



The changes of the initial plate structure of alloy BT23 at running of high-temperature thermal treatment of large-sized slugs with heating up to 650–950 °C and cooling on air and in water and their influence on forming of complex of mechanical characteristics are examined.

В. Н. ФЕДУЛОВ, БНТУ

УДК 621.74

ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЗАГОТОВОК ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА BT23 ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Рассмотрены основные тенденции формирования механических свойств заготовок 100x350x400 мм с конкретной структурой (плиты толщиной 100 мм из сплава BT23) при проведении различных видов термической обработки. Механические свойства плиты из сплава BT23 в исходном состоянии высоки: $\sigma_b = 1065\text{--}1090$ МПа, $\delta = 10\text{--}13\%$, $\psi = 25\text{--}35\%$, КСУ = 0,56–0,63 МДж/м², КСТ = 0,35–0,42 МДж/м². Исходная структура плиты и ее изменения при термической обработке подробно описаны в работе [1]. Здесь же лишь следует отметить, что нагрев при 650–800°C в течение 2 ч не приводит к заметному изменению морфологии первичной α -фазы по сравнению с исходной структурой. В сплаве в основном присутствует пластинчатая α -фаза двух типов: с хаотическим расположением в пределах β -зерна и с расположением в виде колоний. В наружных слоях плиты α -пластины имеют меньшую толщину, чем в середине. Нагрев сплава при 850°C в течение 2 ч приводит к изменению типа структуры: вместо пластин α -фазы наблюдали линзообразные частицы. Электронно-микроскопические исследования показали, что при повышении температуры от 650 до 750°C наряду с уменьшением количества α -фазы за счет растворения мелких частиц начинается изменение формы более крупных частиц и одновременное значительное падение прочности (на 80 МПа) как в середине, так и в наружных слоях при охлаждении заготовок на воздухе и в воде. Влияние увеличения скорости охлаждения в интервале температур нагрева 700–750°C проявляется в основном в повышении плотности дислокаций внутри частиц первичной α -фазы, что не изменяет прочности сплава ($\sigma_b = 970\text{--}990$ МПа), а лишь приводит к падению пластичности (700°C: ψ – с 55 до 40%, 750°C: ψ – с 47 до 33%) и ударной вязкости (700°C: КСУ – с 0,74 до 0,62 МДж/м², 750°C: КСУ – с 0,64 до 0,50 МДж/м²). В случаях охлаждения в воде с 750°C наблюдали в структуре плотные скопления дислокационных петель, ко-

торые как бы обрисовывали пластины α -фазы, что вызывало по сравнению с охлаждением в воде с 700°C большее снижение значений ψ и КСУ. Такие скопления свидетельствуют о начале гетерогенного роста мартенситных игл [2, 3], т.е. роста, который осуществляется за счет расширения дислокационных петель и возникновения новых. Но вследствие достаточно высокой стабильности β -фазы рост мартенситных игл заторможен, поэтому удалось наблюдать какую-то его промежуточную стадию. При повышении температуры нагрева до 800°C усиливается тенденция влияния повышения интенсивности охлаждения на механические свойства сплава BT23 [4]. При скорости охлаждения 0,3°C/с (охлаждение заготовки на воздухе) в β -твердом растворе происходило образование небольшого количества частиц вторичной $\alpha_{\text{вт}}$ -фазы. При этом по сравнению с нагревом при 750°C значение σ_b повысилось до 1020 МПа ($\psi = 40\%$, КСУ $\approx 0,5$ МДж/м²). Увеличение скорости охлаждения до 2,4°C/с (слои заготовки на расстоянии 30 мм от верха при охлаждении в воде) способствует непрерывному росту прочности сплава BT23 до $\sigma_b \approx 1075$ МПа в результате образования более значительного количества мелкодисперсной $\alpha_{\text{вт}}$ -фазы в структуре, что одновременно наряду с повышением дефектности первичной α -фазы ведет к снижению характеристик пластичности (ψ – с 40 до 28%) и ударной вязкости (КСУ – с 0,50 до 0,38 МДж/м²). При дальнейшем увеличении скорости охлаждения выше 2,4°C/с выделение вторичной $\alpha_{\text{вт}}$ -фазы при охлаждении из высокотемпературной β -фазы начинает подавляться (при этом дефектность структуры увеличивается), что способствует падению прочности, в то время, как характеристики пластичности и ударной вязкости остаются примерно на том же уровне. При скорости охлаждения $v_{\text{охл}} = 8^\circ\text{C}/\text{с}$ (наружные слои заготовки при охлаждении в воде) в структуре сплава выделений вторичной α -фазы не было обнаружено: $\sigma_b = 1010$ МПа. При этом структура

сплава состояла из α (первичной)- и β_m -фаз. В результате различия в условиях охлаждения по сечению заготовки в воде с 800°C имели разную тонкую структуру сплава по сечению.

При дальнейшем повышении температуры нагрева до 850°C [4] в середине заготовки прочность возрастает (по сравнению с нагревом при 750°C) после охлаждения на воздухе на 50 МПа, а после охлаждения в воде – на 110 МПа; пластические характеристики соответственно снижаются после охлаждения на воздухе: δ – с 14 до 12,5%, ψ – с 45 до 40%, а после охлаждения в воде: δ – с 12 до 9%, ψ – с 35 до 27,5%. На расстоянии 10 мм от верха после охлаждения на воздухе прочность продолжает расти до 1030 МПа (850°C), пластичность падает: δ – с 17 (750°C) до 15% (850°C), ψ – с 52 (750°C) до 44% (850°C). При охлаждении в воде в наружных слоях повышение температуры нагрева от 750 до 850°C вызывает снижение прочности до $\sigma_b=960-980$ МПа и повышение пластичности: $\delta=13\%$, $\psi=40\%$. Повышение температуры нагрева до 850°C способствует повышению количества и нестабильности высокотемпературной β -фазы в структуре сплава ВТ23, что при последующем охлаждении заготовки на воздухе обеспечивает получение более однородной структуры и свойств по ее сечению, а при охлаждении в воде в середине заготовки и в наружных слоях тонкая структура сплава ВТ23 сильно различается: в наружных слоях из-за более интенсивного охлаждения распад высокотемпературной β -фазы идет с образованием α'' - и α_{BT} -фаз, в то время как в середине при охлаждении выделяется более значительное количество вторичной α_{BT} -фазы, что обеспечивает по сравнению с наружными слоями повышение прочности и снижение пластичности сплава ВТ23.

Рассматривали влияние скорости охлаждения (охлаждение заготовки с печью, на воздухе, в масле и воде) с 850°C на изменение структуры и механические свойства при непрерывном охлаждении с температуры несколько выше критической (для сплава ВТ23 – около 840°C) [4]. При охлаждении заготовки с печью ($v=0,03^\circ\text{C}/\text{c}$) в условиях сжатой матрицы образование новых частиц α -фазы энергетически не выгодно, поэтому выделение новых количеств α -фазы происходит на поверхности раздела существующих α/β -фаз, где действие сжимающих напряжений минимально из-за пластинчатой формы α -фазы, а медленное охлаждение и развитая поверхность α -пластин обеспечивают в полной мере протекание необходимых диффузионных процессов, т.е. происходил рост частиц первичной α -фазы. Новое количество образовавшейся α -фазы как бы заполняет возникающий из-за результирующего действия сжимающих напряжений в α - и β -фазах «вакуум» (растягивающие напряжения) на границе раздела α/β -фаз. В результате получили: $\sigma_b=1000$ МПа,

$\psi=47\%$, $KCU=0,70$ МДж/м². При охлаждении заготовки на воздухе ($v=0,20-0,36^\circ\text{C}/\text{c}$) увеличение скорости охлаждения вызывает рост сжимающих напряжений II рода в α - и β -фазах, а неравномерность охлаждения заготовки – дополнительные сжимающие напряжения I рода. При охлаждении до $800-700^\circ\text{C}$, когда диффузия элементов достаточно развита, выделение новых образований α -фазы по-прежнему происходит за счет роста первичных α -пластин. При дальнейшем понижении температуры (ниже 700°C) диффузия элементов в β -матрице осуществляется в более малых объемах, в результате чего рост пластин первичной α -фазы прекращается, а выделение новых количеств α -фазы происходит в β -матрице в виде зарождения и роста мелких пластин. Причем в условиях действия значительных сжимающих напряжений в β -матрице образование зародышей новой фазы возможно и по сдвиговому механизму в местах возможных флуктуаций β -фазы по химическому составу и напряженному состоянию и при условии некоторого переохлаждения β -фазы, а также незначительного отличия химического состава зародыша (вернее всего, это α'' -фаза) и матрицы [2, 3]. В процессе дальнейшего охлаждения в результате протекания процессов диффузии элементов в микрообъемах происходит обогащение зародышей α'' -фазы α -стабилизирующими элементами и в зависимости от скорости охлаждения определенный их рост в виде дисперсных α_{BT} -пластин. В результате охлаждения с температуры нагрева 850°C со скоростью $v_{\text{охл}}=0,36^\circ\text{C}/\text{c}$ получали структуру сплава ВТ23 с первичными α -пластинами и дисперсной вторичной α_{BT} -фазы в β -матрице, а $\sigma_b=1060$ МПа, $\psi=40\%$, $KCU=0,55$ МДж/м².

Повышение скорости охлаждения с 850°C до $v=3^\circ\text{C}/\text{c}$ (наружные слои заготовки; охлаждение в масле) способствует подавлению процесса роста пластин первичной α -фазы, так как сокращается время нахождения сплава ВТ23 при температуре $850-700^\circ\text{C}$. Возрастание сжимающих напряжений в β -матрице вызывает образование большего числа зародышей α'' -фазы и уменьшение расстояния между ними в связи с подавлением процессов диффузии β -стабилизирующих элементов из-за сокращения времени нахождения сплава при температурах протекания этих процессов, что ведет к уменьшению размеров образующихся впоследствии пластин вторичной α -фазы из-за снижения активности α -стабилизирующихся элементов в β -матрице. Это обеспечило повышение прочности сплава до $\sigma_b=1280$ МПа и снижение значений ψ до 15%, KCU до $0,18-0,20$ МДж/м². Образование частиц вторичной α_{BT} -фазы в β -матрице при $v<3^\circ\text{C}/\text{c}$ происходило, по-видимому, по схеме типа бейнитной: $\beta \rightarrow \beta_{\text{нсп}} + \alpha'' \rightarrow \beta + \alpha_{\text{BT}}$ и вызывало определенную кристаллографическую ориентировку решетки этих частиц относительно решетки β -

фазы. Повышение скорости охлаждения сплава ВТ23 с температуры нагрева 850°C выше $3^{\circ}\text{C}/\text{с}$, во-первых, из-за повышения уровня сжимающих напряжений в β -матрице и дальнейшего снижения диффузионной подвижности β -стабилизирующих элементов в β -фазе приводило к увеличению температуры начала зарождения $\alpha''_{\text{обог}}$ -фазы, в результате чего и решетка, и химический состав этой фазы, образовавшейся на более раннем этапе охлаждения, значительно в большей степени отличаются от химического состава и решетки α -фазы, чем химический состав и решетка $\alpha''_{\text{обед}}$ -фазы, образовавшейся на более позднем этапе охлаждения под воздействием более сильного поля сжимающих напряжений (решетка здесь более искажена и поэтому более близка к решетке α -фазы). Во-вторых, повышение скорости охлаждения выше $3^{\circ}\text{C}/\text{с}$ сильно подавляло и протекание процессов диффузии α -стабилизирующих элементов в β -матрице после образования зародышей α'' -фазы. Суммарное действие обоих факторов обеспечило сохранение некоторого количества $\alpha''_{\text{обог}}$ -фазы, образовавшейся на более раннем этапе, вплоть до комнатной температуры. Поэтому при скоростях охлаждения с 850°C $v=4^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (слои заготовки на удалении около 30 мм от верха; охлаждение в воде) получили структуру сплава ВТ23, состоящую из $\beta_{\text{м}}$ -, $\alpha_{\text{пер}}$ -, $\alpha_{\text{вт}}$ - и α'' -фаз, а $\sigma_{\text{в}}=1130\text{--}1150$ МПа, $\psi=30\%$, КСУ=0,30 МДж/м². С увеличением интенсивности охлаждения ($v=8,85^{\circ}\text{C}/\text{с}$) количество вторичной α -фазы сильно уменьшается в структуре сплава ВТ23, так как ее образование в β -матрице, испытывающей сжимающее воздействие весьма высокого уровня напряжений, становится энергетически все более затруднительным. Поэтому $\sigma_{\text{в}}=1000$ МПа, а значения ψ и КСУ на уровне $\approx 32\%$ и $\approx 0,37$ МДж/м². Довольно низкие значения ψ и КСУ при низкой прочности в данном случае можно объяснить наличием в структуре сплава ВТ23 значительных растягивающих напряжений между фазами. Повышение интенсивности охлаждения сплава ВТ23 до $v=13,5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ создает такое напряженное состояние структуры, когда часть высокотемпературной β -фазы, имеющей определенный химический состав и испытывающей наиболее сильное сжимающее воздействие напряжений (флуктуации напряжений), бездиффузионным путем превращается в α'' -мартенсит: $\beta \rightarrow \alpha''$, а $\sigma_{\text{в}}=960\text{--}980$ МПа, $\psi=42\%$. При этом сохранение определенной части высокотемпературной β -фазы до комнатной температуры в виде метастабильной β -фазы можно связывать с присутствием в структуре сплава первичной α -фазы, повышающей устойчивость более легированной части β -фазы, которая служит в качестве упругой матрицы.

При температурах нагрева ниже $t_{\text{кр}}=840^{\circ}\text{C}$ (800 и 700°C) реализация мартенситного превращения ($\beta \rightarrow \alpha''$) невозможна по той причине, что при

охлаждении заготовки во всех известных закалочных средах (воздух, масло, вода) реализуемые скорости охлаждения не позволяют создать нужного уровня сжимающих напряжений в β -матрице, имеющей более высокую стабильность по химическому составу [5].

Исследование влияния скорости охлаждения при высокотемпературной термической обработке с нагревом в течение 2 ч при температуре $700\text{--}850^{\circ}\text{C}$ и последующем старении при температуре 500°C в течение 10 ч на механические свойства сплава ВТ23 показало, что наиболее интенсивное возрастание прочности происходит при повышении скорости охлаждения до $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$, а падение пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости – при увеличении скорости охлаждения до $3^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (для закалки с 850°C это совпадает с появлением в структуре закаленного сплава α'' -фазы). Повышение температуры нагрева при закалке от 700 до 850°C со скоростью охлаждения от 1 до $9^{\circ}\text{C}/\text{с}$ обеспечивает закономерное возрастание прочности сплава в результате старения при 500°C (10 ч): для 700°C – $\sigma_{\text{в max}}=1130$ МПа, для 750°C – 1250 , для 800°C – 1330 , для 850°C – 1400 МПа, а также усиление зависимости механических свойств состаренного сплава ВТ23 от скорости охлаждения при закалке [4].

Рассмотрены частные случаи влияния интенсивности охлаждения заготовок при нагреве от 650 до 850°C и последующем старении (450°C , 10 ч) на механические свойства сплава ВТ23 [6]. В случае охлаждения заготовок на воздухе лишь при нагреве до 850°C наблюдали значительное повышение прочности сплава ВТ23: от $1050\text{--}1070$ МПа (750°C) до $1150\text{--}1180$ МПа (850°C), при этом пропорционально росту прочности происходит и рост предела текучести ($\sigma_{0,2}$) сплава и снижение δ , ψ , КСУ, КСТ. Дальнейшее повышение температуры нагрева до $900\text{--}950^{\circ}\text{C}$ незначительно увеличивает прочность ($\sigma_{\text{в}}=1170\text{--}1190$ МПа) состаренного сплава ВТ23 по сравнению с 850°C и соответственно снижает пластичность и ударную вязкость: для 850°C $\delta=8\text{--}10\%$, $\psi=20\text{--}23\%$ и КСУ=0,43–0,50 МДж/м² и для 950°C (β -область) $\delta=6\text{--}8\%$, $\psi=14\text{--}20\%$, КСУ=0,30–0,43 МДж/м². При охлаждении в воде из-за большей интенсивности охлаждения повышение температуры нагрева во всем интервале от 650 до 850°C способствует значительному увеличению прочности после старения (450°C , 10 ч) с $\sigma_{\text{в}}=1080\text{--}1100$ МПа (650°C) до $\sigma_{\text{в}}=1350\text{--}1450$ МПа (850°C), при этом снижение пластичности δ – с $9\text{--}11$ до 3% , ψ – с $20\text{--}25$ до $4\text{--}5\%$ и ударной вязкости КСУ – с $0,38\text{--}0,42$ до $0,12\text{--}0,18$ МДж/м² и КСТ – с $0,15\text{--}0,17$ до $0,02\text{--}0,04$ МДж/м². С повышением температуры закалки растет также разница в прочности сплава ВТ23 между серединой и наружными слоями: $\Delta\sigma_{\text{в}}=30$ МПа для 650°C и $\Delta\sigma_{\text{в}}=100$ МПа для 850°C , так

как увеличиваются нестабильность высокотемпературной β -фазы и разность в скоростях охлаждения между серединой и наружными слоями заготовки при закалке. После охлаждения с 850°C на воздухе разница в прочности по сечению заготовки составляет $\Delta\sigma_b=30$ МПа, в 3 раза меньше по сравнению с охлаждением в воде. Характер разрушения упрочненных образцов, прошедших закалку с температур $650\text{--}850^\circ\text{C}$, определялся не количеством дисперсной α -фазы (прочностью сплава), а морфологией первичной α -фазы. Независимо от температуры закалки сплав разрушался вязко по механизму образования и слияния микропустот [4, 7].

Изучение кинетики старения сплава ВТ23 с исходной двухфазной структурой позволило показать, что в основном распад метастабильной β -фазы подчиняется общим закономерностям, присутствующим в β -сплавах титана. Исследование процесса старения горячедеформированного сплава ВТ23 при 400°C выявило существенные его особенности [8]. При кратковременном старении (2–4 ч) происходило аномальное возрастание параметра решетки α_β -матрицы. В структуре не наблюдали выделения частиц мелкодисперсной α -фазы, но в частицах первичной α -фазы присутствовали дефекты упаковки, а прочность сплава при этом увеличивалась. Вероятно, процесс распада в этих условиях заключается не в образовании новых частиц, а в перераспределении атомов легирующих элементов, главным образом алюминия, между имеющимися β - и α -фазами. Увеличение содержания алюминия в α -фазе приводит к уменьшению энергии дефектов упаковки и возникновению их при кратковременном старении. Наблюдаемое же при этом возрастание временного сопротивления разрыву (≈ 30 МПа) обусловлено только твердорастворным упрочнением α -фазы, а увеличение параметра решетки β -матрицы – повышением относительной концентрации атомов титана в β -фазе. При дальнейшем увеличении времени старения происходит зарождение новых частиц α -фазы в непревращенной β -матрице, что приводит к закономерному уменьшению параметра решетки и возрастанию прочности сплава. Повышение температуры старения закаленного сплава от 450 до 550°C (10 ч) способствует плавному снижению прочности и повышению пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости, но практически не снижает разброс значений механических свойств по сечению. Характер разрушения сплава, состаренного при $450\text{--}500^\circ\text{C}$, определяется в основном морфологией первичной α -фазы, при $525\text{--}550^\circ\text{C}$ начинают оказывать влияние мелкие частицы $\alpha_{\text{тр}}$ -фазы в связи с их ростом [9].

Получены зависимости $\sigma_b - \text{KCU}(\text{KCT})$, $\sigma_b - \text{МЦУ}$, $\sigma_b - \delta(\psi)$, $\sigma_b - t_{\text{исп}}$ для сплава ВТ23, упрочненного до $1080\text{--}1430$ МПа. По характеру разрушения установлено, что безопасный уровень

упрочнения образцов плиты толщиной 100 мм из сплава ВТ23 составляет $\sigma_b < 1280$ МПа при значениях $\delta > 5\%$, $\psi > 11\%$, $\text{KCU} > 2,5$ МДж/м², $\text{KCT} > 0,08$ МДж/м² [10].

Установлено [11], что закономерное снижение прочности термоупрочненного сплава ВТ23 с пластинчатой структурой наблюдается в интервале температур испытания от 20 до 450°C . Уменьшение длительной прочности при температурах 400 и 450°C вызывает повышение температуры закалки образцов от 710 до 850°C или повышение температуры старения выше 570°C . На основании статистики предложена формула, позволяющая прогнозировать прочность сплава ВТ23 с пластинчатой структурой при температуре испытания $20\text{--}450^\circ\text{C}$.

В общем случае при термическом упрочнении заготовок толщиной 100 мм из сплава ВТ23 на гарантированный уровень $\sigma_b=1180$ МПа и более разброс значений прочности $\Delta\sigma_b > 100$ МПа вызывает снижение пластичности, ударной вязкости, трещиностойкости в наружных слоях до неудовлетворительных значений, что выдвигает задачу оптимизации условий охлаждения при закалке крупногабаритных заготовок или нахождения других решений по повышению однородности термического упрочнения.

Литература

1. Структурные превращения в сплаве ВТ23 при термической обработке / А.А.Попов, В.Н.Федулов, Л.И.Анисимова и др. // Термическая и химико-термическая обработка сталей и титановых сплавов. Пермь: ППИ, 1987. С. 80–85.
2. Мескин В.С. Основы легирования стали. М.: Металлургиздат, 1959. С. 120–125.
3. Margolin H., Gohen P. Evolution of the equiaxed morphology of phases in Ti-6Al-4V // Titanium 80. Sei and Technol. Proc. of the 4 th. Int Conf. on Ti. Kyoto, 1980. Vol.2. P. 1555–1561.
4. Федулов В.Н. Об условиях образования вторичных фаз в сплаве титана ВТ23 при непрерывном охлаждении от температуры верхней части ($\alpha+\beta$)-области // Авиационная промышленность. 1994. №3–4. С. 40–43.
5. Бабарэко А.А., Белова О.С. Изучение фазовых переходов в титановых сплавах при деформации // ФММ. 1986. Т.62. Вып. 5. С. 944–949.
6. Хорев А.И., Федулов В.Н. Термическое упрочнение крупногабаритных заготовок из высокопрочного титанового сплава ВТ23 // Технология легких сплавов. 1984. №5. С. 31–35.
7. Анисимова Л.И., Попов А.А. Связь характера разрушения с микроструктурой и свойствами ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов // МитОМ. 1985. №12. С. 45–49.
8. Кинетика распада метастабильной β -фазы при старении горячекатаного титанового сплава ВТ23 / В.Н.Федулов, А.А.Попов, А.И.Хорев и др. // Изв. вузов. Цветная металлургия. 1987. №2. С. 97–101.
9. Федулов В.Н., Хорев А.И. Влияние упрочняющей термической обработки на механические свойства плит титанового сплава ВТ23 // Авиационная промышленность. 1985. №2. С. 43–45.
10. Хорев А.И., Федулов В.Н., Мартынова М.М. О взаимосвязи прочности и удельной работе разрушения термически упрочненного сплава ВТ23 применительно к крупногабаритным плитам // Технология легких сплавов. 1988. Вып. 6. С. 28–32.
11. Федулов В.Н. Влияние режимов термического упрочнения на свойства заготовок из сплава ВТ23 при повышенных температурах // Авиационная промышленность. 1993. №3–4. С. 52–54.