкой позволяет решить ряд проблем, связанных с получением из этих сплавов деформированных полуфабрикатов нужных геометрических форм.

Уже длительное время проявляется большой интерес к сплавам на основе интерметаллида Ti_3Al [131, 183, 184], как к более жаропрочным материалам по сравнению с псевдо- α -титановыми сплавами. Более того, при температурах $600\text{--}700^{\circ}\text{C}$ по удельным характеристикам жаропрочности они могут конкурировать с жаропрочными никелевыми сплавами. К сожалению, как интерметаллид Ti_3Al , так и многие сплавы на его основе обладают пониженной пластичностью и технологичностью при обработке давлением, что создает существенные трудности при получении из них деформированных полуфабрикатов. Даже лучший из сплавов на основе Ti_3Al — сплав «супер- α_2 » ($\text{Ti-15Al-20Nb-3V-2Mo}$) обладает удлинением всего 3–6% при комнатной температуре. Недостатками этого сплава являются довольно высокое содержание тяжелого легирующего элемента ниобия и довольно высокое содержание нежаропрочной β -фазы.

В связи с отмеченными недостатками известных сплавов на основе Ti_3Al в МАТИ им. К.Э. Циолковского была поставлена задача разработки сплава на основе Ti_3Al с учетом тех возможностей, которые создает обратимое легирование металлов водородом. В итоге был разработан сплав 7115 ($\text{Ti-14Al-3Nb-3V-0,5Zr}$) с более высокими удельными характеристиками жаропрочности по сравнению с известными аналогами, при более низкой стоимости. В разработанном сплаве объемная доля β -фазы не превышает 5% при нормальной температуре и 10% при рабочих температурах, что обеспечивает высокую длительную прочность и сопротивление ползучести. Проблемы деформируемости и формирования оптимального структурного состояния решаются методами водородных технологий. Для решения этих проблем сплав путем обратимого легирования водородом переводится в нежаропрочное состояние с содержанием β -фазы в структуре до 50–60%. Это повышает технологическую пластичность сплава и позволяет проводить

горячую деформацию при температурах на $150\text{--}200^{\circ}\text{C}$ ниже, чем сплавов типа супер- α_2 . В то же время термоводородная обработка расширяет возможности управления структурой. После выполнения всех необходимых технологических операций водород удаляется из сплава, а присущая ему высокая жаропрочность «возвращается». К достоинствам сплава 7115 следует также отнести его пониженную плотность ($4,3\text{ г/см}^3$) по сравнению со сплавами типа супер- α_2 ($4,7\text{ г/см}^3$), что обеспечивает повышенные удельные характеристики прочности и жаропрочности.

Как уже отмечалось, наилучший комплекс механических свойств может быть достигнут формированием бимодальной структуры с определенными ее параметрами. В работах [185, 186] показано, что создание термической обработкой в сплавах типа супер- α_2 бимодальной структуры с регламентированными размерами первичной α_2 -фазы и мелкопластинчатой вторичной α_2 -фазы в смеси с β -фазой позволяет одновременно повысить прочностные свойства при 20 и 600°C , пластичность при нормальной температуре, сопротивление усталости и предел ползучести при 600°C по сравнению с образцами с глобулярной или пластинчатой структурой.

Размеры и объемную долю первичной α_2 -фазы в сплавах на основе Ti_3Al можно регулировать наводороживающим отжигом. Так, в частности, при наводороживающем отжиге сплава 7115 при температуре 900°C увеличение содержания водорода от 0,003 до 0,8% привело к уменьшению количества α_2 -фазы с 90–95% до 50–55%, причем наиболее существенное уменьшение количества α_2 -фазы происходит в интервале концентраций 0,003–0,6% (рис. 3.6). В том же интервале концентраций обнаружено уменьшение размеров частиц первичной α_2 -фазы (от 4,5 до 1,8 мкм).

После наводороживания образцы подвергали вакуумному отжигу при температурах от 700 до 1000°C для снижения содержания в них водорода до 0,003%. В соответствии с рекомендациями п. 1.5 длительность вакуумного отжига для исследованных в наших работах образцов ($\varnothing 10\text{ мм} \times 15\text{ мм}$) увеличивали от 1,5 ч при 1000°C до 4 ч при 700°C .

При вакуумном отжиге сплава 7115 протекают превращения, соответствующие диаграмме, приведенной на рис. 2.28. При повышении температуры гидридные фазы растворяются, развивается $\beta \rightarrow \alpha_d$ -превращение из-за уменьшения стабильности β -фазы, обусловленного дегазацией. После вакуумного отжига при температурах выше 900°C вторичная α_d -фаза отсутствует, и структура сплава представлена рекристаллизованной первичной

* Ильин А.А., Мамонов А.М., Носов В.К. и др. Патент РФ № 2081929.

α_2 -фазой и небольшим количеством β -фазы в прослойках между α_2 -зернами полиэдрической формы. Таким образом, бимодальная структура в сплаве 7115 может быть сформирована наводороживанием до концентраций 0,6–0,8% Н и последующим вакуумным отжигом при температурах 700–900° С.

Повышение температуры вакуумного отжига приводит к росту частиц α_2 -фазы (рис. 3.7), причем размеры частиц α_2 -фазы при одной и той же температуре вакуумного отжига тем меньше, чем больше начальное содержание водорода. Содержание алюминия в первичной α_2 -фазе приблизительно соответствует стехиометрическому составу интерметаллида Ti_3Al [15,6% Al (по массе)] (табл. 3.10). Содержание алюминия в α_d -фазе значительно меньше, чем в первичной α_2 -фазе, и составляет 7–8,5% (см. табл. 3.10). Разница концентраций алюминия в α_2 - и α_d -фазах достигает 5,5–8%.

Для оценки влияния ТВО на механические свойства сплава 7115 образцы из горячекатаных прутков наводороживали до 0,45 и 0,6% при температурах 900–800° С и охлаждали со скоростью 2–5 К/с. В сплаве с 0,45% Н при охлаждении частично происходил распад β -фазы с образованием мелкозернистой $\alpha(\alpha_2)$ -фазы пластинчатой формы, а в сплаве с 0,6% Н сформировалась двухфазная ($\alpha+\beta$)-структура с объемным содержанием β -фазы примерно в 50%. В сплаве с 0,6% Н при вакуумном отжиге при 750–900° С сформировалась бимодальная структура, а при 950° С — ($\alpha_2+\beta$)-структура с рекристаллизованной равновесной α_2 -фазой. Тип и параметры структуры

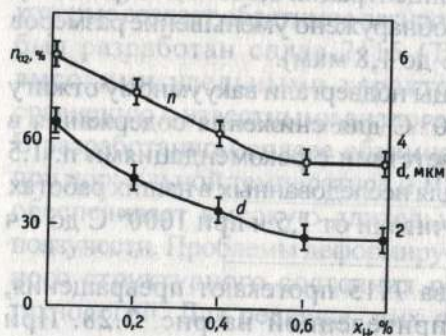


Рис. 3.6. Влияние водорода на количество (n) и размер (d) α_2 -фазы в сплаве 7115

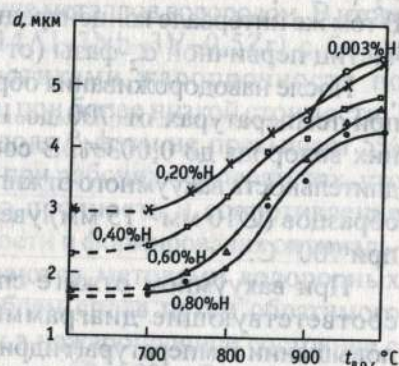


Рис. 3.7. Влияние температуры вакуумного отжига на размер зерна α_2 -фазы в сплаве 7115 с различным исходным содержанием водорода

Таблица 3.10. Содержание алюминия в α_2 - и α_d -фазах сплава 7115 с начальной концентрацией водорода 0,6 и 0,8% после вакуумного отжига

Начальное содержание водорода, %	Режим вакуумного отжига	Содержание алюминия в фазах, % (по массе)		
		α_2^*	α_d^{**}	Δx_{Al}
0,6	950° С, 4 ч	15,5	7,5	8,0
	800° С, 3,5 ч	15,1	8,5	6,6
0,8	750° С, 4 ч	15,6	7,0	8,6
	800° С, 3,5 ч	15,3	7,5	7,8
	850° С, 3 ч	15,1	8,5	6,6

* Содержание алюминия определяли микрорентгеноспектральным анализом;

** По результатам рентгеноструктурного анализа.

Таблица 3.11. Механические свойства сплава 7115 после различной обработки

Режим обработки*	Структуры (в скобках — % первичной α_2 -фазы)	Механические свойства**			
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Горячекатаный пруток; 0,003% Н ВО 1180° С, 1 ч	Пластинчатая	790	—	<1	<1
		680	550	18,1	20,9
ТВО; 0,45% Н $t_{во}=750^\circ\text{C}$	Равноосная α_2 (80%)	1140	1020	1,8	2,1
		—	—	—	—
$t_{во}=850^\circ\text{C}$	Равноосная α_2 (85%)	1210	1090	2,3	2,9
		810	770	29,1	30,4
$t_{во}=950^\circ\text{C}$	Равноосная α_2 (90–95%) Размер частиц α_2 5–6 мкм	1200	1070	3,3	3,9
		810	760	32,2	38,4
ТВО; 0,6% Н $t_{во}=750^\circ\text{C}$	Бимодальная (50%)	1310	1200	2,9	3,9
		870	810	30,0	38,9
$t_{во}=850^\circ\text{C}$	Бимодальная (60%)	1350	1230	3,7	4,7
		890	850	53,8	40,2
$t_{во}=950^\circ\text{C}$	Равноосная α_2 (90–95%) Размер частиц α_2 4–5 мкм	1280	470	3,3	4,6
		850	810	34,5	40,9

* ВО — вакуумный отжиг;

** В числителе — при 20° С, в знаменателе — при 650° С.

сплава 7115 после различной обработки приведены в табл. 3.11. Там же отражены механические свойства сплава с указанными структурами. Исходные горячекатаные прутки после вакуумного отжига при 1180° С (с пластинчатой структурой) имеют низкие значения прочности и пластичности. При нормальной температуре они разрушаются хрупко в упругой области. После ТВО по всем режимам сплав 7115 имеет более высокие характеристики прочности и пластичности по сравнению с прутками, отожженными в β-области, как при нормальной температуре, так и при 650° С. Для сплава с начальным содержанием водорода 0,45% Н наибольшая пластичность наблюдается для образцов с равноосной рекристаллизованной α₂-фазой, формирующейся после вакуумного отжига при 950° С. Для сплава с начальным содержанием водорода 0,6% Н временное сопротивление и характеристики пластичности после вакуумного отжига при 950° С несколько выше по сравнению со сплавом с 0,45% Н, что, вероятнее всего, связано с несколько меньшими размерами первичной α₂-фазы. Формирование бимодальной структуры со значительной долей вторичной α(α₂)-фазы в результате вакуумного отжига при 850° С обеспечивает наибольшие характеристики прочности и пластичности по сравнению со свойствами образцов, обработанных по другим исследованным режимам.

В заключение отметим, что сплав 7115, подвергнутый ТВО с введением 0,6% Н, превосходит зарубежные сплавы α₂- и супер-α₂ по прочностным характеристикам на 100–150 МПа при нормальной температуре и на 50–100 МПа при температуре 650° С [131, 183, 185]. Сплав 7115 имеет несколько меньшую пластичность при

Таблица 3.12. Сравнительные физико-механические характеристики сплавов на основе Ti₃Al [131, 183, 185]

Сплав	Плотность, г/см ³	Удельная прочность, МПа·см ³ /г		δ, %, при 20° С	Удельный модуль упругости, МПа·см ³ /г	
		20° С	650° С		20° С	650° С
Ti ₃ Al	4,27	—	—	—	35500	27000
Супер-α ₂ (Ti-15Al-20Nb-3V-2Mo)	4,7	160–220	135–160	2–6	25100	21600
ВТИ-1	4,75	170–200	130–150	2–3	—	—
7115 (Ti-14Al-3Nb-3V-0,5Zr)	4,3	280–310	180	2–3,5	32500	24600

нормальной температуре, чем сплавы типа супер-α₂, но превосходит их по этой характеристике при температуре 650° С. Поскольку плотность сплава 7115 существенно ниже, чем у сплавов типа супер-α₂, то преимущества сплава 7115 наиболее ярко проявляются в удельных характеристиках (табл. 3.12).

В следующей главе будет показано успешное применение ТВО в сочетании с водородным пластифицированием для получения лопаток компрессора ГТД, листов, фольги. Успех в создании жаропрочного сплава 7115 на основе алюминидов титана Ti₃Al непосредственно под водородную технологию можно рассматривать как первый шаг в развитии принципиально нового подхода к разработке материалов этого типа.

В более поздних работах Сенькова с соавторами [161] было показано, что при ТВО в атмосфере водорода при 650° С прутки соответствующих α-облагодородов алюминидов титана Ti-11, приводит к разупрочнению титана, в то время как деформация в β-области вызывает рост прочности алюминидов [163]. Более детально эти работы описаны в п. 2.9.

Обстоятельно исследован по влиянию водорода на пластичность и сопротивление деформации титана при испытании на растяжение и осадку в интервале температур 400–800° С были выполнены в работе [187]. Материалом для исследований послужили горячекатаные прутки диаметром 25 мм, предварительно отожженные в вакууме при 800° С, 1 ч, и наводороженные при той же температуре.

На рис. 4.1 приведены температурные зависимости предела текучести σ_{0,2} при растяжении со скоростью 0,3–10 мм/с для титана с исходным содержанием водорода 0,5% Н. Введение в титан 0,5% водорода приводит к снижению предела текучести на 30–60% в широком интервале температур испытаний на растяжение. Относительное удлинение медленно возрастает с повышением температуры от 480 до 650° С, затем скачком увеличивается до значительной величины при дальнейшем нагревании, оставаясь, однако,

ВОДОРОДНОЕ ПЛАСТИФИЦИРОВАНИЕ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

4.1. ТЕХНИЧЕСКИЙ ТИТАН

Технический титан стал одним из первых исследованных нами материалов по водородному пластифицированию [11]. Влияние водорода на свойства титана изучали на кованых прутках 20×20 мм со средней величиной β -зерна 30–40 мкм. Результаты кратковременных испытаний на растяжение с начальной скоростью деформации $1,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ в интервале температур 600–800°С представлены в табл. 4.1.

Как следует из табл. 4.1, благоприятное влияние водорода на деформируемость титана проявляется, прежде всего, в снижении условного предела текучести. Для наводороженных образцов

Таблица 4.1. Механические свойства титана ВТ1-0 с различным содержанием водорода

Механические свойства	Содержание водорода, % (по массе)			
	0,005	0,1	0,2	0,3
<i>Температура испытаний 600°С</i>				
$\sigma_{0,2}$, МПа	102	85	74	58
δ , %	10,9	33,7	20,1	16,4
ψ , %	70,7	85,9	86,8	94,6
<i>Температура испытаний 700°С</i>				
$\sigma_{0,2}$, МПа	69	57	50	22
δ , %	61,0	51,1	46,0	43,6
ψ , %	92,0	93,5	97,8	97,7
<i>Температура испытаний 800°С</i>				
$\sigma_{0,2}$, МПа	37	21	15	13
δ , %	78,0	55,2	43,5	55,0
ψ , %	93,8	93,7	98,5	99,3

характерны также и более высокие значения поперечного сужения. При температурах 700–800°С водород уменьшает относительное удлинение. Этот эффект обусловлен резкой локализацией пластической деформации в шейке наводороженных образцов и уменьшением в связи с этим доли равномерного удлинения. Последнее может быть обусловлено уменьшением интенсивности деформационного упрочнения в наводороженном металле из-за протекания процесса динамической рекристаллизации.

На продольных шлифах образцов с 0,005% Н наблюдается большое количество дефектов в виде пор, вытянутых в направлении главной деформации. Размер и количество пор увеличиваются с понижением температуры деформации. В образцах титана с 0,1% Н поры в шейке были обнаружены только после испытаний при 600°С, но они мельче, чем в образцах с исходным содержанием водорода. В образцах с 0,2 и 0,3% Н нарушений сплошности металла в области шейки не наблюдалось. В микроструктуре наводороженных образцов обнаружены γ -гидриды. В шейке, где имеет место наибольшая деформация, гидриды ориентированы в направлении деформации. Форма и размер зерен в центральной зоне шейки свидетельствуют о прохождении динамической рекристаллизации.

В более поздних работах Сенькова с соавторами [161] было показано, что водород при проведении испытаний в условиях соответствующих α -области диаграммы состояния Ti–H, приводит к разупрочнению титана, в то время как деформация в β -области вызывает растворное упрочнение [163]. Более детально эти работы описаны выше в п. 2.9.

Обстоятельные исследования по влиянию водорода на пластичность и сопротивление деформации титана при испытаниях на растяжение и осадку в интервале температур 400–800°С были выполнены в работе [187]. Материалом для исследований послужили горячекатаные прутки диаметром 25 мм, предварительно отожженные в вакууме при 800°С, 1 ч, и наводороженные при этой же температуре.

На рис. 4.1 приведены температурные зависимости условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ при растяжении со скоростью $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ для титана с исходным содержанием водорода и с 0,5% Н. Введение в титан 0,5% водорода приводит к снижению предела текучести на 30–60% в широком интервале температур испытаний на растяжение. Относительное удлинение медленно возрастает с повышением температуры от 400 до 650°С, а затем скачком увеличивается до значений, близких к удлинению исходного титана, оставаясь, однако,

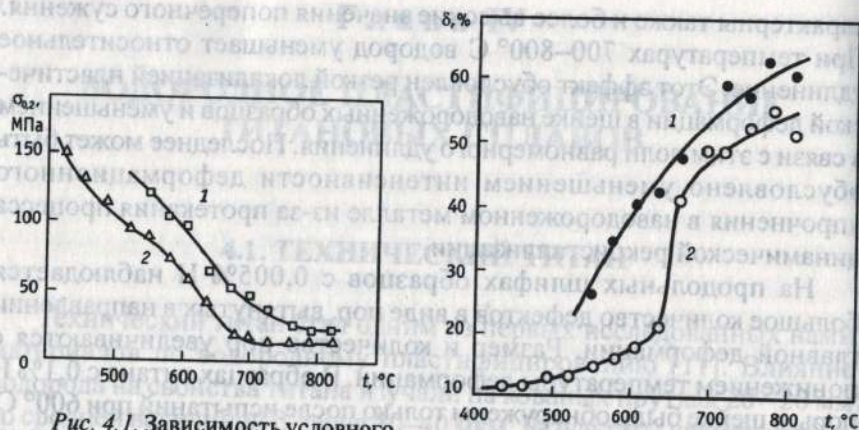


Рис. 4.1. Зависимость условного предела текучести от температуры при испытаниях на растяжение титана с исходным содержанием водорода (1) и с 0,5% (2) [187]

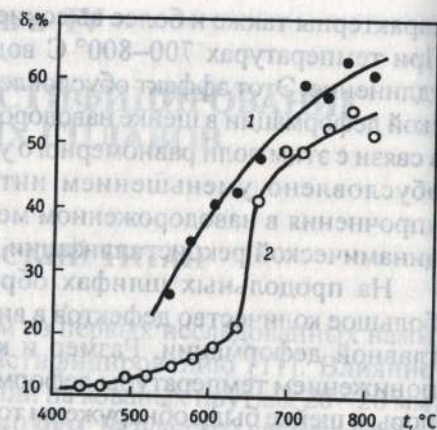


Рис. 4.2. Температурная зависимость относительного удлинения титана с исходным содержанием водорода (1) и с 0,5% Н (2) [187]

ниже них (рис. 4.2).

В процессе осадки с начальной скоростью $2,8 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ уже при 300° С все образцы выдержали значительную пластическую деформацию. При содержании водорода от исходной концентрации до 0,35% образцы деформировались без разрушения до степеней деформации, превышающих 50%, ограниченных только предельным усилием оборудования. Образцы с содержанием водорода более 0,5% разрушались при степенях деформации 10–40%. При температуре 400° С разрушился только образец с 1,5% Н. При более высоких температурах образцы не удалось разрушить осадкой на имеющемся

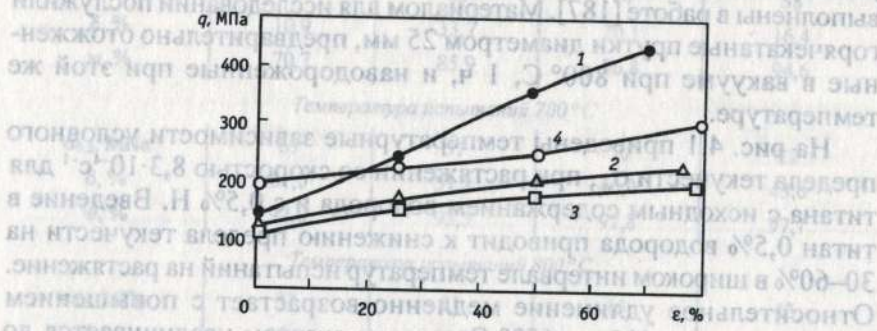


Рис. 4.3. Диаграммы $q-\epsilon$ при осадке титана при температуре 500° С ; содержание водорода, %: 1 — 0; 2 — 0,15; 3 — 0,50; 4 — 1,50 [187]

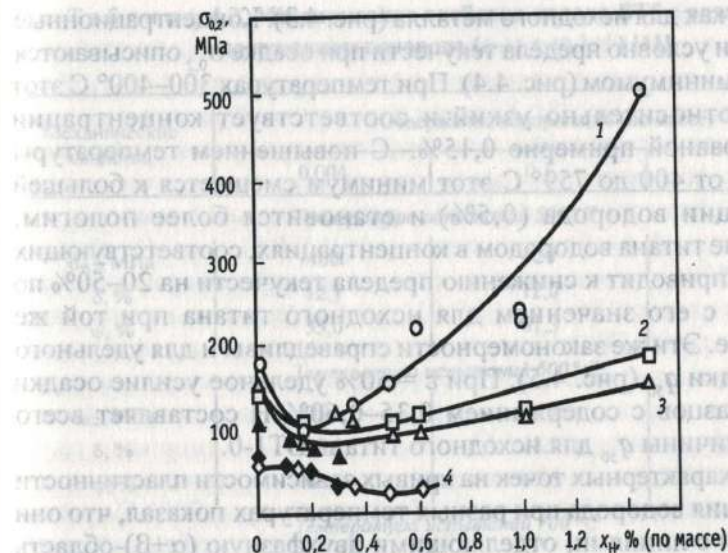


Рис. 4.4. Зависимость условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ при осадке титана ВТ1-1 от содержания водорода при температурах, $^\circ \text{ С}$: 400 (1), 500 (2), 600 (3) и 700 (4) [187]

оборудовании даже при самых высоких концентрациях водорода (1,54%).

Легирование водородом приводит к тому, что сопротивление деформации титана с увеличением степени деформации растет не

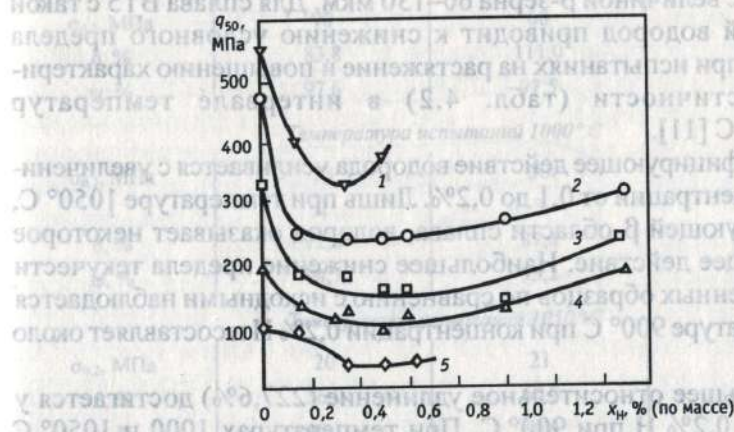


Рис. 4.5. Влияние содержания водорода на сопротивление деформации q_{50} титана ВТ1-0 при температурах, $^\circ \text{ С}$: 300 (1); 400 (2); 500 (3); 600 (4) и 700 (5) [187]