

ЛИТЕРАТУРА

1. Gao Yong, Stolken J.S., Kumar Mukul, Ritchie R.O. High-Cycle Fatigue of Nickel-Base Superalloy Rene 104 (ME3): Interaction of Microstructurally Small Crack with Grain Boundaries of Known Character //Asta Mater. 2007. dio: 10.1016.
2. Gabb Timothy P., Gayda John, Telesman Jack, Kantzos Peter T. Thermal and Mechanical Property Characterization of the Advanced Disc Alloy LSHR //NASA/TM. 2005. 213645. June.
3. Rice D., Kantzos P., Hann B., Neumann J., Helmink R. P/M Alloy 10 – A 700°C Capable Nickel-Based Superalloy for Turbine Disk Applications. In: Superalloys 2008 //TMS. 2008. P.139–147.
4. Hardy M.C., Zirbel B., Shen G., Shankar R. Developing Damage Tolerance and Creep Resistance in a High Strength Nickel Alloy for Disc Applications. In: Superalloys 2004 //TMS. 2004. P. 83–90.
5. Besty J. Bond, Kennedy Richard L. Evaluation of Allvac® 718PLUS™ Alloy in the Cold Worked and Heat Treated Condition. In: Superalloys 718, 625, 706 and Derivatives //TMS. 2005. P. 203–211.
6. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бабурина Е.В. Расчет жаропрочности сложнолегированных никелевых сплавов с помощью уравнений системы неполяризованных ионных радиусов (СНИР) //МиТОМ. 1995. №6. С. 9–11.

УДК 669.295:669.018.44

О.С. Кашапов, Т.В. Павлова, Н.А. Ночовная

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ДЛЯ ЛОПАТОК КВД

Рассматриваются основные факторы, определяющие свойства жаропрочных титановых сплавов псевдо- α -класса на примере сплава ВТ41М для лопаток КВД. Показано, что выбор оптимальной композиции сплава в сочетании с режимами термомеханической обработки обеспечивают наиболее эффективное сочетание твердорастворного и дисперсионного упрочнения. Установлена роль интерметаллидных фаз Ti_3Al и Ti_5Si_3 , выделяющихся при старении, на механические свойства, ударную вязкость и длительную прочность при 600°C сплава ВТ41М в отожженном и термоупрочненном состояниях. Приведены свойства прутковой лопаточной заготовки из сплава ВТ41М, в сравнении с аналогами – сплавами ВТ18У и ИМ1 834.

Ключевые слова: жаропрочные титановые сплавы, термическая обработка, механические свойства, микроструктура, интерметаллиды, силициды, длительная прочность.

Жаропрочные титановые сплавы псевдо- α -класса последнего поколения являются сложными многокомпонентными системами, основу которых составляет α -твердый раствор титана, упрочненный интерметаллидными соединениями алюминия и кремния. Для большинства зарубежных сплавов температура старения лежит в пре-

делах от 550 до 625°C, дальнейшее повышение температуры старения приводит к снижению уровня жаропрочных свойств [1, 2]. Относительно низкая температура старения позволяет наиболее эффективно использовать дисперсионное упрочнение силицидами и сохранять кремний в твердом растворе α - и β -фаз [3]. По этому принципу построены практически все зарубежные жаропрочные титановые сплавы, где высокий уровень свойств при рабочих температурах обеспечивается главным образом за счет легирования кремнием в сочетании с пластинчатой микроструктурой. Исключение составляет сплав IMI 834, температура старения которого составляет 700°C. Старению предшествует термомеханическая обработка и последующая закалка с температур верхней части ($\alpha+\beta$)-области. Сплав применяется с микродуплексной микроструктурой, а высокая жаропрочность обеспечивается сочетанием твердорастворного и дисперсионного упрочнения благодаря введению кремния и выделению α_2 -фазы [4].

В настоящее время наиболее жаропрочным серийным отечественным сплавом, применяемым для изготовления деталей ротора КВД, является сплав ВТ18У системы Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si. Термическая обработка полуфабрикатов проводится по режиму одноступенчатого отжига при температуре 930°C. Сплав был введен в эксплуатацию к середине 70-х годов XX века и на тот момент превосходил зарубежные аналоги, однако ситуация изменилась с разработкой за рубежом жаропрочных сплавов последнего поколения. По уровню механических свойств, жаропрочности и термической стабильности сплав уступает своему ближайшему зарубежному аналогу – IMI 834. Существенным недостатком сплава является невозможность обеспечения требований ТУ для прутков с микродуплексной микроструктурой, поэтому на моторные заводы прутки поставляются с β -превращенной микроструктурой. По действующим в отрасли нормативным документам, штамповка лопаток осуществляется в ($\alpha+\beta$)-области и в итоге, на готовых лопатках наблюдается значительная разнотекстурность, муар и линии интенсивного течения металла, что приводит к увеличению брака. Кроме того, высокое содержание алюминия в сплаве и грубая микроструктура исходной лопаточной заготовки значительно снижают технологическую пластичность при горячей деформации. Ввиду вышесказанного, исследования перспективных композиций новых сплавов и совершенствование технологии получения полуфабрикатов были продолжены. Данная работа посвящена исследованию влияния режимов термической обработки на свойства прутковой лопаточной заготовки из сплава ВТ41М – модификации опытно-промышленного сплава ВТ41 применительно к лопаткам КВД.

Прутки были изготовлены на ОАО «Корпорация ВСМПО АВИСМА» из промышленного слитка $\varnothing 475$ мм, ковкой слитка в β -области и прокаткой заготовок в ($\alpha+\beta$)-области. Диаметр механически обработанных прутков 18 мм. Микроструктура прутка в горячекатаном состоянии – глобулярно-пластинчатая, объем первичной α -фазы в продольном и поперечном сечениях находится в пределах 15–40%. Температура полного полиморфного превращения ($T_{п.п}$), определенная металлографически, составила 1025°C. Химический состав исследуемой плавки был скорректирован с учетом требований, предъявляемых к лопаткам КВД. По сравнению с дисковой шихтовкой, в металле исследуемой плавки было снижено содержание β -стабилизаторов, в том числе кремния, а также изменено соотношение α -стабилизаторов и циркония. Средний фактический химический состав плавки (слитка) приведен в табл. 1. Макро- и микроструктура катаного прутка ВТ41М в сравнении с серийным прутком ВТ18У в состоянии поставки приведена на рис. 1.

Химический состав исследуемой плавки

Содержание легирующих элементов, % (по массе)									Примеси, %	
Ti	Al	Sn	Zr	Mo	Nb	W	Si	C	Fe	O ₂
Основа	6,4	4,0	3,6	1,2	0,9	0,3	0,27	0,03	0,07	0,1

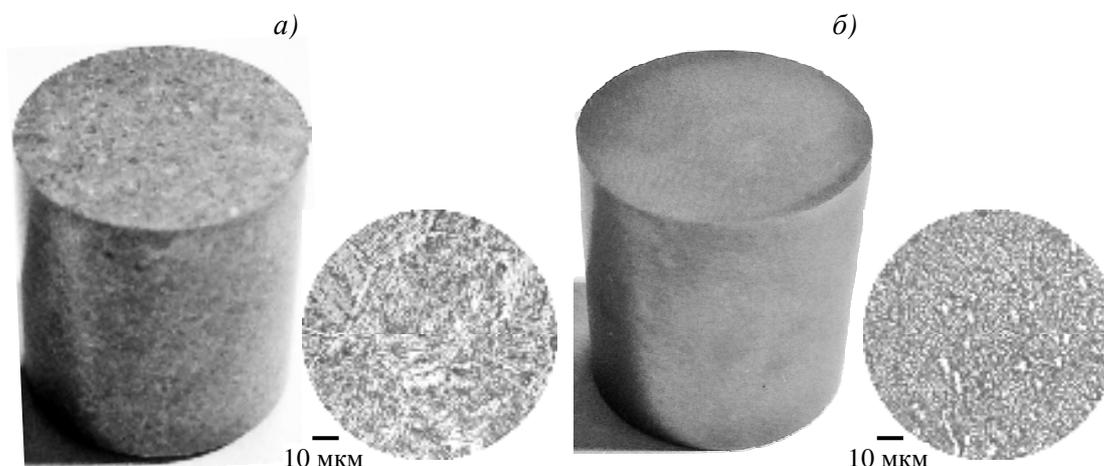


Рис. 1. Структура серийного прутка из сплава VT18У (а) и опытно-промышленного прутка из сплава VT41М (б) после термомеханической обработки на ОАО «ВСМПО» (отжиг на второй ступени)

Термическую обработку прутка проводили в муфельной печи сопротивления с перепадом температуры в пределах рабочей зоны не более $\pm 5^\circ\text{C}$. Охлаждение заготовок осуществлялось на воздухе.

При предварительном исследовании фазового состава сплава методом рентгеноструктурного фазового анализа установлено, что температура растворения силицидов составляет $\sim 980^\circ\text{C}$, что соответствует $T_{\text{пл}} - 45^\circ\text{C}$. Исследования фазового состава материала после двухступенчатого отжига показали, что следы α_2 -фазы обнаруживаются при температурах старения выше 550°C , поэтому дисперсионное упрочнение при старении при температуре до 550°C определяется силицидами, а максимального эффекта от дисперсионного твердения следует ожидать после отжига при температурах более 980°C . Для выявления роли силицидов и α_2 -фазы в повышении жаропрочности сплава было проведено исследование механических свойств прутка после трехступенчатого отжига.

Механические свойства и длительную прочность при 600°C определяли на образцах с диаметром рабочей части 5 мм (ГОСТ 1497, ГОСТ 9651, ГОСТ 10145). Дополнительно оценивалась удельная работа разрушения на образцах с U-образным концентратором (ГОСТ 9454).

Свойства прутка исследовались после термической обработки по режимам:

- одноступенчатого отжига;
- двухступенчатого отжига в зависимости от температур первой ступени отжига;
- двухступенчатого отжига в зависимости от температур второй ступени отжига;
- трехступенчатого отжига;
- закалки и старения.

Все полученные зависимости механических свойств, ударной вязкости и длительной прочности строились по минимальным значениям, полученным при испытаниях.

При температурах отжига до 930°C микроструктура сплава определяется предшествующей термомеханической обработкой. При температурах отжига свыше 950°C

происходит интенсивная рекристаллизация, приводящая к изменению параметров микроструктуры. Дальнейшее увеличение температуры отжига вызывает снижение доли первичной α_1 -фазы и увеличение пластинчатой составляющей микроструктуры, что приводит к повышению пластичности материала (рис. 2).

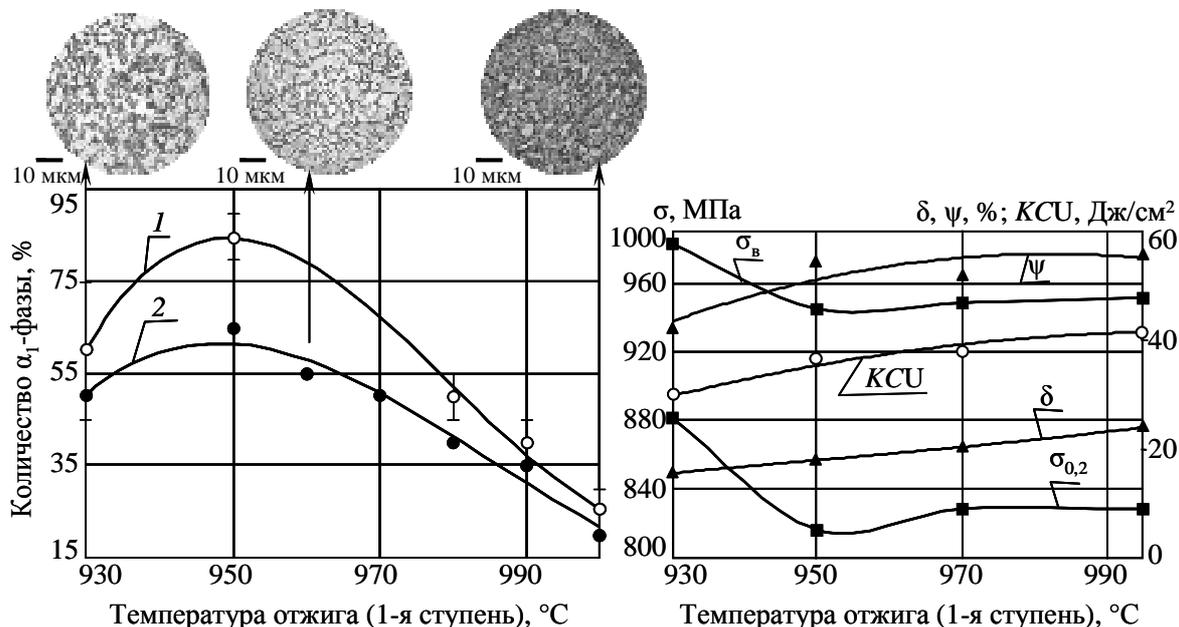


Рис. 2. Влияние температуры первой ступени отжига (1 – охлаждение на воздухе; 2 – охлаждение в воде) на количество первичной α_1 -фазы, механические свойства прутка при 20°C из сплава ВТ41М и микроструктуру материала после закалки (выдержка при отжиге: 1 ч при 930 и 995°C и 2 ч – в остальных случаях)

Изменение микроструктуры после высокотемпературного отжига оказывает заметное влияние на дисперсионное упрочнение после двухступенчатого отжига (рис. 3 и 4), вторая ступень отжига, по существу, является старением. Увеличение доли видманштеттовой составляющей микроструктуры способствует локализации деформации при испытаниях на растяжение, что приводит к росту прочности и снижению предела текучести при статических испытаниях на растяжение при 20°C.

Максимальная прочность прутка при 600°C (рис. 5) соответствует минимальному количеству первичной α -фазы в микроструктуре сплава (см. рис. 2).

Исследование влияния температуры старения на механические свойства материала, отожженного при температуре 1000°C в течение 1 ч, показало, что с увеличением температуры старения пластичность материала снижается, а наибольшая прочность соответствует температуре старения 620°C (рис. 6). Резкое снижение ударной вязкости при температурах обработки выше 570°C связано с выделением α_2 -фазы.

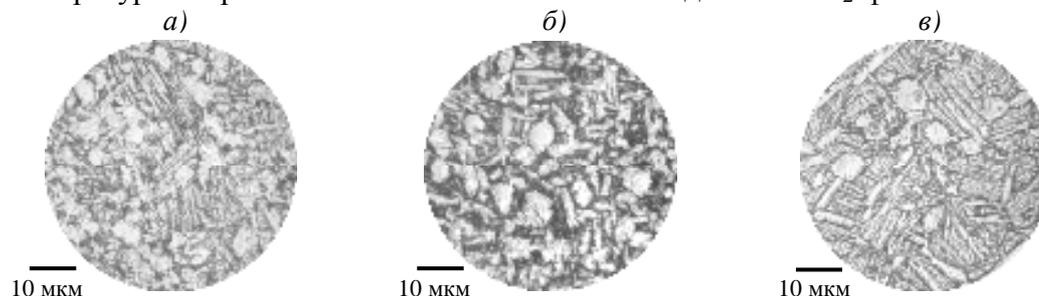


Рис. 3. Микроструктура прутка из сплава ВТ41М после термической обработки (двухступенчатого отжига) по различным режимам:

a – 930°C, 1 ч (воздух)+600°C, 6 ч (воздух); *б* – 980°C, 2 ч (воздух)+620°C, 6 ч (воздух); *в* – 1000°C, 1 ч (воздух)+620°C, 6 ч (воздух);

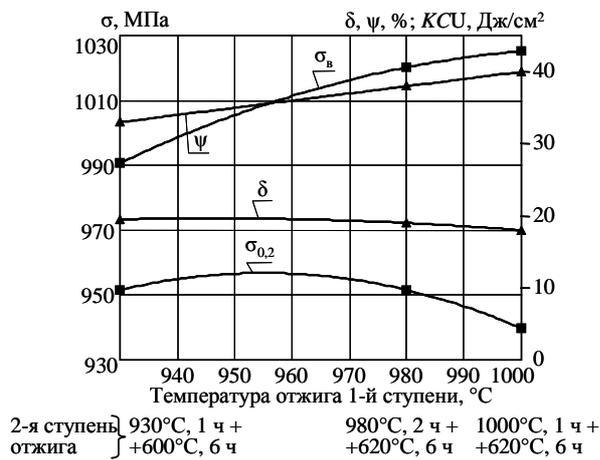


Рис. 4. Механические свойства сплава VT41M при 20°C (после двухступенчатого отжига) в зависимости от температуры первой ступени отжига

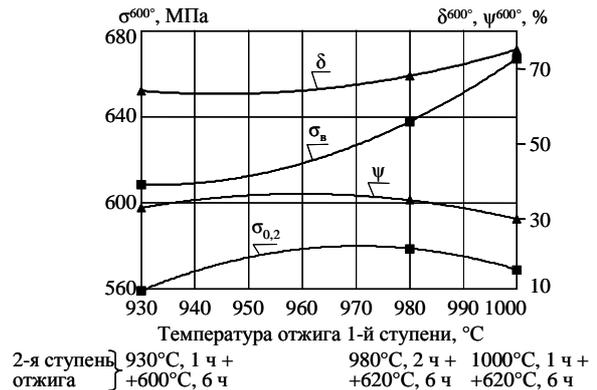


Рис. 5. Механические свойства сплава VT41M при 600°C (после двухступенчатого отжига) в зависимости от температуры отжига на первой ступени

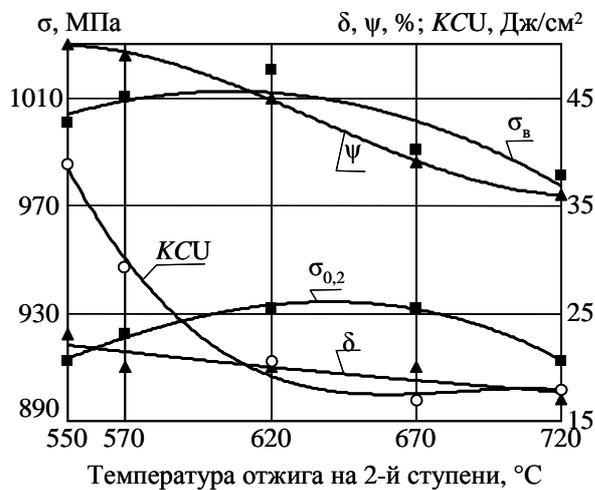


Рис. 6. Механические свойства прутка из сплава VT41M при 20°C в зависимости от температуры отжига на второй ступени (отжиг на 1-й ступени при 1000°C, 1 ч); выдержка на 2-й ступени 6 ч при 550°C и 4 ч – в остальных случаях

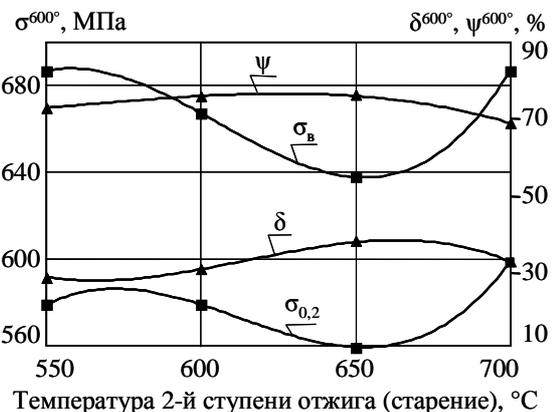


Рис. 7. Механические свойства прутка из сплава VT41M при 600°C в зависимости от температуры 2-й ступени отжига (старение): отжиг на 1-й ступени при 1000°C, 2 ч; выдержка при старении 6 ч при 550 и 600°C и 4 ч – в остальных случаях

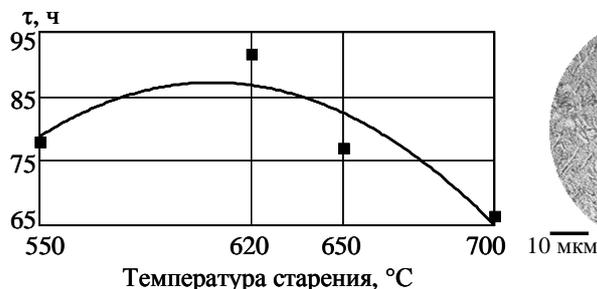


Рис. 8. Долговечность сплава VT41M при испытаниях на длительную прочность ($\sigma=295$ МПа) при 600°C в зависимости от температуры отжига на второй ступени (отжиг на 1-й ступени при 1000°C, 2 ч); выдержка при старении 6 ч при 550°C и 4 ч – в остальных случаях

Несмотря на то что наибольшая прочность прутка при максимальной рабочей температуре (600°C) соответствует температуре старения 700°C, долговечность этих образцов при испытаниях на жаропрочность является минимальной (рис. 7 и 8). Есть основания полагать [5], что повышение высокотемпературной прочности при старении 700°C вызвано увеличением объема α_2 -фазы в структуре сплава, однако повышение температуры старения вызывает разупрочнение твердого раствора α - и β -фаз из-за снижения концентрации кремния, который образует «избыточные» интерметаллиды, что приводит к снижению долговечности при длительных испытаниях.

Вышесказанное подтверждается результатами испытаний образцов, прошедших трехступенчатый отжиг (табл. 2).

Таблица 2

Свойства сплава ВТ41М после трехступенчатого отжига

Режим термической обработки после отжига 1-й ступени: 1000°C, 2 ч (воздух)	Предел прочности при 600°C, МПа	Длительная прочность при 600°C	
		Напряжение σ , МПа	Долговечность τ , ч
550°C, 6 ч + 620°C, 4 ч	657	295	79
550°C, 6 ч + 650°C, 2 ч	662		57,5
550°C, 6 ч + 680–700°C, 2 ч	638		72

Таблица 3

Сравнительные свойства сплавов ВТ18У, ВТ41М и ИМ1 834

Сплав, термическая обработка	Минимальный уровень механических свойств						МЦУ ($N=10^4$ цикл): σ_{max} , МПа; при 20/600°C; ($R=0,1; f=1$ Гц)	Длительная прочность при 600°C	
	$\sigma_B^{20^\circ}$, МПа	δ	ψ	$\sigma_B^{600^\circ}$	Термическая стабильность*			σ , МПа	τ , ч
					$\sigma_B^{20^\circ}$	δ/ψ , %			
ВТ18У**, 930°C, 1 ч (воздух)	910	10	25	560	–	–	845***/-	265	100
ВТ41М: – двухступенчатый отжиг (1000°C, 2 ч, воздух + 620°C, 4 ч, воздух) – термоупрочненное состояние (1000°C, 2 ч, масло + + 700°C, 4 ч, воздух)	1020 1120	18 12	40 30	640 715	1070 –	14/28 –	960/550 1020/580	275 295 275	105 90 120
ИМ1 834 (1015°C, 2 ч, масло + + 700°C, 2 ч, воздух)	1030	6	15	585	1025	5/8	910/550	300	120

* После испытаний на сопротивление ползучести за 100 ч при 600°C (окисленный слой снят).

** Гарантированное значение для прутков по ОСТ 1 90006.

*** Для штамповок дисков массой до 50 кг.

Основываясь на результатах исследования, можно говорить о том, что оптимальным режимом отжига прутков с микродуплексной микроструктурой является следующий: первая ступень: $T_{п.п}-20...40^\circ\text{C}$, выдержка 1–2 ч, охлаждение на воздухе; вторая ступень: $590...640^\circ\text{C}$, выдержка 4–6 ч, охлаждение на воздухе. Жаропрочность материала в отожженном состоянии определяется параметрами микроструктуры и оптимальным сочетанием дисперсионного и твердорастворного упрочнения кремнием.

Увеличением скорости охлаждения с температур вблизи $T_{п.п}$ при замене охлаждающей среды на масло или воду можно повысить эффективность дисперсионного упрочнения при старении. Закалка также позволяет снизить количество β -фазы в сплаве [6], поэтому применение термоупрочняющего режима обработки позволяет наиболее эффективно использовать фазу Ti_3Al для повышения жаропрочности. В табл. 3 приведены обобщенные сравнительные данные для сплавов ВТ18У, ВТ41М и ИМ1 834 [1, 7] после термической обработки по оптимальным режимам (Timetal[®] 834, ТМС-0164, Titanium metals corporation, USA, 2000).

Приведенные данные свидетельствуют о том, что сплав ВТ41М обеспечивает высокую жаропрочность при мелкозернистой глобулярно-пластинчатой микроструктуре и по комплексу свойств не уступает зарубежному аналогу, превосходя серийный сплав ВТ18У.

В отожженном состоянии благодаря переходу на микродуплексную микроструктуру и наличию относительно большого количества β -фазы материал прутка обладает высокой пластичностью, которая сохраняется при длительных выдержках при максимальной рабочей температуре (см. также [5]). Дополнительно повысить прочность материала позволяет применение термоупрочняющей термической обработки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Materials Properties Handbook: Titanium Alloys. ASM International, USA. 1992. P. 439–445.
2. Development and evaluation of high temperature titanium alloy IMI 834. N.F. Neal, IMI Titanium limited, GB. Sixth world conference on titanium, France. 1988. P. 253–258.
3. Хэммонд К., Наттинг Дж. Металловедение жаропрочных и титановых сплавов /Труды международной конференции. Хоулдсворт, 1977.– М.: Metallurgia. 1982. С. 89–101.
4. Sai K.V. Srinadh, Singh Nidhi, Singh V. Role of Ti_3Al /silicides on tensile properties of Timetal 834 at various temperatures: Indian Academy of Sciences. //Mater. Sci. 2007. V. 30. №6. С. 595–600.
5. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Ночовная Н.А. Исследование термической стабильности прутка из сплава ВТ41 после различных режимов термической обработки //МиТОМ. 2010. № 8.
6. Солонина О.П., Глазунов С.Г. Жаропрочные титановые сплавы.– М.: Metallurgia. 1976. С. 220.
7. Baby S., Kowmudi B. Nagaraja, Omprakash C.M., Satyanarayana D.V.V., Balasubramaniamb K., Kumar V. Creep damage assessment in titanium alloy using a nonlinear ultrasonic technique. //Scripta materialia. 2008. V. 59. P. 818–821.

УДК 669.295

Н.А. Ночовная, Д.В. Сиваков

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ РАЗЛИЧНОГО ФАЗОВОГО СОСТАВА С ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ ПОЛЕМ

Разработана математическая модель, описывающая зависимость электропроводности твердого раствора титана с кислородом с учетом предельной растворимости кислорода в титане и диффузионного распределения. Произведен расчет уравнения для плоской электромагнитной волны для математической модели титанового сплава. Получена зависимость напряженности магнитного поля в поверхностном слое титана и определено влияние наводимых кольцевых (вихревых) токов на параметры возбуждающей катушки индуктивности для титанового сплава с различным фазовым составом и концентрацией кислорода.

Ключевые слова: титановый сплав, электромагнитное поле, уравнение электромагнитного поля, решение уравнения электромагнитного поля численным методом.

Глубина альфированного (газонасыщенного) слоя (ГНС) может быть определена методом измерения микротвердости, рентгеновским методом и металлографическим методом (по изменению микроструктуры поверхностного слоя) [1].

Достаточно надежным является измерение глубины газонасыщенного слоя на титановых сплавах методом микротвердости. За глубину газонасыщенного слоя принимают расстояние от поверхности, при котором повышение твердости из-за растворения кислорода равно ошибке измерения. Измерение микротвердости альфированного