

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Научная статья
УДК 669.017
DOI: 10.34759/vst-2023-1-217-226

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ Fe И Ni НА ТЕМПЕРАТУРУ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ФОРМОВКИ СПЛАВА VT14

Мария Николаевна Постникова^{1✉}, Антон Дмитриевич Котов²

^{1,2} Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»,
Москва, Россия

¹ sitkina.m@misis.ru ✉

² kotov@misis.ru

Аннотация. Исследовано влияние легирования элементами с высоким коэффициентом диффузии в титане Fe и Ni на микроструктуру и показатели сверхпластичности сплава Ti-4Al-3Mo-1V-0.1B. Показано, что легирование сплава этими элементами обеспечило необходимое соотношение объемных долей α/β -фаз при пониженных температурах и, следовательно, позволило снизить оптимальную температуру сверхпластической деформации на 100–200 °С, а также удалось повысить предел прочности на 100–250 МПа по сравнению с промышленным сплавом VT14 при небольшом снижении пластичности (на 1–2%).

Ключевые слова: высокопрочные титановые сплавы, сплав VT14, сверхпластичность титановых сплавов, температура сверхпластической деформации, β -стабилизаторы в титановых сплавах

Финансирование: работа выполнена при финансовой поддержке РНФ проекта № 21-79-10380.

Для цитирования: Постникова М.Н., Котов А.Д. Исследование влияния Fe и Ni на температуру сверхпластической формовки сплава VT14 // Вестник Московского авиационного института. 2023. Т. 30. № 1. С. 217–226. DOI: 10.34759/vst-2023-1-217-226

METALLURGY AND MATERIAL SCIENCE

Original article

THE STUDY OF THE Fe AND Ni EFFECT ON THE TEMPERATURE OF THE VT14 ALLOY SUPERPLASTIC MOULDING

Maria N. Postnikova¹✉, Anton D. Kotov²

^{1,2}The National university of science and technology “MISIS”,
Moscow, Russia

¹sitkina.m@isis.ru ✉

²kotov@isis.ru

Abstract. The complex goal of the research consisted in reducing the superplastic moulding temperature of the VT14 alloy by alloying with β -stabilizers with a high diffusion coefficient, which effectively lower the temperature of the $\beta \rightarrow \alpha$ phase transformation to achieve optimal phase ratio under low temperature conditions. Fe and Ni with the high diffusion coefficient in the β -phase were selected as alloying elements. As the result, the effect of alloying by the β -stabilizers of various concentration on the microstructure evolution, indicators of superplasticity, as well as on mechanical properties at the indoor temperature are being studied.

The alloys under study were additionally alloyed by the minor additive of boron (up to 0.1 wt.%) to enhance mechanical and technological characteristics by the fine crushing of the grain structure in the presence of the dispersed TiB particles while the molten crystallization, as well as while thermo-mechanical treatment. The results of the microstructure evolution analysis while annealing in the temperature range of 625–850 °C revealed that the Fe content growing from 0.5 to 2% and Ni from 0.5 to 1.8% led to the β -phase volume fraction growth, and, hence, shifting of the optimal temperature range to the lower temperatures.

Analysis of the uniaxial tension tests results with $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ velocity in the temperature range of 625–775 °C revealed that due to the β -phase temperature reduction and diffusion coefficient increase, the increase in the Fe and Ni content significantly improved the superplasticity indicators. Superplastic deformation of the modified alloys was characterized by the high values of the strain rate sensitivity coefficient $m = 0.45\text{--}0.5$ for the alloys with Fe and $m = 0.5\text{--}0.6$ for the alloys with Ni, as well as with high relative elongation of 500–1000% at the twice as low flow stress compared to the alloy without additives. It was demonstrated as well that alloying by 0.9% Ni and 0.5% Fe was quite enough for ensuring high relative elongations and indicator $m = 0.5$ at the deformation temperatures of 700–775 °C, and temperature reduction to 625 °C, required concentration increasing of Ni up to 1.8% and Fe up to 2%.

Alloying allowed increasing the level of mechanical properties at the indoor temperature after the superplastic deformation at the temperature of 775 °C with the rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. The increase of the β -stabilizers content contributed to the strength margin and yield stress margin by 100–250 MP, as well as minor plasticity reduction relative to the industrial VT14 alloy.

As the result, optimal alloys contents, with increased strength properties at minor plasticity reduction, and characterized by the high superplastic indicators under conditions of the lower temperatures (625–700°C) were proposed. These alloys are Ti-4Al-3Mo-1V-0.9Ni-0.1B and Ti-4Al-3Mo-1V-0.1B-0.5Fe-0.1B.

Keywords: high-strength titanium alloys, VT14 alloy, superplasticity of titanium alloys, superplastic deformation temperature, β -stabilizers in titanium alloys

Funding: the work was supported by the Russian Science Foundation № 21-79-10380.

For citation: Postnikova M.N., Kotov A.D. The Study of the Fe and Ni Effect on the Temperature of the VT14 Alloy Superplastic Moulding. *Aerospace MAI Journal*, 2023, vol. 30, no. 1, pp. 217–226. DOI: 10.34759/vst-2023-1-217-226

Введение

Высокопрочные титановые сплавы широко применяются в авиационной промышленности в связи с их уникальным комплексом механических и физических характеристик, а также благодаря высокой коррозионной стойкости [1–3]. Первые конструкционные сплавы, такие как ВТ5, ВТ6, ОТ4, применяемые в авиационной промышленности, характеризовались пределом прочности от 700 до 950 МПа [4]. В настоящий момент предел прочности применяемых титановых сплавов в конструкциях ракет- и авиационных достигают 1000–1300 МПа. К таким сплавам относятся ВТ23М, ВТ32, ВТ14, ВТ22. Высокий уровень механических характеристик данных сплавов обеспечивается не только путем оптимизации составов новых сплавов, но и разработкой новых технологических режимов получения листовых материалов и методов их термомеханической обработки. Для получения изделий из таких сложнодеформируемых титановых сплавов в режиме сверхпластичности применяют метод сверхпластической формовки (СПФ) [2], а также совмещенный процесс диффузионной сварки с пневмотермической формовкой (ПТФ/ДФ) [5].

Сплав ВТ14 является перспективным сплавом для метода СПФ, который применяется для получения деталей конструкции самолетов: сотовые панели, штамповки, плиты, а также для изготовления газотурбинных двигателей. Однако сверхпластичность он проявляет в интервале температур от 820 до 1000 °С [2, 6], а повышенные температуры СПФ, нагрев до которых требует высоких затрат электроэнергии, сопровождаются преждевременным износом формовочного оборудования и матрицы. Более того, СПФ деталей из титановых сплавов в условиях высоких температур затрудняет получение необходимого качества их поверхности в связи с неизбежной активизацией окислительных процессов [7].

Таким образом, снижение температуры СПФ путем оптимизации составов уже используе-

мых промышленных сплавов при сохранении требуемого уровня механических свойств при комнатной температуре является актуальной задачей. Оптимизация состава промышленного сплава ВТ14 возможна за счет дополнительного легирования β -стабилизирующими элементами, позволяющими формировать микроструктуру с большей объемной долей β -фазы и оптимальным соотношением α/β -фаз в условиях пониженных температур [8, 9].

В данной работе в качестве легирующих элементов были выбраны Fe и Ni, которые не только понижают температуру β -трансуса, но и обладают высокой диффузионной способностью в титане, что также может способствовать снижению температур сверхпластической деформации (формовки) [9–12].

Не менее важным фактором, влияющим на температуру сверхпластической формовки и параметры сверхпластичности, такие как напряжение течения и показатель скоростной чувствительности m , является размер зерен исходной микроструктуры [6, 13–15]. Следовательно, комплексное легирование элементами, повышающими коэффициент диффузии сплавов, способствующими снижению температуры β -трансуса и измельчению зеренной структуры, может обеспечить высокие показатели сверхпластичности в условиях пониженных температур [16–18]. Также одним из эффективных модификаторов, обеспечивающих измельчение зерен в процессе кристаллизации слитков и их последующей термомеханической обработки, является добавка бора [19–22].

Методика получения объектов исследования

Для решения поставленной задачи были выбраны составы и получены сплавы с разной концентрацией Fe и Ni и добавкой 0,1 масс.% бора, составы которых в массовых и атомных процентах представлены в табл. 1.

Слитки исследуемых сплавов получали в вакуумной печи путем аргонодуговой плавки и по-

Таблица 1

Химический состав исследуемых сплавов (масс./ат.%)

Сплав	Al	Mo	V	Fe	Ni	B	Ti
0Fe(0Ni)	3,7/6,5	2,9/1,4	1,2/1,1	–	–	0,1/0,4	ост.
0,5Fe	3,8/6,6	2,8/1,4	1,0/0,9	0,5/0,4	–	0,1/0,4	ост.
0,5Ni	3,6/6,3	2,8/1,4	1,1/1,0	–	0,5/0,4	0,1/0,4	ост.
1Fe	3,6/6,3	2,7/1,3	1,1/1,0	1,0/0,8	–	0,1/0,4	ост.
0,9Ni	3,7/6,5	2,7/1,3	1,0/0,9	–	0,9/0,7	0,1/0,4	ост.
2Fe	3,7/6,5	2,9/1,4	1,2/1,1	2,0/1,7	–	0,1/0,4	ост.
1,8Ni	3,8/6,7	3,1/1,4	1,1/1,0	–	1,8/1,4	0,1/0,4	ост.

следующей разливки в медную водоохлаждаемую изложницу. Термическая обработка полученных слитков заключалась в проведении отжига при температуре 800 °С в течение 1 часа с последующим нагревом выше температуры β-трансуса и закалкой в холодную воду с целью формирования мартенситной структуры в теле β-зерен. После закалки слитки подвергались горячей деформации в двухфазной (α+β)-области с 10 до 1 мм.

Определение химического состава и аттестацию микроструктуры после литья и термомеханической обработки проводили методом сканирующей электронной микроскопии в Tescan Vega 3-LMN, оснащенном энергодисперсионным детектором. Образцы для электронной и оптической микроскопии подготавливали механической шлифовкой и полировкой на специальной суспензии. Фазовый состав определяли методом рентгенофазового анализа (РФА) на дифрактометре Bruker D8 Advance с Cu-K_α-излучением. Для РФА-анализа использовали плоскопараллельные образцы, вырезанные из горячекатаных листов исследуемых сплавов в направлении оси деформации. Образцы для РФА-анализа готовили методом шлифовки и последующей полировки с целью удаления альфированного слоя, формирующегося в результате горячей прокатки. Температуры β-трансуса определялись методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

Изучение эволюции и определение параметров микроструктуры, таких как средний размер зерен и объемная доля α- и β-фаз, проводили после вакуумного отжига в течение 30 минут при температурах 625–850 °С с последующим охлаждением в воде. Определение объемной доли фаз и равновесных значений температур β-трансуса также проводилось путем термодинамических расчетов в программе Thermo-Calc с использованием базы ТТТЗ.

Для определения показателей сверхпластичности в исследуемом интервале температур

(625–775 °С) были вырезаны стандартные образцы с размерами рабочей части 14×6×1 мм³. Испытания на одноосное растяжение с постоянной скоростью и с пошаговым снижением скорости деформации проводились на универсальной испытательной машине Walter Bai LFM-100, оснащенной печью с подачей аргона. Образцы на растяжение предварительно нагревали и выдерживали при температуре испытания в течение 30 минут. Механические характеристики определялись путем одноосного растяжения образцов с размерами рабочей части 30×6×1 мм³ на универсальной испытательной машине Zwick Z250 после сверхпластической деформации.

Анализ полученных результатов

Химический и фазовый состав исследуемых сплавов

Согласно рис. 1, на котором представлены результаты ДСК анализа и термодинамических расчетов, экспериментальные и теоретические значения β-трансуса снижались с увеличением концентрации Fe и Ni более чем на 40 °С по сравнению с немодифицированным сплавом 0Fe (0Ni). При увеличении концентрации Fe до 2% температура β-трансуса составила 887 °С и 883 °С по результатам ДСК и Thermo-Calc соответственно. Аналогичное снижение наблюдали и в сплавах с концентрацией никеля от 0,5 до 1,8%. Минимальная температура β-трансуса (890 °С согласно ДСК-анализу и 887 °С согласно термодинамическим расчетам) соответствовала сплаву 1.8Ni, в то время как для сплава 0Fe (0Ni) температура β-трансуса составила 922 °С.

Параметры микроструктуры после термомеханической обработки

Микроструктура исследованных сплавов после термомеханической обработки представлена на рис. 2. Закалка из β-области и последующая го-

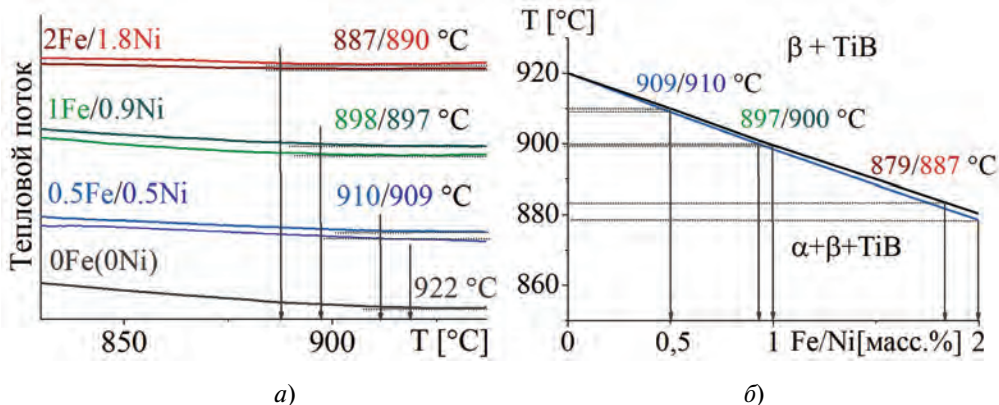


Рис. 1. Данные ДСК-анализа (а) и политермические разрезы фазовых диаграмм Ti-4Al-3Mo-1V-xFe/Ni-0,1B (б)

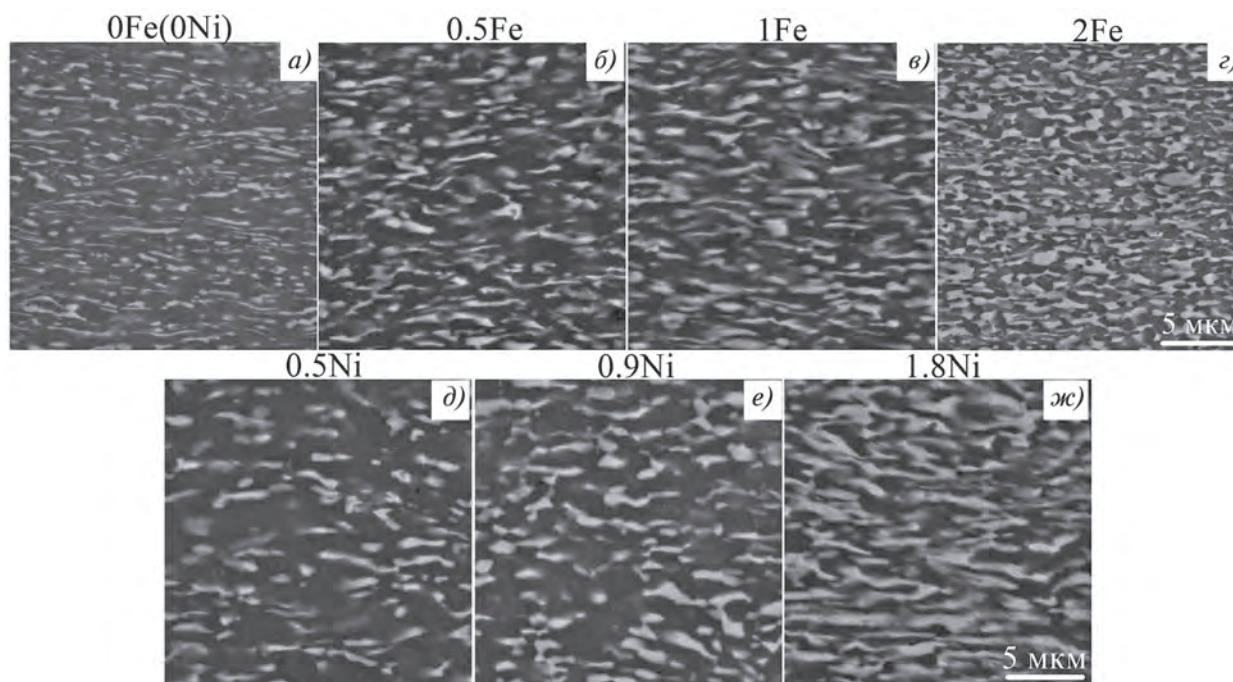


Рис. 2. Микроструктура сплавов 0Fe (0Ni) (а); 0,5Fe (б); 1Fe (в); 2Fe (г); 0,5Ni (д); 0,9Ni (е); 1,8Ni (ж) после горячей прокатки при температуре 750 °С

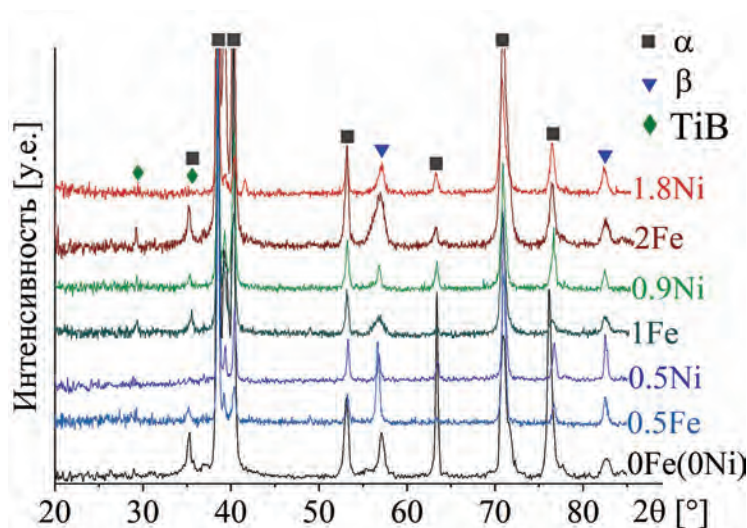


Рис. 3. РФА сплавов 0Fe (0Ni), 0,5Fe, 1Fe, 2Fe, 0,5Ni, 0,9Ni, 1,8Ni после горячей прокатки при температуре 750 °С

рячая прокатка в (α+β)-области способствовали формированию ультрамелкозернистой структуры с вытянутыми в направлении прокатки зёрнами. Согласно результатам РФА исследуемые сплавы (см. табл. 1) характеризуются наличием α- и β-фаз и фазы TiB (рис. 3). Фаза TiB, образующаяся согласно политермическим разрезам фазовых диаграмм Ti-4Al-3Mo-1V-xFe/Ni-0,1B (см. рис. 1,б), характеризовалась слабым дифракционным пиком на рентгенограммах всех сплавов, что связано с ее малой объемной долей (1–1,5%). Средние значения размеров зёрен α- и β-фазы вдоль направления горячей прокатки (L_{\parallel}) и поперек (L_{\perp}) представлены в табл. 2.

Таблица 2

Средний размер зёрен α-, β-фаз вдоль (L_{\parallel}) и поперек (L_{\perp}) направления горячей прокатки при температуре 750 °С

Сплав	α [мкм]			β [мкм]		
	L_{\parallel}	L_{\perp}	L_{\perp}/L_{\parallel}	L_{\parallel}	L_{\perp}	L_{\perp}/L_{\parallel}
0Fe	0,9 ± 0,1	0,4 ± 0,1	0,5	1,0 ± 0,1	0,3 ± 0,1	0,3
0.5Fe	1,1 ± 0,1	0,6 ± 0,1	0,6	1,0 ± 0,1	0,4 ± 0,1	0,4
1Fe	1,2 ± 0,1	0,6 ± 0,1	0,5	0,9 ± 0,1	0,4 ± 0,1	0,5
2Fe	0,8 ± 0,1	0,5 ± 0,1	0,6	0,8 ± 0,1	0,5 ± 0,1	0,7
0.5Ni	2,1 ± 0,1	1,2 ± 0,1	0,6	1,3 ± 0,1	0,4 ± 0,1	0,3
0.9Ni	2,2 ± 0,1	1,3 ± 0,1	0,6	1,4 ± 0,1	0,6 ± 0,1	0,4
1.8Ni	1,7 ± 0,1	0,6 ± 0,1	0,4	1,1 ± 0,1	0,3 ± 0,1	0,3

Легирование Fe незначительно повлияло на размер зёрен после термомеханической обработ-

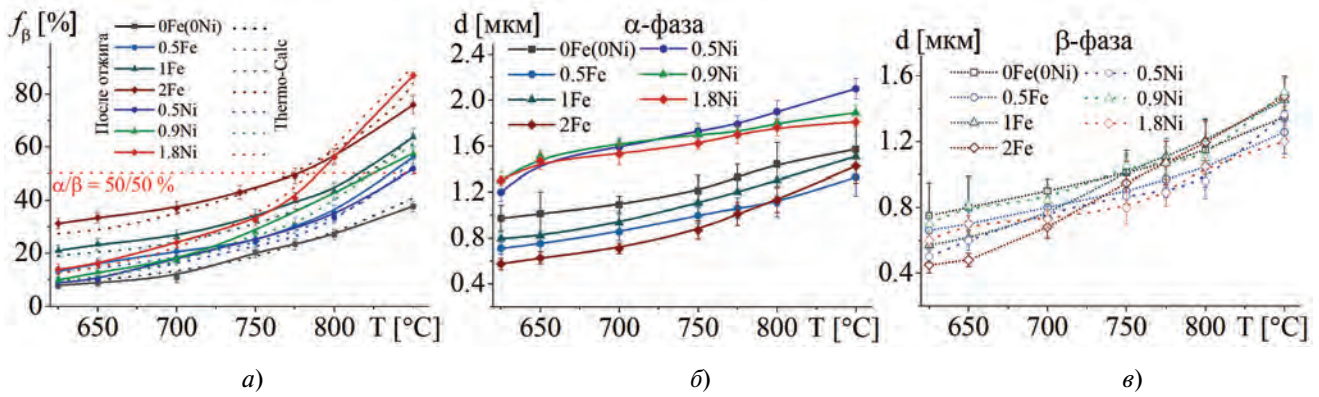


Рис. 4. Объемная доля β -фазы (а) и средние размеры зерен α -фазы (б) и β -фазы (в) в зависимости от температуры вакуумного отжига

ки. Средний размер зерен α -фазы: вдоль направления деформации — в интервале 0,8–1,2 мкм (L_{\parallel}), поперек — в интервале 0,4–0,6 мкм (L_{\perp}); для β -фазы — в интервалах 0,8–1 мкм (L_{\parallel}) и 0,3–0,5 (L_{\perp}) соответственно. В сплавах 0,5–1,8Ni с увеличением содержания Ni наблюдается сильный рост зерен α -фазы с $0,9 \pm 0,1$ до $2,2 \pm 0,1$ мкм в направлении L_{\parallel} и с $0,4 \pm 0,1$ до $1,3 \pm 0,1$ мкм — в направлении L_{\perp} ; при этом средний размер зерен β -фазы увеличивается до $1,3 \pm 0,1$ мкм (L_{\parallel}) и до $0,6 \pm 0,1$ мкм (L_{\perp}) соответственно.

Объемные доли α - и β -фаз и размеры зерен исследуемых сплавов были измерены в интервале температур 625–850 °C после отжига в вакуумной печи и последующей закалки в воде (рис. 4). Повышение концентрации Fe и Ni в сплавах 0,5–2Fe и 0,5–1,8Ni способствовало увеличению объемной доли β -фазы во всем температурном интервале (рис. 4,а). Таким образом, ожидаемый температурный диапазон оптимальной объемной доли β -фазы (~40–60%) сместился в сторону более низких температур с увеличением содержания β -стабилизаторов.

Последовательное увеличение температуры отжига способствовало формированию равноосной мелкозернистой структуры со средним размером зерен от 0,6 до 1,4 мкм для α -фазы и от 0,4 до 1,4 мкм — для β -фазы в сплавах, легированных Fe (рис. 4,б,в). В отличие от сплавов с Fe, в сплавах с Ni средний размер зерен увеличился более сильно и составил от 1,0 до 2,0 мкм для α -фазы и от 0,5 до 1,3 мкм — для β -фазы в зависимости от концентрации никеля, что объясняется большей диффузионной способностью данного элемента.

Показатели сверхпластичности

На рис. 5,а–в представлены зависимости напряжения течения (пунктирные линии) и показателя

скоростной чувствительности m (сплошные линии) от скорости деформации в интервале температур 625–775 °C, построенные по результатам испытаний с пошаговым уменьшением скорости от 5×10^{-2} до $5 \times 10^{-5} \text{ c}^{-1}$ (шаг 1,5). Согласно полученным зависимостям максимальные значения показателя m исследуемых сплавов находятся в интервале скоростей $(0,5–2) \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, поэтому скорость $1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ была выбрана для проведения испытаний на одноосное растяжение с постоянной скоростью деформации.

Легирование Fe и Ni позволило увеличить относительное удлинение с 200–350% до 500–1000% (рис. 6,а–б) и снизить напряжение течения в 1,5–2 раза в исследуемом интервале температур в сравнении со сплавом без добавок (см. рис. 5,з–е). Наименьшее напряжение течения, которое не превысило 20 МПа, в сочетании с высоким удлинением до разрушения (более чем 2,0 истинной деформации), соответствовало деформации сплава с 1,8% Ni при температуре 775 °C. Высокие значения удлинения обеспечивают и сплавы с меньшей концентрацией никеля, а также все железосодержащие сплавы при данной температуре, в отличие от сплава ВТ14, степень деформации до разрушения которого не превышает 1,5. Сплавы с 0,9–1,8% Ni и с 1–2% Fe сохраняют высокие значения показателя m (0,5–0,55 и 0,4–0,45) даже при более низкой температуре испытания 700 °C, а для сплава с 1,8% Ni показатель m составляет 0,5 и при 625 °C. Сплав, дополнительно легированный только малой добавкой бора (0Fe(0Ni)), также демонстрирует напряжения в два раза ниже по сравнению с промышленным немодифицированным сплавом в процессе сверхпластической деформации при температуре 775 °C (см. рис. 5,е).

Анализ изменения параметра скоростной чувствительности m был проведен при 700 °C (рис. 7,а)

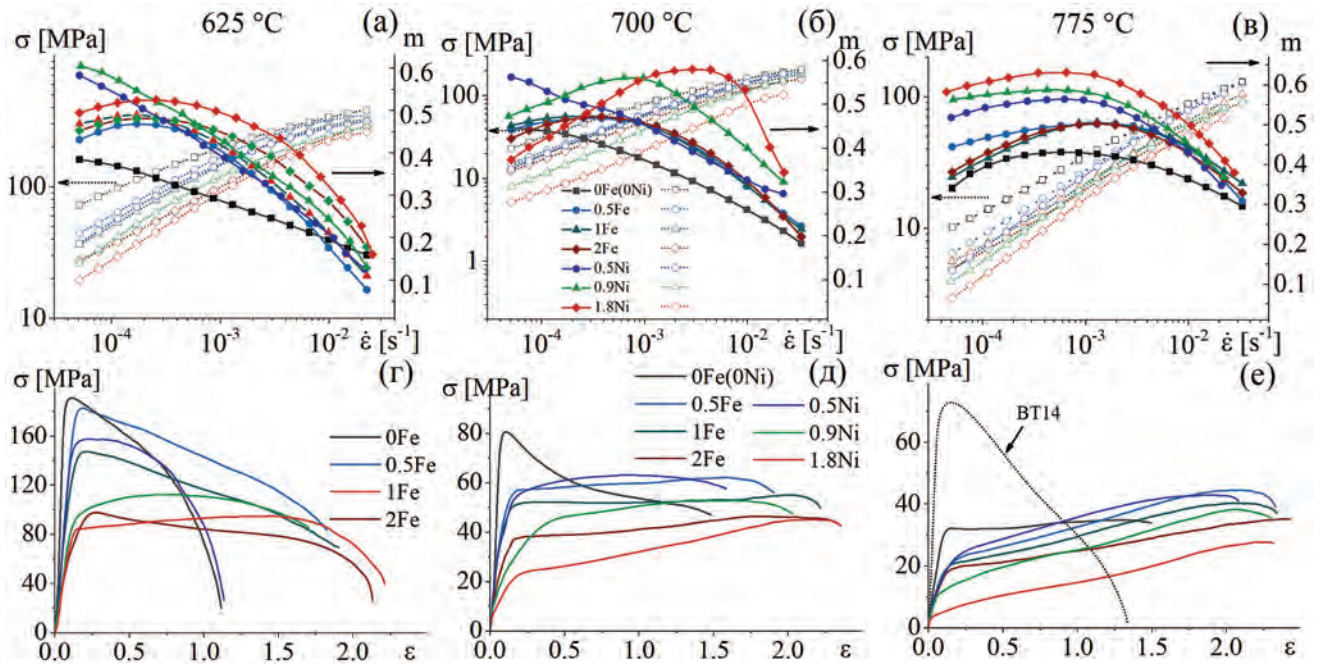


Рис. 5. Скоростная зависимость показателя скоростной чувствительности m (сплошные линии) и напряжения течения (пунктирные линии) и кривые растяжения, полученные в результате одноосного растяжения с постоянной скоростью деформации $1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ при температурах 625 °C (а,с), 700 °C (б,д), 775 °C (в,е)

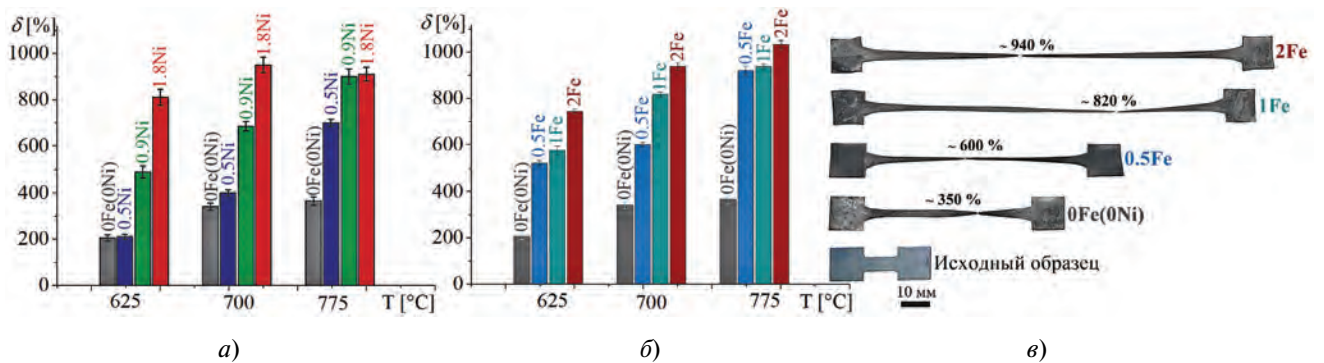


Рис. 6. Температурная зависимость относительных удлинений сплавов 0–1.8% Ni (а), 0–2% Fe (б) в интервале 625–775 °C и внешний вид образцов сплавов 0–2% Fe после сверхпластической деформации со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ при 700 °C (в)

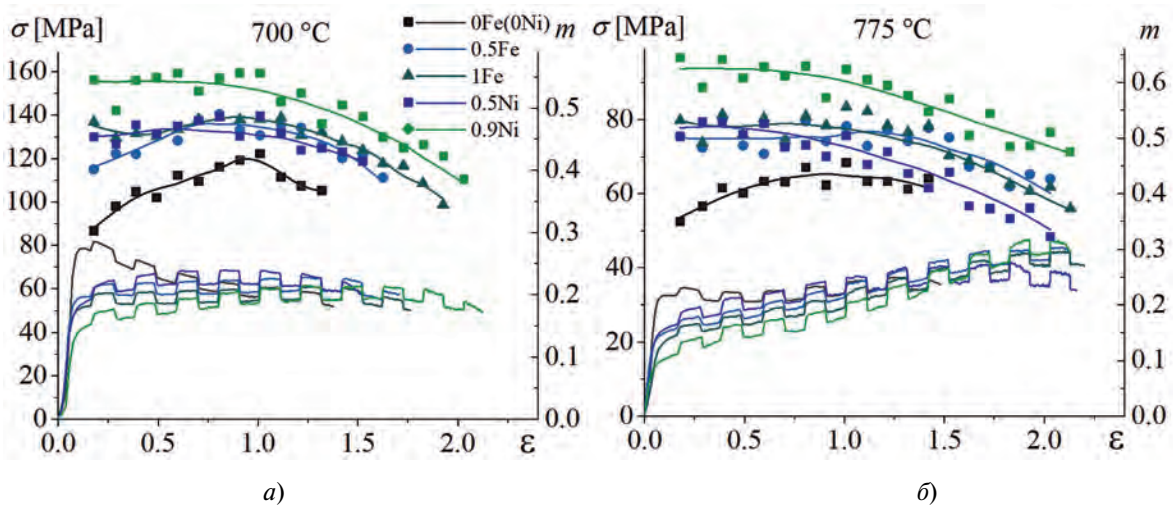


Рис. 7. Кривые деформации и зависимость показателя m от степени деформации при одноосном растяжении по ASTM стандарту с номинальной скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ c}^{-1}$

и 775 °С (рис. 7,б) в процессе сверхпластической деформации со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. В случае сплава 0Fe (0Ni) m возрастает с 0,3 до 0,4 при сверхпластической деформации до 1,0 и затем снижается до 0,35 и до 0,38 с последующим увеличением степени деформации до 1,2 и 1,5 при температурах 700 °С и 775 °С соответственно. Легирование 0,5–1% Fe и 0,5% Ni обеспечивает значение показателя m , находящееся в интервале 0,4–0,45 при 700 °С и 0,45–0,5 при 775 °С при деформации до 1,5, которое затем снижается на 0,1 при увеличении степени деформации до разрушения. В сплаве 0,9Ni показатель m снижается с 0,55 до 0,4 при 700 °С и с 0,6 до 0,5 при 775 °С с увеличением степени деформации до 2,0.

Механические свойства при комнатной температуре

Механические свойства при комнатной температуре были определены для сплавов 0Fe(0Ni), 0,5Fe, 0,5Ni, 1Fe, 0,9Ni и 2Fe после сверхпластической деформации до степени 0,69 со скоростью $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ при температуре 775 °С. Для сплава 1,8Ni испытания на одноосное растяжение при комнатной температуре не проводились в связи с возможным образованием в структуре при термомеханической обработке хрупкой интерметаллидной фазы Ti_2Ni .

Анализ полученных характеристик, представленных в табл. 3, показал, что легирование промышленного сплава BT14 2% Fe и 0,9% Ni приводит к повышению предела текучести с 772 МПа до 960 и 885 МПа и предела прочности с 990 МПа до 1055 и 1022 МПа соответственно.

Таблица 3

Механические свойства исследованных сплавов при комнатной температуре

Сплав	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
0Fe(0Ni)	865 ± 7	740 ± 5	8.1 ± 0.5
BT14	860 ± 17	770 ± 15	6.5 ± 0.6
0.5Fe	990 ± 8	830 ± 7	7.6 ± 0.4
1Fe	1010 ± 7	885 ± 6	5.5 ± 0.4
2Fe	1055 ± 9	960 ± 5	6.2 ± 0.6
0.5Ni	875 ± 8	790 ± 7	6.4 ± 0.6
0.9Ni	1020 ± 6	885 ± 8	6.6 ± 0.5

Добавка 0,1% В позволила повысить относительное удлинение с 6,5 до 8,1% при незначительном снижении предела текучести с 772 ± 15 МПа до 740 ± 5 МПа; предел прочности остался на том же уровне. Таким образом, оптимальными с точки зрения высокой прочности и незначительной потери пластичности относительно сплава BT14 являются сплавы с добавками 0,5% Fe и 0,9% Ni.

Выводы

Исследовано влияние добавок Fe и Ni на показатели сверхпластичности и эволюцию микроструктуры в интервале температур 625–775 °С сплава BT14. Показано, что добавки 0,5–2% Fe и 0,5–1,8% Ni значительно улучшают показатели сверхпластичности при пониженных температурах, а также обеспечивают высокие значения механических свойств при комнатной температуре. Сверхпластическая деформация модифицированных сплавов в интервале температур 625–775 °С характеризовалась высокими значениями показателя скоростной чувствительности m 0,45–0,5 для сплавов с Fe и 0,5–0,6 — для сплавов с Ni, а также высокими относительными удлинениями 500–1000% при вдвое более низком напряжении течения по сравнению со сплавом без добавок. В результате определены наиболее перспективные с точки зрения сочетания комплекса механических свойств при комнатной температуре и низкотемпературной сверхпластичности составы сплавов: Ti-4Al-3Mo-1V-0,9Ni-0,1B и Ti-4Al-3Mo-1V-0,1B-0,5Fe-0,1B.

Список источников

1. *Leyens C., Peters M.* Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications. — Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003, pp. 245–261. DOI:10.1002/3527602119
2. *Giuliano G.* Superplastic Forming of Advanced Metallic Materials: Methods and Applications. — Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2011, pp. 34–48.
3. *Zhang K.F., Jiang S.S.* 5.18 — Superplastic Forming // Comprehensive Materials Processing. 2014. Vol. 5, pp. 371–392. DOI: 10.1016/B978-0-08-096532-1.00527-6
4. *Путырский С.В., Яковлев А.Л., Ночовная А.Н.* Преимущества и применение высокопрочных титановых сплавов и перспективные направления при разработке новых // Вестник машиностроения. 2018. № 7. С. 68–71.
5. *Колесников А.В., Колесник А.В., Заболотский А.П.* Пневмотермическая формовка трёхслойных клиновидных панелей из титанового сплава BT20 // Вестник Московского авиационного института. 2017. Т. 24. № 3. С. 155–161.
6. *Nieh T.G., Wadsworth J., Sherby O.D.* Superplasticity in metals and ceramics. — Cambridge University Press, 1997. — 288 p.
7. *Солдатенко И.В.* К вопросу о контроле качества полупроизводства из титановых сплавов // Вестник Московского авиационного института. 2016. Т. 23. № 4. С. 189–194.
8. *Klimenko D.N., Ozerov M., Santharam S. et al.* Microstructure Evolution and Properties of Ti-6Al-4V Alloy Doped with Fe and Mo during Deformation at 800 °C // Defect and Diffusion Forum. 2018. Vol. 385, pp. 144–149. DOI 10.4028/www.scientific.net/DDF.385.144
9. *Mikhaylovskaya A.V., Mosleh A.O., Mestre-Rinn P. et al.* High-strength titanium-based alloy for low-temperature

- superplastic forming // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2021. Vol. 52, pp. 293–302. DOI: 10.1007/s11661-020-06058-8
10. Alabort E., Barba D., Shagiev M.R. et al. Alloys-By-Design: Application to Titanium Alloys for Optimal Superplasticity // *Acta Materialia*. 2019. Vol. 178, pp. 275–287. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.07.026
 11. Koike J., Shimoyama Y., Fujii H., Maruyama K. Characterization of Superplasticity in Ti-5.5Al-1Fe Alloys // *Scripta Materialia*. 1998. Vol. 39. No. 8, pp. 1009–1014. DOI: 10.1016/S1359-6462(98)00286-3
 12. Prada B.H., Mukhopadhyay J., Mukherjee A.K. Effect of Strain and Temperature in a Superplastic Ni-Modified Ti-6Al-4V Alloy // *Materials Transactions JIM*. 1990. Vol. 31. No. 3, pp. 200–206. DOI: 10.2320/matertrans1989.31.200
 13. Kotov A.D., Postnikova M.N., Mosleh A.O. et al. Microstructure and Superplastic Behavior of Ni-Modified Ti-Al-Mo-V Alloys // *Metals*. 2022. Vol. 12. No. 5: 741. DOI: 10.3390/met12050741
 14. Kotov A.D., Postnikova M.N., Mosleh A.O., Mikhaylovskaya A.V. Influence of Fe on the Microstructure, Superplasticity and Room-Temperature Mechanical Properties of Ti-4Al-3Mo-1V-0.1B Alloy // *Materials Science and Engineering A*. 2022. Vol. 845: 143245. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143245
 15. Langdon T.G. Seventy-Five Years of Superplasticity: Historic Developments and New Opportunities // *Journal of Materials Science*. 2009. Vol. 44. No. 22, pp. 5998–6010. DOI: 10.1007/s10853-009-3780-5
 16. Zhrebtsov S.V., Kudryavtsev E.A., Salishchev G.A. et al. Microstructure Evolution and Mechanical Behavior of Ultrafine Ti-6Al-4V during Low-Temperature Superplastic Deformation // *Acta Materialia*. 2016. Vol. 121, pp. 152–163. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.09.003
 17. Kawasaki M., Langdon T.G. Superplasticity in ultrafine-grained Materials // *Reviews on Advanced Materials Science*. 2018. Vol. 54. No. 1, pp. 46–55. DOI: 10.1515/rams-2018-0019
 18. Tamirisakandala S., Bhat R.B., Tiley J.S., Miracle D. Grain Refinement of Cast Titanium Alloys via Trace Boron Addition // *Scripta Materialia*. 2005. Vol. 53. No. 12, pp. 1421–1426. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.08.020
 19. Singh G., Ramamurty U. Boron Modified Titanium Alloys // *Progress in Materials Science*. 2020. Vol. 111: 100653. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100653
 20. Imayev V.M., Gaisin R.A., Imayev R.M. Effect of Boron Additions and Processing on Microstructure and Mechanical Properties of a Titanium Alloy Ti-6.5Al-3.3Mo-0.3Si // *Materials Science and Engineering: A*. 2015. Vol. 641, pp. 71–83. DOI: 10.1016/j.msea.2015.06.033
 21. Roy S., Suwas S. Deformation Mechanisms during Superplastic Testing of Ti-6Al-4V-0.1B Alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2013. Vol. 574, pp. 205–217. DOI: 10.1016/j.msea.2013.03.013
 22. Morsi K., Patel V.V. Processing and Properties of Titanium-Titanium Boride (TiB_w) Matrix Composites — A Review // *Journal of Materials Science*. 2007. Vol. 42, pp. 2037–2047. DOI: 10.1007/s10853-006-0776-2
 2. Giuliano G. *Superplastic Forming of Advanced Metallic Materials: Methods and Applications*. Woodhead Publishing Series in Metals and Surface Engineering, 2011, pp. 34–48.
 3. Zhang K.F., Jiang S.S. 5.18 — Superplastic Forming. *Comprehensive Materials Processing*, 2014, vol. 5, pp. 371–392. DOI: 10.1016/B978-0-08-096532-1.00527-6
 4. Putyrskii S.V., Yakovlev A.L., Nochovnaya A.N. *Vestnik mashinostroeniya*, 2018, no. 7, pp. 68–71.
 5. Kolesnikov A.V., Kolesnik A.V., Zabolotskii A.P. Pneumothermal molding of sandwich wedge-like panels from titanium alloy VT20. *Aerospace MAI Journal*, 2017, vol. 24, no. 3, pp. 155–161.
 6. Nieh T.G., Wadsworth J., Sherby O.D. *Superplasticity in metals and ceramics*. Cambridge University Press, 1997, 288 p.
 7. Soldatenko I.V. On titanium alloys semiproducts quality control. *Aerospace MAI Journal*, 2016, vol. 23, no. 4, pp. 189–194.
 8. Klimenko D.N., Ozerov M., Santharam S. et al. Microstructure Evolution and Properties of Ti-6Al-4V Alloy Doped with Fe and Mo during Deformation at 800°C. *Defect and Diffusion Forum*, 2018, vol. 385, pp. 144–149. DOI 10.4028/www.scientific.net/DDF.385.144
 9. Mikhaylovskaya A.V., Mosleh A.O., Mestre-Rinn P. et al. High-strength titanium-based alloy for low-temperature superplastic forming. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2021, vol. 52, pp. 293–302. DOI: 10.1007/s11661-020-06058-8
 10. Alabort E., Barba D., Shagiev M.R. et al. Alloys-By-Design: Application to Titanium Alloys for Optimal Superplasticity. *Acta Materialia*, 2019, vol. 178, pp. 275–287. DOI: 10.1016/j.actamat.2019.07.026
 11. Koike J., Shimoyama Y., Fujii H., Maruyama K. Characterization of Superplasticity in Ti-5.5Al-1Fe Alloys. *Scripta Materialia*, 1998, vol. 39, no. 8, pp. 1009–1014. DOI: 10.1016/S1359-6462(98)00286-3
 12. Prada B.H., Mukhopadhyay J., Mukherjee A.K. Effect of Strain and Temperature in a Superplastic Ni-Modified Ti-6Al-4V Alloy. *Materials Transactions JIM*, 1990, vol. 31, no. 3, pp. 200–206. DOI: 10.2320/matertrans1989.31.200
 13. Kotov A.D., Postnikova M.N., Mosleh A.O. et al. Microstructure and Superplastic Behavior of Ni-Modified Ti-Al-Mo-V Alloys. *Metals*, 2022, vol. 12, no. 5: 741. DOI: 10.3390/met12050741
 14. Kotov A.D., Postnikova M.N., Mosleh A.O., Mikhaylovskaya A.V. Influence of Fe on the Microstructure, Superplasticity and Room-Temperature Mechanical Properties of Ti-4Al-3Mo-1V-0.1B Alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2022, vol. 845: 143245. DOI: 10.1016/j.msea.2022.143245
 15. Langdon T.G. Seventy-Five Years of Superplasticity: Historic Developments and New Opportunities. *Journal of Materials Science*, 2009, vol. 44, no. 22, pp. 5998–6010. DOI: 10.1007/s10853-009-3780-5
 16. Zhrebtsov S.V., Kudryavtsev E.A., Salishchev G.A. et al. Microstructure Evolution and Mechanical Behavior of Ultrafine Ti-6Al-4V during Low-Temperature Superplastic Deformation. *Acta Materialia*, 2016, vol. 121, pp. 152–163. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.09.003
 17. Kawasaki M., Langdon T.G. Superplasticity in ultrafine-grained Materials. *Reviews on Advanced Materials Science*, 2018, vol. 54, no. 1, pp. 46–55. DOI: 10.1515/rams-2018-0019
 18. Tamirisakandala S., Bhat R.B., Tiley J.S., Miracle D. Grain Refinement of Cast Titanium Alloys via Trace Boron Addi-

References

1. Leyens C., Peters M. *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2003, pp. 245–261. DOI: 10.1002/3527602119

- tion. *Scripta Materialia*, 2005, vol. 53, no. 12, pp. 1421–1426. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.08.020
19. Singh G., Ramamurty U. Boron Modified Titanium Alloys. *Progress in Materials Science*, 2020, vol. 111: 100653. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100653
20. Imayev V.M., Gaisin R.A., Imayev R.M. Effect of Boron Additions and Processing on Microstructure and Mechanical Properties of a Titanium Alloy Ti-6.5Al-3.3Mo-0.3Si. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, vol. 641, pp. 71–83. DOI: 10.1016/j.msea.2015.06.033
21. Roy S., Suwas S. Deformation Mechanisms during Superplastic Testing of Ti-6Al-4V-0.1B Alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, vol. 574, pp. 205–217. DOI: 10.1016/j.msea.2013.03.013
22. Morsi K., Patel V.V. Processing and Properties of Titanium-Titanium Boride (TiB_w) Matrix Composites — A Review. *Journal of Materials Science*, 2007, vol. 42, pp. 2037–2047. DOI: 10.1007/s10853-006-0776-2

Статья поступила в редакцию 24.12.2022; одобрена после рецензирования 19.01.2023; принята к публикации 20.01.2023.

The article was submitted on 24.12.2022; approved after reviewing on 19.01.2023; accepted for publication on 20.01.2023.