DOI: 10.18721/JEST.240210
УДК 669.017:669.295:621.785:620.18

О.В. Швецов, С.Ю. Кондратьев

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЗАКАЛКИ И СТАРЕНИЯ НА ЭКСПЛУАТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ВТ23

Исследовано влияние различных режимов закалки и старения на микроструктуру и механические свойства титанового сплава ВТ23. Показано, что наиболее высокий комплекс механических свойств сплава достигается после термической обработки по режиму: закалка от 850 °С с выдержкой 1 час и охлаждением в воде с последующим старением при 550 °С в течение 10 часов. Такой режим термической обработки позволяет получить в сплаве однородную глобулярную (α + β)-структуру и достичь сочетания механических свойств, обеспечивающего высокие прочность, текучесть, твердость, а следовательно, и релаксационную стойкость при сохранении достаточного запаса пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости. Закалка от температур выше 850 °С приводит к интенсивному росту β-зерна в структуре сплава и резкому снижению пластичности и вязкости. Старение при температурах ниже 550 °С после предварительной закалки требует чрезвычайно длительной выдержки для распада закаленной структуры и получения благоприятных механических свойств.

Ключевые слова: титановый сплав, закалка и старение, механические свойства, микроструктура, трещиностойкость.

Ссылка при цитировании:
О.В. Швецов, С.Ю. Кондратьев. Влияние режимов закалки и старения на эксплуатационные свойства сплава ВТ23 // Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки. 2018. Т. 24. № 2. С. 119–133. DOI: 10.18721/JEST.240210.

O.V. Shvecov, S.Yu. Kondratyev

Peter the Great St. Petersburg polytechnic university, St. Petersburg, Russia

EFFECT OF QUENCHING AND AGING MODES ON THE PERFORMANCE PROPERTIES OF THE BT23 ALLOY

We have investigated different modes of quenching and aging on the microstructure and mechanical properties of the titanium alloy VT23. It is shown that the best combination of mechanical properties of the alloy is obtained after thermal treatment in the following regime: quenching from 850 °C with 1 hour exposure and cooling in water, followed by aging at 550°C for 10 hours. Such thermal treatment allows to obtain a homogeneous globular (α + β) -structure in the alloy and achieve a combination of mechanical properties providing high strength, fluidity, toughness, and hence relaxation resistance, combined with sufficient ductility and fracture toughness.

Keywords: titanium alloy, quenching and aging, mechanical properties, microstructure, fracture toughness.

Citation:
O.V. Shvecov, S.Yu. Kondratyev, Effect of quenching and aging modes on the performance properties of the VT23 alloy, *St. Petersburg polytechnic university journal of engineering science and technology*, 24(02)(2018) 119–133, DOI: 10.18721/JEST.240210.

Введение

Развитие ведущих отраслей промышленности в значительной степени определяется созданием новых функциональных материалов, а также совершенствованием свойств традиционных конструкционных материалов. В зависимости от условий эксплуатации современные материалы должны обладать как особыми физическими и химическими свойствами, так и высоким комплексом механических характеристик [1–7]. Создание таких материалов возможно лишь на основе современных экспериментальных и теоретических подходов, описывающих физические процессы, которые формируют требуемые структуру и свойства материалов в процессе получения и обработки, в том числе при термической обработке сплавов [8].

Один из наиболее перспективных материалов в современном авиастроении и ракетно-космической технике – это сплав ВТ230, который относится к титановым сплавам мартенситного класса с $(\alpha+\beta)$-структурой [9–13]. В промышленности сплав ВТ 23 применяется как в отожженном, так и в термически упрочнённом (закалка с последующим старением) состояниях. Сплав обладает удовлетворительным соотношением прочностных и пластических свойств, благодаря чему применяется для изготовления высоконагруженных, особенно в условиях фрикционного и кавитационного воздействий [14], деталей и узлов конструкций. Однако, если при значениях временного сопротивления разрыву до ~1100–1200 МПа относительное удлинение сплава сохраняется на уровне ~10 %, то повышение прочности выше этого уровня приводит к его резкому охрупчиванию. Учитывая сложный характер легирования сплава ВТ23, можно предположить, что резерв для повышения его комплекса прочностных и пластических характеристик может быть реализован за счет варьирования режима термической обработки [15, 16]. При этом чрезвычайно важно обеспечить одновременно требуемое и безопасное соотношение прочностных и пластических свойств за счет целенаправленного формирования заданной количественно и качественно сбалансированной структуры и фазового состава сплава. Возможность и эффективность такого подхода показана, например в [17–19] для других титановых сплавов, а также в [20, 21] для сталей различных марок.

Цель данной работы – исследование возможности получения удовлетворительных пластических свойств при сохранении высоких прочностных характеристик сплава ВТ23 за счет выбора режима термической обработки.

Методика проведения исследований

Исследовали образцы сплава ВТ23, вырезанные из листового проката толщиной 10 мм производства ОАО «Верхнесалдинское металлургическое производственное объединение». Фактический химический состав, мас. %, исследованного сплава*:

Fe	0,53
Cr	1,0
Mo	2,1
V	4,5
Al	4,9
Ti	Основа

Химический состав материала исследованного титанового листа соответствует сплаву ВТ23 по ОСТ 1-90013–81.

Образцы сплава ВТ23 исследовали в состоянии поставки, т. е. после пластической деформации и отжига по режиму: нагрев до 750 °С, выдержка 25 мин., охлаждение на воздухе. Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе «Reichert-Jung MeF3A» при увеличениях × 500–1000. Травление образцов осуществляли в 10 %-м водном растворе плавиковой кислоты. Размер зерна оценивали по шкалам ГОСТ 5639, микроструктуру – по девятибалльной шкале ОСТ 92-9465–81. Твердость измеряли по методу Роквелла. Изготовление и подготовку металлографических шлифов выполняли на оборудовании фирмы «Buehler» согласно стандарту ASTM E 3-95.

* Содержание Si, Zr, Sn, Mn < 0,1 % (каждого элемента); Cu, Ni < 0,05 % (каждого элемента).

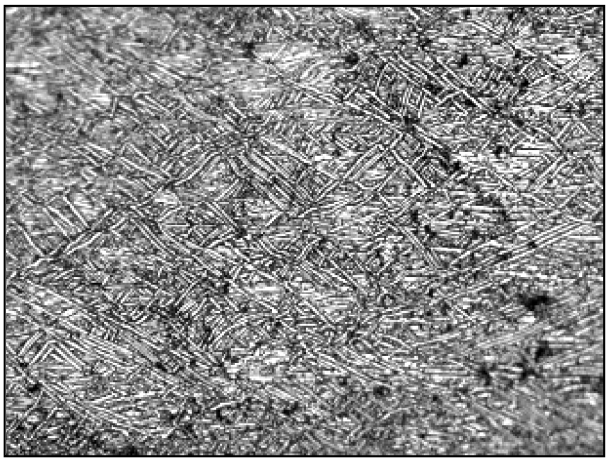

Рис. 1. Микроструктура (× 500) листа толщиной t = 10 мм сплава ВТ23 в состоянии поставки (отжиг: 750 °С, 25 мин, воздух)
Fig. 1. Microstructure (× 500) of VT23 alloy sheet t = 10 mm in the delivery state (annealing: 750 °C, 25 min, air)

Микроструктура образцов сплава ВТ23 в состоянии поставки представляет собой (α + β)-структуру «корзиночного плетения», типичную для отожжённых (α + β)-сплавов (рис. 1).

Механические свойства сплава определяли при статических испытаниях на одноосное растяжение пятикратных цилиндрических образцов (d_0 = 6 мм) при комнатной температуре по ГОСТ 1497–84. Испытания на статическое растяжение проводили на машине Schenck с максимальным усилием нагружения 200 кН при скорости нагружения 1 мм/мин. Определение ударной вязкости выполняли при динамических испытаниях на изгиб по ГОСТ 9454–78 с использованием прямоугольных образцов с U-образным концентратором напряжений (тип I) [22]. Для определения вязкости разрушения K_{1c} использовали метод испытания призматических образцов толщиной B = 10 мм, имеющих надрез с усталостной трещиной, при кратковременном статическом изгибе на воздухе [23]. Испытания и изготовление образцов выполняли по ГОСТ 25.506–85 и СТП 90.205–79.

Механические свойства исследованного сплава ВТ23 в состоянии поставки следующие:

$\sigma_{0,2}$, МПа	910
$\sigma_в$, МПа	1000
δ	11
ψ	40
KCU, Дж/см^2	58
HRC	34,0

Результаты исследований и их обсуждение

Для предварительного выбора интервала закалочных температур исследованного сплава ВТ23 с использованием дифференциального дилатометра ДКВ-5 определяли его критические точки. Экспериментально установленная температура A_{c3} сплава (граница (α + β) / β – фазовых областей на диаграмме состояния) находится в интервале 870–880 °С.

На основании полученных результатов для исследования влияния температуры закалки на структуру и свойства материала листа толщиной t = 10 мм были выбраны следующие температуры: 800, 850 и 880 °С. Образцы сплава в состоянии поставки закаливали от выбранных температур с выдержкой 1 час и охлаждением в воде.

Металлографический анализ закаленных образцов показал, что в структуре исследованного сплава ВТ23 после закалки от 800 °С присутствуют три фазы: мартенситная α", метастабильная $\beta_м$ и остаточная первичная α-фаза (рис. 2, *а*). При этом первичная α-фаза находится в виде оставшихся от отожженного состояния участков так называемого «корзиночного плетения» и участков сетки вокруг первичных β-зерен. Характерно, что микроструктура сплава после закалки от 800 °С отличается грубой неравномерностью: α-фаза имеет как глобулярную, так и пластинчатую форму, причем размер пластин α-фазы изменяется в очень широких пределах.

После закалки от температуры 850 °С в структуре сплава также присутствуют мартенситная α"-фаза, метастабильная $\beta_м$-фаза и остаточная первичная α-фаза, однако структура становится практически равномерной: α-фаза приобретает глобулярную форму одинаковой дисперсности (рис. 2, *б*). Однородность структуры в этом случае объясняется более полным растворением α-фазы и более высоким насыщением β-твердого раствора β-стабилизаторами при нагреве сплава ВТ23 до температуры 850 °С.

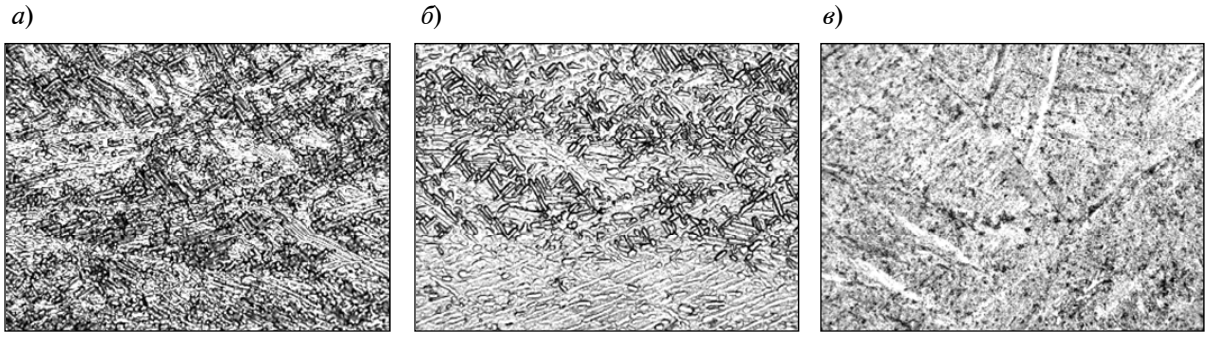

Рис. 2. Микроструктура (× 1000) листа t = 10 мм сплава ВТ23 после закалки от температур: 800 °С (*а*), 850 °С (*б*), 880 °С (*в*)

Fig. 2. Microstructure (× 1000) of VT23 alloy sheet t = 10 mm after quenching from temperatures: 800 °C (*а*), 850 °C (*б*), 880 °C (*в*)

В структуре исследованного сплава после закалки от температуры 880 °С присутствуют две фазы: мартенситная α″ и метастабильная $\beta_м$ (рис. 2, *в*). Первичная α-фаза в структуре не обнаруживается. Следовательно, при закалке от 880 °С сплав закаливается из однофазной β-области, т. е. из области температур выше превращения $\alpha+\beta \leftrightarrow \beta$ (A_{c3}). При этом наблюдается интенсивный рост зерна β-фазы, размер которого достигает 1 балла по ГОСТ 5639–82. Следует также отметить, что после закалки от 880 °С на поверхности образца сплава ВТ23 образуется альфированный слой глубиной до 0,5 мм.

Результаты испытаний механических свойств сплава ВТ23 после закалки от разных температур представлены на рис. 3.

Из полученных экспериментальных данных видно (рис. 3), что предел прочности сплава ВТ23 с повышением температуры закалки уменьшается. Это связано с увеличением в структуре после закалки объемной доли α"-фазы (так называемый мягкий мартенсит). При этом пластические характеристики и ударная вязкость сплава при повышении температуры закалки с 800 до 850 °С, наоборот, несколько увеличиваются, однако при закалке от температур выше A_{c3} (880 °С) резко падают.

Полученные результаты свидетельствуют, что температура закалки 850 °С позволяет сформировать в исследуемом сплаве ВТ23 равномерную микроструктуру, обеспечивающую получение высокой прочности при достаточно большом запасе пластических характеристик и ударной вязкости перед проведением последующей упрочняющей технологической операции – старения. Снижение температуры закалки до 800 °С приводит к получению в сплаве неоднородной структуры, характеризующейся менее благоприятным сочетанием прочности и пластичности. Повышение температуры закалки до 880 °С недопустимо, поскольку приводит к чрезмерному росту зерна и резкому охрупчиванию сплава.

Исследование влияния режима старения на структуру и свойства листа t = 10 мм сплава ВТ23 выполняли на образцах, предварительно закаленных от температур 800 или 850 °С. Для сравнения исследовали также образцы, подвергнутые старению без предварительной закалки.

Анализ полученных экспериментальных данных выявил следующие закономерности влияния режима термической обработки на механические свойства сплава ВТ23 (рис. 4, 5). Закалка с последующим старением позволяет достичь

значительно более высокого уровня прочности по сравнению со старением без предварительной закалки, поскольку в процессе старения в структуре закаленного сплава происходит распад мартенситной α''-фазы и метастабильной β-фазы, что приводит к значительному упрочнению (рис. 4, *а*). Так, после старения сплава без предварительной закалки (режимы 5 и 6) предел прочности $\sigma_в$ находится в диапазоне 1100–1150 МПа, а после предварительной закалки с последующим старением (режимы 1–4) – в пределах 1200–1600 МПа (рис. 4, *а*). Максимальное повышение прочности за счет использования закалки перед старением достигает 40 %. При этом пластические свойства и ударная вязкость (рис. 4, *б* и 5, *б*) сплава после закалки от обеих исследованных температур с последующим старением при 550 °С (режимы 2 и 4) и после старения без предварительной закалки (режимы 5 и 6) сопоставимы.

Таким образом, термообработка, состоящая из закалки с последующим старением, при определенных режимах позволяет достичь значительного повышения прочностных свойств сплава ВТ23 без существенного снижения пластичности и ударной вязкости по сравнению со старением без предварительной закалки.

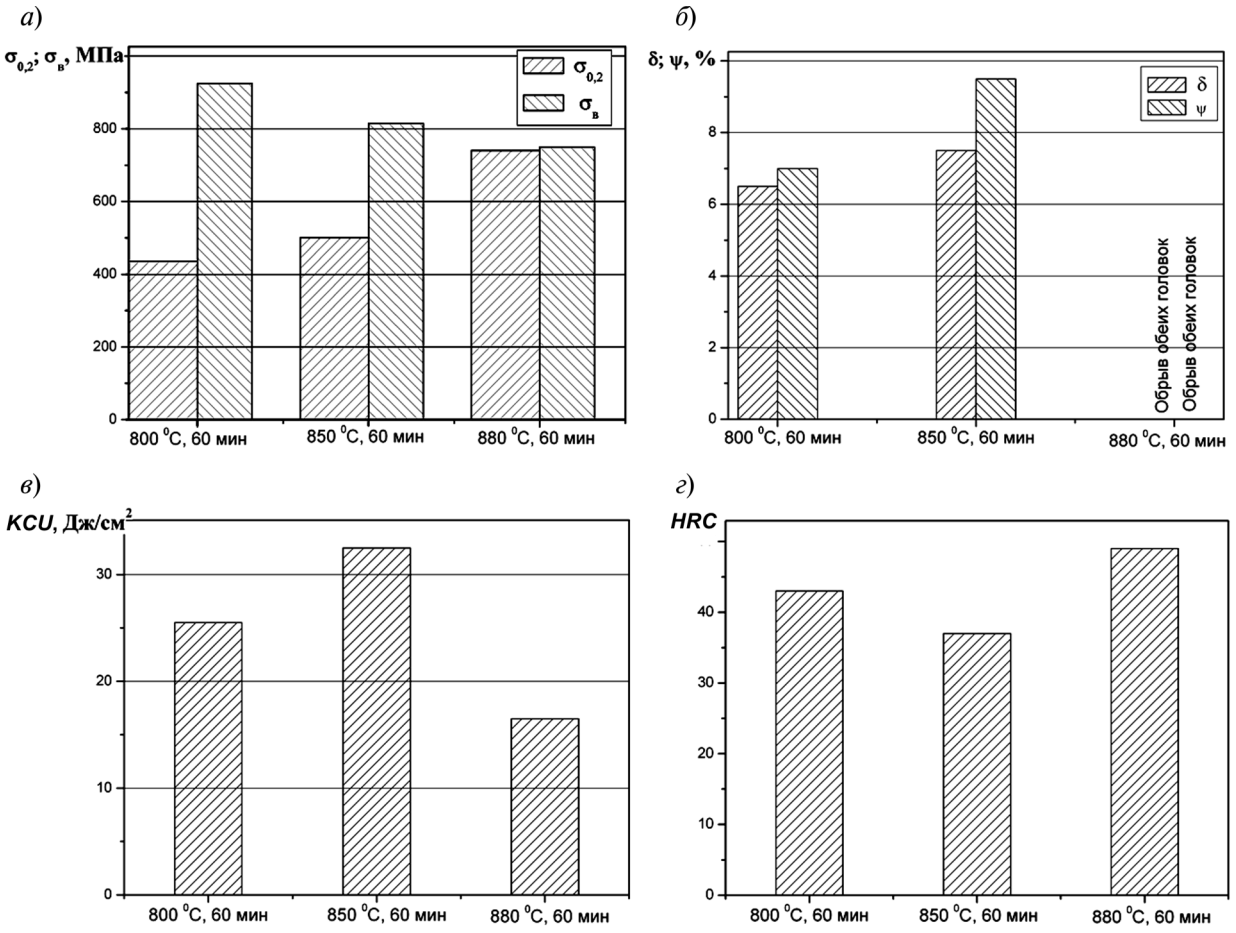

Рис. 3. Механические свойства листа t = 10 мм из сплава ВТ23 в закаленном состоянии
Fig. 3. Mechanical properties of VT23 alloy sheet t = 10 mm in the quenched state

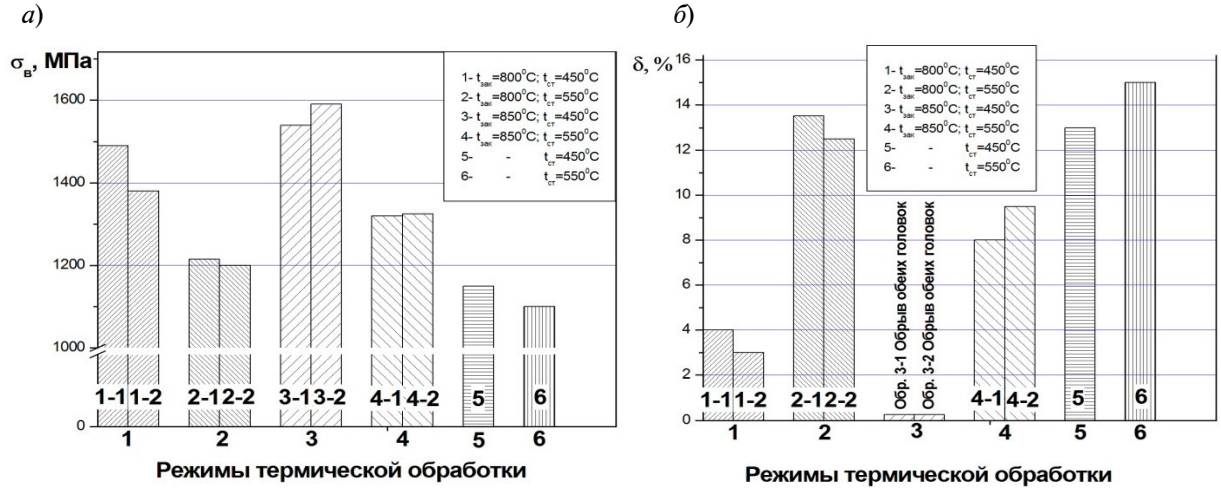

Рис. 4. Влияние режима термической обработки на предел прочности $\sigma_в$ (*а*) и относительное удлинение δ (*б*) листа $t = 10$ мм сплава ВТ23

Fig. 4. The effect of the heat treatment mode on: ultimate strength $\sigma_в$ (*a*) and relative elongation δ (*б*) of VT23 alloy sheet $t = 10$ mm

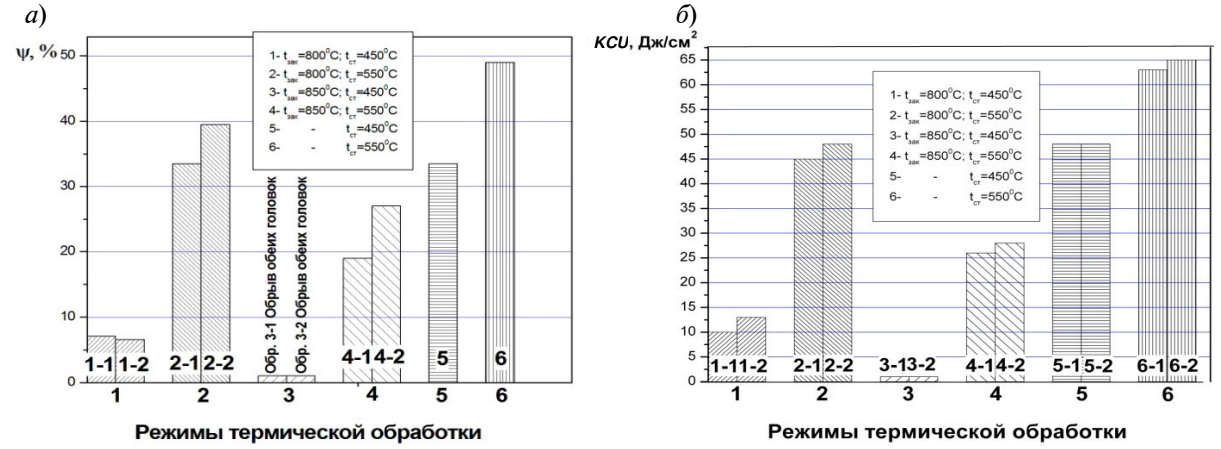

Рис. 5. Влияние режима термической обработки на относительное сужение ψ (*а*) и ударную вязкость *KCU* (*б*) листа $t = 10$ мм сплава ВТ23

Fig. 5. The effect of the heat treatment mode on the relative narrowing ψ (*a*) and impact strength *KCU* (*б*) of VT23 alloy sheet $t = 10$ mm

Полученные экспериментальные результаты (см. рис. 4, 5) также показывают, что варьирование режима термической обработки более эффективно в случае старения после предварительной закалки. Так, при старении без предварительной закалки свойства сплава, кроме ударной вязкости, практически не зависят от температуры старения. В противоположность этому при использовании закалки с последующим старением влияние температур закалки и старения значительно. Из анализа результатов следует, что повышение температуры закалки от 800 до 850 °С способствует росту прочностных характеристик сплава как минимум на 10 %. Так, после закалки от 800 °С и старения при 450–550 °С значения $\sigma_в$ находятся в пределах 1200–1500 МПа, а после закалки от 850 °С с последующим старением в том же интервале температур $\sigma_в$ – в диапазоне 1300–1600 МПа. Относительное удлинение, относительное сужение и ударная вязкость сплава при повышении температуры закалки несколько снижаются, однако влияние режима закалки на пластичность менее существенно, чем на прочность. После старения при одинаковых температурах характеристики пластич-

ности и вязкости сплава, предварительно закаленного от разных температур, сопоставимы между собой.

Из сравнения рис. 4, 5 следует, что изменение температуры старения также оказывает влияние на свойства сплава ВТ23, особенно на пластичность и вязкость, причем более сильное, чем варьирование температуры закалки. Характеристики пластичности и ударной вязкости сплава после старения при 550 °С значительно выше, чем после старения при 450 °С, как в случае предварительной закалки от 800, так и от 850 °С. После закалки от 800 °С и старения при 450 °С максимальные значения относительного удлинения δ, относительного сужения ψ и ударной вязкости *KCU* достигают соответственно 4 %, 7 % и 13 Дж/см^2. После закалки от 850 °С и старения при 450 °С в процессе статических механических испытаний на растяжение произошёл обрыв обеих головок образцов, а ударная вязкость при динамических испытаниях на изгиб составила 1 Дж/см^2, что свидетельствует о практически полном отсутствии пластического течения в материале. В то же время старение при 550 °С после закалки от температур 800–850 °С позволяет получить значения относительного удлинения δ в интервале 8–13 %, относительного сужения ψ – 20–40 %, а ударной вязкости *KCU* – 26–48 Дж/см^2. Следует отметить, что в случае старения при 550 °С повышение температуры закалки от 800 до 850 °С несколько снижает характеристики пластичности, однако они остаются на достаточно высоком уровне: $\delta \approx 10$ %, $\psi \approx 23$ %, *KCU* ≈ 27 Дж/см^2. Влияние температуры старения на прочностные характеристики сплава ВТ23 не столь значительно, как на пластические. Повышение температуры старения от 450 до 550 °С понижает предел прочности и предел текучести сплава на 100–300 МПа, в целом сохраняя прочностные характеристики на высоком уровне. Следовательно, после предварительной закалки от температур 800–850 °С последующее старение при 550 °С позволяет получить в 3–4 раза более высокую пластичность сплава по сравнению с такой же закалкой и последующим старением при 450 °С, при этом не более, чем на ~10 % снижается прочность. Это свидетельствует о значительном преимуществе старения при 550 °С предварительно закаленного сплава ВТ23 для достижения сочетания высоких прочностных и пластических свойств.

В целом проведенный анализ экспериментальных данных позволяет заключить, что наиболее эффективной схемой термической обработки сплава ВТ23 для достижения высокого уровня механических свойств является закалка с последующим старением. При выборе конкретного режима такой термической обработки необходимо учитывать, что с повышением температуры закалки от 800 до 850 °С существенно повышается прочность сплава при допустимом снижении пластичности и вязкости, а с повышением температуры старения с 450 до 550 °С значительно возрастают пластичность и вязкость сплава при допустимом снижении прочности. Следовательно, для достижения наилучшего сочетания прочности, пластичности и вязкости в сплаве ВТ23 необходимо повышать температуры закалки и старения в исследованных пределах. Это наглядно иллюстрирует рис. 6, где одновременно сопоставлены характеристики прочности, пластичности и вязкости сплава ВТ23 после различных режимов термической обработки.

На рис. 6 видно, что после закалки от 800–850 °С в воде и последующего старения при 550 °С (режимы 2 и 4) сплав ВТ23 обладает наиболее высоким комплексом механических свойств для обеспечения релаксационной стойкости в сочетании с достаточным запасом пластичности. После такой термической обработки механические характеристики сплава составляют не менее следующих величин: предел прочности $\sigma_в$ – 1200–1300 МПа; предел текучести $\sigma_{0,2}$ – 1100–1200 МПа; относительное удлинение δ – 8–14 %; относительное сужение ψ – 20–40 %; ударная вязкость *KCU* – 26–48 Дж/см^2.

Для объяснения установленных закономерностей влияния режима термической обработки на свойства сплава ВТ23, а также для оценки качества формирующейся при этом микроструктуры проводили металлографический анализ.

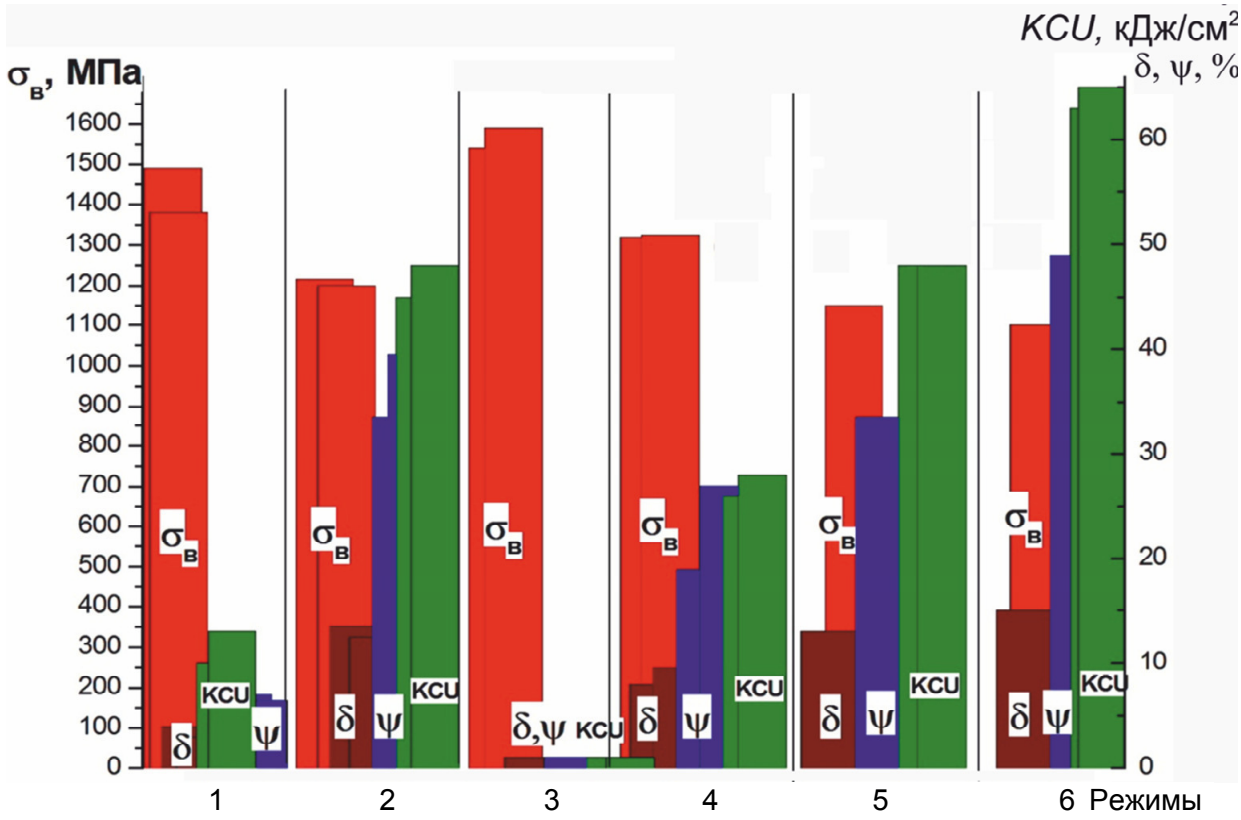

Рис. 6. Механические свойства листа $t = 10$ мм сплава ВТ23 после термической обработки по различным режимам: 1 – $t_{зак} = 800$ °С; $t_{ст} = 450$ °С; 2 – $t_{зак} = 800$ °С; $t_{ст} = 550$ °С; 3 – $t_{зак} = 850$ °С; $t_{ст} = 450$ °С; 4 – $t_{зак} = 850$ °С; $t_{ст} = 550$ °С; 5 – $t_{ст} = 450$ °С; 6 – $t_{ст} = 550$ °С

Fig. 6. Mechanical properties of VT23 alloy sheet $t = 10$ mm after various modes of heat treatment: 1 – $t_{зак} = 800$ °С; $t_{ст} = 450$ °С; 2 – $t_{зак} = 800$ °С; $t_{ст} = 550$ °С; 3 – $t_{зак} = 850$ °С; $t_{ст} = 450$ °С; 4 – $t_{зак} = 850$ °С; $t_{ст} = 550$ °С; 5 – $t_{ст} = 450$ °С; 6 – $t_{ст} = 550$ °С

На рис. 7 приведены микроструктуры сплава ВТ23 после исследованных режимов термообработки. Видно, что во всех случаях структура – двухфазная (α + β); тип ее различается в зависимости от использованного режима. После закалки от 800 °С и старения как при 450, так и при 550 °С в сплаве формируется (α + β)-структура смешанного типа – глобулярная с небольшими участками пластинчатой α-фазы (рис. 7, *а*, *б*). После закалки от 850 °С и старения при 450 или 550 °С сплав имеет более благоприятную однородную (α + β)-структуру глобулярного типа (рис. 7, *в*, *г*). После старения без предварительной закалки в сплаве формируется (α + β)-структура пластинчатого типа (рис. 7, *д*, *е*) – называемая структура «корзиночного плетения», соответствующая отожженному состоянию. Во всех случаях размер первичного β-зерна в сплаве соответствует 4–5 баллам по ГОСТ 5639. Исключением является режим 4 термической обработки (закалка от 850 °С + старение при 550 °С), после которого в сплаве формируется более мелкозернистая структура – размер первичного β-зерна соответствует 6-му баллу по ГОСТ 5639.

При температуре старения 450 °С в условиях заторможенной диффузии и большого числа мест зарождения вторичной α-фазы частицы ее выделяются по промежуточному механизму и являются дисперсными. Выделение продуктов распада в этом случае происходит, как правило, по дислокациям и дефектам упаковки, что приводит к значительному росту уровня внутренних напряжений. При более высокой темпера-

туре старения 550 °С диффузионный распад происходит по гетерогенному механизму зарождения вторичных выделений. Новая фаза выделяется преимущественно на границах бывших β-зёрен и субзёрен, а также на уже имеющейся в структуре остаточной (первичной) α-фазе, в результате чего ее размеры несколько увеличиваются, а форма включений становится более равноосной (глобулярной). Так, обнаружено, что максимальные внутренние напряжения при старении сплава ВТ23 возникают при температуре старения 450 °С, а минимальные – при 550 °С. Размер выделяющихся частиц при этих температурах меньше 0,1 мкм при 450 °С и больше 0,1 мкм при 550 °С.

Анализ микроструктуры объясняет полученные результаты механических испытаний (см. рис. 4–6): после старения при температуре 450 °С независимо от температуры закалки прочностные характеристики сплава выше, а пластические – ниже в результате формирования более дисперсной, чем после старения при температуре 550 °С, структуры,

Результаты исследования микроструктуры сплава ВТ23 показывают также, что при температуре закалки 850 °С происходит более полное, чем при 800 °С, растворение первичной α-фазы, насыщение β-фазы β-стабилизаторами, выравнивание по химическому составу, что обеспечивает формирование при старении более однородной глобулярной (α + β)-структуры. Снижение температуры закалки до 800 °С уменьшает степень растворения присутствующей в состоянии поставки α-фазы, что приводит к получению после старения неоднородной смешанной структуры, характеризующейся наличием α-частиц разного размера и формы (глобули и пластины). Соответственно в структуре сплава, подвергнутого старению без предварительной закалки, т. е. нагреву ниже температур фазового α ↔ β-перехода сохраняется исходная пластинчатая структура, сформировавшаяся в результате отжига после пластической деформации. Таким образом, использование предварительной закалки позволяет получить в сплаве ВТ23 при последующем старении благоприятную глобулярную структуру, причем ее однородность увеличивается при повышении температуры закалки от 800 до 850 °С.

На рис. 7, *б*, *г* видно, что независимо от температуры закалки в процессе старения при 550 °С в структуре сплава формируется более крупная α-фаза меньшей плотности, чем в процессе старения при 450 °С. Этим объясняется значительное повышение пластичности сплава ВТ23 при повышении температуры старения от 450 до 550 °С после закалки от обеих исследованных температур.

В целом исследование микроструктуры сплава ВТ23 подтвердило выявленное при определении механических свойств преимущество термической обработки по следующему режиму: закалка в воде от 800–850 °С с последующим старением при 550 °С. Такой режим позволяет получить однородную (α + β)-структуру сплава с равномерным распределением глобулярных включений α-фазы средних размеров.

Следует отметить, что в выбранном на основании проведенного исследования интервале закалочных температур 800–850 °С влияние температуры закалки на свойства сплава ВТ23 при одинаковой температуре старения 550 °С существенно. При этом важно, что и пластичность, и вязкость сплава после закалки от 850 °С и старения при 550 °С остаются на достаточно высоком уровне. Для дополнительной оценки эксплуатационной надежности сплава ВТ23 после термообработки по режиму «закалка в воде от 850 °С с последующим старением при 550 °С» было проведено определение трещиностойкости (вязкости разрушения) материала.

Для оценки влияния режима термической обработки на сопротивляемость хрупкому разрушению закаленного и состаренного сплава ВТ23 было проведено определение его критического коэффициента интенсивности напряжений K_{1c}. Образцы для испытания подвергали упрочняющей термической обработке по режимам 2, 3 и 4. Полученные результаты испытаний на трещиностойкость сплава ВТ23 приведены на рис. 8.

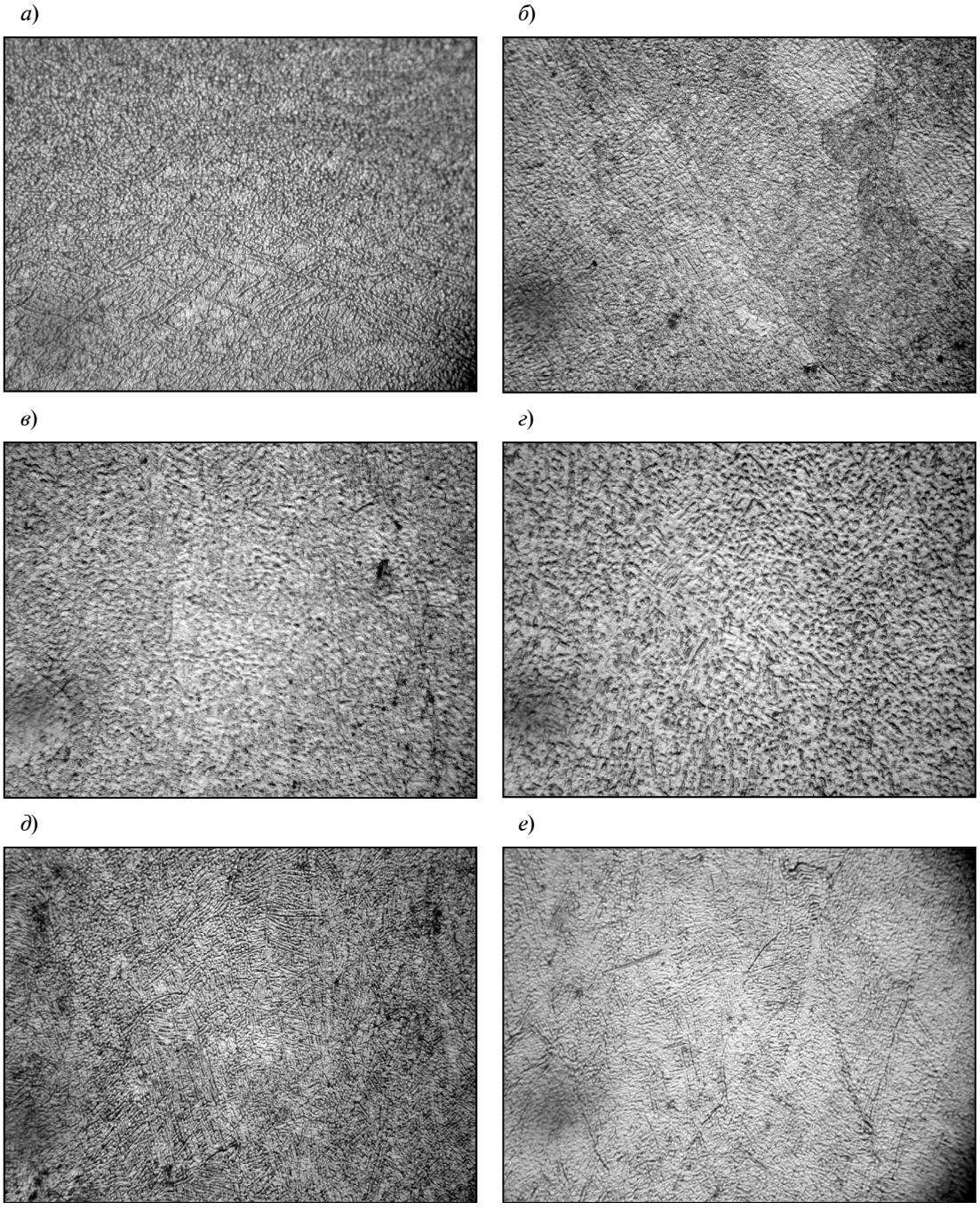

Рис. 7. Микроструктура (× 500) листа толщиной t = 10 мм сплава ВТ23 после различных режимов термической обработки:
закалка от 800 °С 1 час, вода + старение при 450 °С 10 часов (*а*) или при 550 °С 10 часов (*б*);
закалка от 850 °С 1 час, вода + старение при 450 °С 10 часов (*в*) или при 550 °С 10 часов (*г*);
старение без предварительной закалки при 450 °С 10 часов (*д*) или 550 °С 10 часов (*е*);
образец 5, продольное направление)

Fig. 7. Microstructure × 500 of VT23 alloy sheet t = 10 mm after various heat treatment modes: quenching from 800 °C 1 h, water + aging at 450 °C 10 h (*а*) or at 550 °C 10 h (*б*);
quenching from 850 °C 1 h, water + aging at 450 °C 10 h (*в*) or at 550 °C 10 h (*г*);
aging without preliminary quenching at 450 °C 10 h (*д*) or 550 °C 10 h (f, sample 5, longitudinal direction)

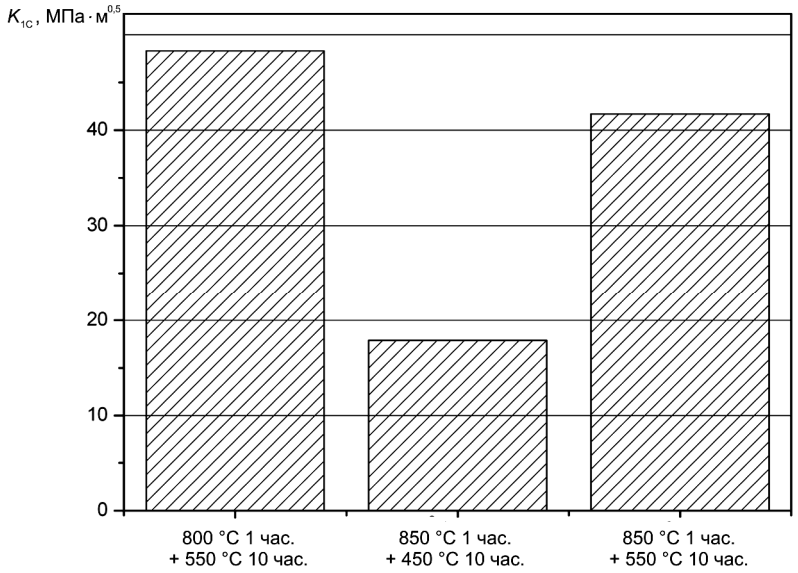

Рис. 8. Вязкость разрушения сплава ВТ23 после термической обработки по различным режимам
Fig. 8. Fracture toughness VT23 alloy after heat treatment with various modes

Из гистограммы видно, что значения коэффициента интенсивности напряжений (K_{1c}) сплава ВТ23 после закалки от разных температур – 800 и 850°С – с последующим одинаковым старением при 550 °С близки. Следовательно, повышение температуры закалки от 800 до 850 °С не приводит к снижению вязкости разрушения сплава ВТ23 и не уменьшает надежность конструкций, изготовленных из такого материала.

Таким образом, результаты оценки вязкости разрушения доказывают обоснованность выбора для сплава ВТ23 температуры предварительной закалки 850 °С. Полученные результаты также показывают, что старение при 450 °С в два раза снижает вязкость разрушения сплава ВТ23, предварительно закаленного от 850 °С, по сравнению со старением при 550 °С (рис. 8).

Учитывая обнаруженную экспериментально большую разницу в значениях механических свойств сплава ВТ23 после старения при температурах 450 и 550 °С с предварительной закалкой как от 800, так и от 850 °С, целесообразно было исследовать промежуточную температуру старения 500 °С. В связи с этим были изучены микроструктура и механические свойства сплава после закалки от выбранной температуры 850 °С и старения при промежуточной температуре 500 °С. Полученные результаты показали, что значения прочностных характеристик сплава ВТ23 после такой термической обработки относительно низкие, а значения пластических характеристик – чрезвычайно низкие: $\sigma_{0,2} = 640$ МПа; $\sigma_в = 670$ МПа; $\delta = 1$ %; $\psi = 0$; $KCU = 15$ Дж/см^2; $HRC = 46{,}5$. В структуре сплава присутствуют: небольшое количество первичной α-фазы, переохлажденная $\beta_м$-фаза и мартенсит без признаков диффузионного распада (рис. 9).

В соответствии с диаграммой изотермического распада сплава ВТ23 температура 500 °С – это температура наибольшей устойчивости переохлаждённой β-фазы. По этой причине старение закаленного сплава при 500 °С в течение 10 часов или не приводит к диффузионному распаду закаленной структуры, или вызывает лишь его начальные стадии. Подтверждением является и высокая твердость ($HRC = 46{,}5$) сплава после термической обработки по такому режиму. Таким образом, использование температуры 500 °С при старении предварительно закаленного сплава ВТ23 нецелесообразно.

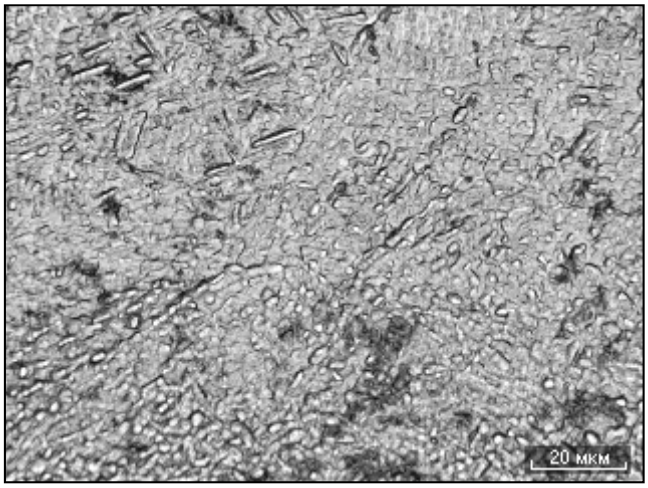

Рис. 9. Микроструктура (× 500) листа толщиной t = 10 мм из сплава ВТ23 после закалки от 850°С и последующего старения при 500 °С

Fig. 9. Microstructure (× 500) of VT23 alloy sheet t = 10 mm after quenching from 850 °C and subsequent aging at 500 °C

Выводы

Установлено, что закалка с последующим старением – более эффективная технологическая операция для сплава ВТ23 по сравнению со старением без предварительной закалки, поскольку позволяет получить значительно более высокий комплекс механических свойств за счет формирования более однородной (α + β)-структуры с равномерным распределением глобулярных включений α-фазы.

Определен диапазон температур при закалке и старении для повышения уровня механических свойств сплава ВТ23. Повышение температуры закалки от 800 до 850 °С способствует увеличению прочностных характеристик сплава при последующем старении в исследованном интервале температур как минимум на 10 % при сохранении пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости на сопоставимом уровне. Повышение температуры старения от 450 до 550 °С после предварительной закалки из интервала температур 800–850 °С приводит к увеличению пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости сплава в 2–4 раза при снижении прочности не более, чем на 10 %.

Определены нецелесообразные температуры закалки и старения. Использование закалки от температур выше 850 °С недопустимо, поскольку приводит к интенсивному росту β-зерна в структуре сплава и резкому снижению пластичности и вязкости. Использование старения при температуре 500 °С после предварительной закалки неэффективно, поскольку требует чрезвычайно длительной выдержки для распада закаленной структуры и получения благоприятных механических свойств.

Наиболее эффективным режимом термической обработки листа сплава ВТ23 (t = 10 мм) является закалка от 850 °С с выдержкой 1 час и охлаждением в воде с последующим старением при 550 °С в течение 10 часов. Такой режим термообработки позволяет получить в сплаве однородную глобулярную (α + β)-структуру и достичь сочетания механических свойств, обеспечивающего высокие прочность, текучесть, твердость и, следовательно, релаксационную стойкость в сочетании с достаточным запасом пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости, а именно: предел прочности $\sigma_в$ – не менее 1300 МПа, предел текучести $\sigma_{0,2}$ – не менее 1200 МПа, относительное удлинение δ – 8–10 %, относительное сужение ψ – 20–25 %, ударная вязкость KCU – не менее 25 Дж/см^2, вязкость разрушения K_{1c} = 41–42 МПа·м^{0,5}, твердость HRC – ~39.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Каблов Е.Н.** Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 8. С. 7–17.

2. **Антипов В.В.** Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 8. С. 157–167.

3. **Матвеев В.В., Ярославский Г.Я., Чайковский Б.С., Кондратьев С.Ю.** Сплавы высокого демпфирования на медной основе. Киев: Наукова думка, 1986. 208 с.

4. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И., Рогожкин В.В.** Концепция карбидного конструирования сталей повышенной хладостойкости // Металловедение и термическая обработка металлов. 2014. № 10 (712). С. 32–38.

5. **Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П., Фукс М.Д., Петров С.Н.** Особенности структурных изменений в жаропрочном сплаве 45Х26Н33С2Б2 при температурах эксплуатации. Сообщение 1: Литое состояние // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2012. № 142. С. 155–163.

6. **Фукс М.Д., Зеленин Ю.В., Кондратьев С.Ю.** Исследование качества металла толстостенных труб из коррозионно-стойких сталей // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 2. С. 36–38.

7. **Фукс М.Д., Орыщенко А.С., Кондратьев С.Ю., Анастасиади Г.П.** Длительная прочность литого жаропрочного сплава 45Х26Н33С2Б2 // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 2012. № 159. С. 92–96.

8. **Колбасников Н.Г., Кондратьев С.Ю.** Структура. Энтропия. Фазовые превращения и свойства металлов / Федеральное агентство по образованию, Санкт-Петербургский гос. политехнический ун-т. СПб. , 2006. 363 с.

9. **Цвиккер У.** Титан и его сплавы. М.: Металлургия, 1979. 509 с.

10. **Хорев А.И.** Титановый сплав ВТ23 и его сравнение с лучшими зарубежными сплавами // Титан. 2006. № 1 (18). С. 47–52.

11. **Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С.** Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М.: ВИЛС-МАТИ, 2009. 520 с.

12. **Хорев А.И.** Комплексно-легированный титановый сплав ВТ23 универсального применения // Технология машиностроения. 2007. № 7. С. 5–11.

13. **Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Изотова А.Ю.** Перспективы разработки новых титановых сплавов // Вестник МГТУ имени Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». Спец. вып. «Перспективные конструкционные материалы и технологии». 2011. С. 60–67.

14. **Путырский С.В., Арисланов А.А., Яковлев А.Л., Ночовная Н.А.** Исследование механических свойств деформированных полуфабрикатов сплавов ВТ23М и ВТ43, оценка их климатической стойкостив условиях арктического климата // Труды ВИАМ. 2018. № 4 (64). С. 101–110.

15. **Яковлев А.Л., Ночовная Н.А.** Влияние термической обработки на свойства листов из высокопрочного титанового сплава ВТ23М // Авиационные материалы и технологии. 2013. № 4. С. 8–13.

16. **Хорев А.И.** Основные научные и практические направления повышения стабильности механических свойств (α+β)-титановых сплавов высокой и сверхвысокой прочности / В сб.: Ti-2010 в СНГ. Екатеринбург, 2010. С. 227–235.

17. **Popov A.A., Illarionov A.G., Korelin A.V.** Formation of structure and properties in titanium alloys of a transition class after warm rolling // Metal Science and Heat Treatment. 2000. Vol. 42. No 9-10. P. 348–352.

18. **Illarionov A.G., Popov A.A., Grib S.V., Elkina O.A.** Special features of formation of omega-phase in titanium alloys due to hardening // Metal Science and Heat Treatment. 2011. Vol. 52. No 9-10. P. 493–498.

19. **Логачев И.А., Разумовский В.И., Разумовский И.М., Косырев К.Л., Логачева А.И.** Разработка теоретической процедуры оценки сбалансированности химического состава жаропрочного титанового сплава нового поколения и создание на этой основе методики оптимизации составов титановых сплавов // Титан. 2012. № 4 (38). С. 27–32.

20. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости хрупкому разрушению перлитных и мартенситных сталей при термическом воздействии на морфологию карбидной фазы // Металловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 22–29.

21. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю., Оленин М.И.** Повышение сопротивляемости разрушению сталей перлитного класса за счет микро и наноструктурной трансформации карбидной фазы при дополнительном отпуске // Заготовительные производства в машиностроении. 2013. № 2. С. 42–48.

22. **Кондратьев С.Ю.** Механические свойства металлов. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2011. 128 с.

23. **Горынин В.И., Кондратьев С.Ю.** Механические свойства металлов. Усталость металлов. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2005. 91 с.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ШВЕЦОВ Олег Викторович – *кандидат технических наук ведущий инженер Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого*
E-mail: shvec_off@mail.ru
КОНДРАТЬЕВ Сергей Юрьевич – *доктор технических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого*
E-mail: petroprom2013@yandex.ru

Дата поступления статьи в редакцию: 09.06.2018 г.

REFERENCES

[1] **Kablov Ye.N.,** Strategicheskiye napravleniya razvitiya materialov i tekhnologiy ikh pererabotki na period do 2030 goda, *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii*. 2012. № 8. S. 7–17. (rus.)

[2] **Antipov V.V.,** Strategiya razvitiya titanovykh, magniyevykh, berilliyevykh i alyuminiyevykh splavov, *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii*. 2012. № 8. S. 157–167. (rus.)

[3] **Matveyev V.V., Yaroslavskiy G.Ya., Chaykovskiy B.S., Kondrat'ev S.Yu.,** Splavy vysokogo dempfirovaniya na mednoy osnove. Kiyev: Naukova dumka, 1986. 208 s. (rus.)

[4] **Gorynin V.I., Kondrat'ev S.Yu., Olenin M.I., Rogozhkin V.V.,** Kontseptsiya karbidnogo konstruirovaniya staley povyshennoy khladostoykosti, *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2014. № 10 (712). S. 32–38. (rus.)

[5] **Oryshchenko A.S., Kondrat'ev S.Yu., Anastasiadi G.P., Fuks M.D., Petrov S.N.,** Osobennosti strukturnykh izmeneniy v zharoprochnom splave 45Kh26N33S2B2 pri temperaturakh ekspluatatsii. Soobshcheniye 1: Litoye sostoyaniye, *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo universiteta*. 2012. № 142. S. 155–163. (rus.)

[6] **Fuks M.D., Zelenin Yu.V., Kondrat'ev S.Yu.,** Issledovaniye kachestva metalla tolstostennykh trub iz korrozionno-stoykikh staley, *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2012. № 2. S. 36–38.

[7] **Fuks M.D., Oryshchenko A.S., Kondrat'ev S.Yu., Anastasiadi G.P.,** Dlitelnaya prochnost litogo zharoprochnogo splava 45Kh26N33S2B2, *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti Sankt-Peterburgskogo gosudarstvennogo politekhnicheskogo universiteta*. 2012. № 159. S. 92–96. (rus.)

[8] **Kolbasnikov N.G., Kondrat'ev S.Yu.,** Struktura. Entropiya. Fazovyye prevrashcheniya i svoystva metallov. Federalnoye agentstvo po obrazovaniyu, SPb.: Sankt-Peterburgskiy Politekhnicheskiy un-ta, 2006. 363 s. (rus.)

[9] **Tsvikker U.** Titan i yego splavy. M.: Metallurgiya, 1979. 509 s. (rus.)

[10] **Khorev A.I.,** Titanovyy splav VT23 i yego sravneniye s luchshimi zarubezhnymi splavami, *Titan*. 2006. № 1 (18). S. 47–52. (rus.)

[11] **Ilin A.A., Kolachev B.A., Polkin I.S.,** Titanovyye splavy. Sostav, struktura, svoystva: Spravochnik. M.: VILS-MATI, 2009. 520 s. (rus.)

[12] **Khorev A.I.,** Kompleksno-legirovannyy titanovyy splav VT23 universalnogo primeneniya, *Tekhnologiya mashinostroyeniya*. 2007. № 7. S. 5–11. (rus.)

[13] **Antashev V.G., Nochovnaya N.A., Shiryayev A.A., Izotova A.Yu.,** Perspektivy razrabotki novykh titanovykh splavov, *Vestnik MGTU im. N.E. Baumana. Ser. «Mashinostroyeniye». Spets. vyp. «Perspektivnyye konstruktsionnyye materialy i tekhnologii»*. 2011. S. 60–67. (rus.)

[14] **Putyrskiy S.V., Arislanov A.A., Yakovlev A.L., Nochovnaya N.A.,** Issledovaniye mekhanicheskikh svoystv deformirovannykh polufabrikatov splavov VT23M i VT43, otsenka ikh klimaticheskoy stoykostiv usloviyakh arkticheskogo klimata, *Trudy VIAM*. 2018. № 4 (64). S. 101–110.

[15] **Yakovlev A.L., Nochovnaya N.A.,** Vliyaniye termicheskoy obrabotki na svoystva listov iz vysokoprochnogo titanovogo splava VT23M, *Aviatsionnyye materialy i tekhnologii*. 2013. № 4. S. 8–13.

[16] **Khorev A.I.,** Osnovnyye nauchnyye i prakticheskiye napravleniya povysheniya stabilnosti mekhanicheskikh svoystv (α+β)-titanovykh splavov vysokoy i sverkhvysokoy prochnosti. *V sb.: Ti-2010 v SNG. Yekaterinburg*, 2010. S. 227–235. (rus.)

[17] **Popov A.A., Illarionov A.G., Korelin A.V.,** Formation of structure and properties in titanium alloys of a transition class after warm rolling, *Metal Science and Heat Treatment.* 2000. Vol. 42. No 9-10. P. 348–352.

[18] **Illarionov A.G., Popov A.A., Grib S.V., Elkina O.A.,** Special features of formation of omega-phase in titanium alloys due to hardening, *Metal Science and Heat Treatment.* 2011. Vol. 52. № 9-10. P. 493–498.

[19] **Logachev I.A., Razumovskiy V.I., Razumovskiy I.M., Kosyrev K.L., Logacheva A.I.,** Razrabotka teoreticheskoy protsedury otsenki sbalansirovannosti khimicheskogo sostava zharoprochnogo titanovogo splava novogo pokoleniya i sozdaniye na etoy osnove metodiki optimizatsii sostavov titanovykh splavov, *Titan*. 2012. № 4 (38). S. 27–32. (rus.)

[20] **Gorynin V.I., Kondrat'ev S.Yu., Olenin M.I.,** Povysheniye soprotivlyayemosti khrupkomu razrusheniyu perlitnykh i martensitnykh staley pri termicheskom vozdeystvii na morfologiyu karbidnoy fazy, *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 22–29. (rus.)

[21] **Gorynin V.I., Kondrat'ev S.Yu., Olenin M.I.,** Povysheniye soprotivlyayemosti razrusheniyu staley perlitnogo klassa za schet mikro i nanostrukturnoy transformatsii karbidnoy fazy pri dopolnitelnom otpuske, *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2013. № 2. S. 42–48. (rus.)

[22] **Kondrat'ev S.Yu.,** Mekhanicheskiye svoystva metallov. SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2011. 128 s. (rus.)

[23] **Gorynin V.I., Kondrat'ev S.Yu.,** Mekhanicheskiye svoystva metallov. Ustalost metallov. SPb.: Izd-vo Politekhn. un-ta, 2005. 91 s. (rus.)

THE AUTHORS

SHVECOV Oleg V. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*
E-mail: shvec_off@mail.ru
KONDRATYEV Sergeii Yu. – *Peter the Great St. Petersburg polytechnic university*
E-mail: petroprom2013@yandex.ru

Received: 09.06.2018

© Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, 2018