

УДК 669.14.18.29

DOI: 10.30987/article_5d6518cd691f02.33724732

В.Н. Гадалов, д.т.н., **И.В. Ворначева**, ассистент,
А.В. Филонович, д.т.н., **А.С. Чернышев**, к.т.н.
(Юго-Западный государственный университет, 305040, г. Курск, ул. 50 лет Октября, 9)
E-mail: gadalov-vn@yandex.ru;
vornairina2008@yandex.ru

Влияние термоциклирования на выбор скоростей сверхпластического течения титановых сплавов

Исследованы режимы термоциклического деформирования псевдо α -сплавов, имеющих в изотермических условиях состояние сверхпластического деформирования при температурах в области двухфазного состояния. Установлены режимы предварительной термообработки, влияющие на технологические характеристики сплавов VT20 и OT4, т.е. увеличивающие температурный интервал деформирования и уменьшающие время обработки.

Ключевые слова: титановый сплав; сверхпластичность; деформирование; термоциклирование; термообработка; микроструктура.

V.N. Gadalov, Dr. Sc. Tech., **I.V. Vornacheva**, Assistant,
A.V. Filonovich, Dr. Sc. Tech., **A.S. Chernyshov**, Can. Sc. Tech.
(South-Western State University, 94, 50 Years of October, Kursk, 305040)

Thermo-cycling impact upon velocity choice of titanium alloy super-plastic flow

The modes of the thermo-cyclical deformation of pseudo- α alloys having the super-plastic deformation state under isothermal conditions at temperatures in the field of two-phase state are investigated. The modes for preliminary thermo-processing influencing processing characteristics of VT20 and OT4 alloys, that is, increasing a deformation temperature interval and decreasing processing time are determined.

Keywords: titanium alloy; super-plasticity; deformation; thermo-cycling; thermal processing; micro-structure.

Термоциклирование как вид термообработки в последние годы распространяется на все большее количество сплавов, используемых в качестве конструкционных материалов. Исследование влияния термоциклирования в температурном интервале превращения $\alpha \leftrightarrow \gamma$ армко-железа на развитие эффекта сверхпластичности, а также в интервале $\alpha \leftrightarrow \beta$ превращения у ($\alpha + \beta$)-сплавов титана приведено в работах [1–12]. Отличие термоциклического деформирования проявляется в том, что сверхпластичность деформирования наступает в интервале температур, а не при одном определенном значении температуры, как в изотермических условиях. Термоциклирование α -титана без нагрузки в интервале $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения дает значительную деформацию $\Delta l/l$ за цикл. Сопrotивление деформации при термоциклировании ниже, чем при изотермических условиях.

Разница $[\sigma_u - \sigma_{\text{тп}}]$ пропорциональна скорости деформации.

Исследование термоциклического деформирования псевдо α -сплавов титана проведено недостаточно полно. В частности, не выяснены вопросы о влиянии величины цикла (разности температур в цикле), скорости нагрева-охлаждения, влиянии исходной структуры на параметры сверхпластического состояния деформирования. Тем самым не установлены оптимальные режимы горячей обработки давлением титановых псевдо α -сплавов.

Использовались зависимости σ , m , ϵ , $\dot{\epsilon}$ от скорости нагрева-охлаждения в температурном интервале, более широком, чем область двухфазного состояния сплава VT20 – 800...1100 °С; сплава OT4 – 850...1000 °С. Параметры изотермического сверхпластического состояния деформирования сплава VT20 и OT4 приведены в табл. 1.

1. Параметры изотермического сверхпластического состояния деформирования титановых сплавов

Сплав	Исходное состояние	Размер зерен, мкм	Оптимальные условия деформирования		Напряжение течения, МПа	δ , %	Коэффициент чувствительности, m
			T , °C	Скорость деформирования s^{-1}			
Al-6% Mo-1%V-1%	Отжиг	8...10	900	$2 \cdot 10^{-4}$	13,72	300	0,6
Al-3,1%Mn-1,5%	Отжиг	18	920	$3 \cdot 10^{-4}$	7,84	400	0,8

Исследование влияния скорости нагрева-охлаждения в цикле проводилось при двух скоростях ΔT и Δt , равных $13^{\circ}C \cdot s^{-1}$ и $50^{\circ}C \cdot s^{-1}$ соответственно.

Первая часть измерения проведена при постоянной нагрузке, вторая – при постоянной скорости деформирования. Во второй серии экспериментов скорость деформирования выбиралась с учётом результатов первой серии. Регистрация начала и конца превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$ в цикле производилась с помощью схемы с контуром ударного возбуждения в качестве датчика структурно-фазового превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$. Скорость нагрева и охлаждения регулировалась программным устройством, разработанным специально для этих целей. Точность поддержания температуры $\pm 1^{\circ}C$ [2].

Влияние скорости нагрева-охлаждения проявляется в уменьшении времени процесса и увеличении скорости деформации $\dot{\epsilon}$ при постоянной нагрузке и одинаковых значениях достигаемых степеней деформации.

Исследования проводили в вакууме при остаточном давлении $1 \cdot 10^{-4}$ мм.рт.ст. на модернизированной установке ИМАШ-20-75 с встроенными измерительными схемами [3].

Исследования изотермического сверхпластического состояния деформирования позволили установить значения сопротивления деформирования сплавов ВТ20 и ОТ4 при оптимальных скоростях деформации.

По этим данным были выбраны ступенчато величины деформирующих напряжений в первой серии опытов. Для сплава ВТ20 – 9,51; 11,76; 15,69; 19,22 МПа; для сплава ОТ4 – 8,62; 10,29; 14,61; 17,16 МПа. Термоциклирование со скоростью нагрева-охлаждения $13^{\circ}C \cdot s^{-1}$ приводит к увеличению скорости деформации на 2 порядка, для сплава ОТ4 при увеличении напряжения деформирования от 7,84 до 17,16 МПа и на 1–2 порядка сплава ВТ20.

Изменение скорости деформации в течение цикла для всех режимов деформирования приведены в табл. 2.

2. Изменение скорости пластического течения образцов из сплавов ВТ20 и ОТ4 при постоянной нагрузке и термоциклировании (850...1000 °C)

Время, с	Сплав ОТ4				Сплав ВТ20			
	(10) $\sigma = 0,88$	(10) $\sigma = 1,55$	(8) $\sigma = 1,49$	(8) $\sigma = 1,75$	(10) $\sigma = 1,98$	(8) $\sigma = 1,97$	(10) $\sigma = 1,20$	(10) $\sigma = 1,60$
2...4	0	0	0	0	0	0	0	0
4...6	0	0	0	0	0	0	0	0
6...8	0	0	0	0	0	0	0	1,63
8...10	0	0	0	0	0	1,9	5,8	2,0
10...12	1,98	-	3,5	1,92	0	2,0	4,7	3,18
12...14	2,1	1,55	3,6	7,2	0	2,5	4,9	2,96
14...16	3,87	2,5	3,6	1,01	0	2,52	9,7	1,76
16...18	2,9	5,9	2,67	1,82	0	3,04	1,09	3,00
18...20	5,79	5,8	2,69	2,22	0	3,7	1,6	2,93
20...22	3,87	5,8	4,2	-	1,64	-	7,7	2,8
22...24	1,85	4,98	1,03	-	-	3,9	4,6	1,79
24...26	1,4	4,97	9,27	-	1,64	-	3,72	1,17
26...28	1,6	4,6	-	-	7,90	1,7	1,68	8,72
28...30	1,69	4,2	2,3	-	3,69	0	2,30	3,66
30...32	1,6	4,0	0	-	0,19	6,1	7,7	-
32...34	1,13	3,02	-	-	9,14	-	-	-

Была исследована кинетика развития деформации. Определены критические напря-

жения течения $\sigma_{кр}$, при которых характер зависимости деформации меняется и становится

нелинейной функцией напряжения деформирования. Определены зависимости $1/\sigma - \varepsilon$ при нагреве и охлаждении в течение цикла.

Во второй серии исследований был определен скоростной коэффициент чувствительности m , установлены зависимости $1/\sigma - \dot{\varepsilon}$ при постоянной величине разности температур в цикле. Определение коэффициента было выполнено по методике, приведенной в работах [5 – 8].

Как в первой, так и во второй серии исследований выполнялись наблюдения за превращениями в структуре и проводилась оценка вклада межзеренной деформации в общую. Эти исследования были выполнены на установке ИМАШ-20-75, оборудованной высокотемпературным микроскопом МВТ-1.

Произведена оценка влияния режима обработки на упрочнение сплавов ВТ20 и ОТ4 по измерениям микротвердости на приборе ПМТ-3.

Важность этих исследований обуславливалась как необходимостью уточнения особенностей сверхпластического течения сплавов, так и потребностью установления технологических параметров обработки этих сплавов.

Был исследован следующий режим термообработки. Отожженные и имеющие мелкозернистую структуру образцы в α -состоянии после установки в машину ИМАШ-20-75 нагревались в разгруженном состоянии пропусканием тока в вакууме $1 \cdot 10^{-4}$ мм.рт.ст. остаточного давления. Скорость нагрева не влияла на последующие превращения в сплавах.

При достижении температур 850, 900, 950, 1000 °С в сплаве наблюдались превращения, скорость которых зависит от температуры. Так при температуре 1000 °С через 10 мин выдержки исчезают дисперсность в структуре и проявляются границы крупных зерен. Процесс этот выглядит как растворение границ мелкозернистой структуры, пропадает четкость объектов. Это может быть связано с поверхностными процессами.

Аналогичное состояние поверхности при температуре 850 °С достигается за 40 мин. Интервал температур 850...1000 °С лежит в области двухфазного состояния этих сплавов и при выдержке происходит изотермическое превращение $\alpha \leftrightarrow \beta$. Обнаружен рост зерен путем перемещения границ зерен и путем выявления новых границ зерен $d = 100 \dots 150$ мкм, ориентированных под некоторыми углами к прежним, растворяющимся в процессе выдержки. Каких-либо следов внутрезеренных превращений в процессе превращения $\alpha \leftrightarrow \beta$ не

выявлено.

Деформирование с небольшой скоростью $\dot{\varepsilon} = 1 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$ образцов, в которых идет превращение $\alpha \leftrightarrow \beta$ в изотермических условиях, усиливает рост зерен путем превращения границ, ускоряет процесс выявления уже возникших переориентированных границ. При этом не наблюдается возникновение новых переориентаций. Границы в этих условиях имеют размытый вид.

Дальнейшая обработка образцов заключалась в охлаждении их от температур из β -области до 800 °С. Этот процесс идет путем образования α -фазы и при наблюдении за поверхностью шлифа представляется заполнением объема зерен, существующих при температуре $\alpha + \beta$ -области, пачками пластинчатых образований. Пачки ориентированы друг к другу под углами 90° и 60°, препятствуют росту друг друга и образуются, как правило, от границ зерен. Пластинки пачек представляют зерна α -фазы. При этом происходит перераспределение легирующих элементов Mo, V, атомы которых сегрегируют на границы α -пластин, образуя прослойки стабильной β -фазы. И в структуре сплава количество остаточной α -фазы достигает 11 %. Подготовленные таким образом образцы использовались в обеих сериях исследований [9 – 11].

В первой фазе цикла нагрева идет растворение границ пластин α -фазы, возникновение границ зерен β -фазы, но миграции не наблюдается. Приложенное напряжение ниже критического $\sigma = 12,74$ МПа для образцов из ВТ20 и $\sigma = 15,2$ МПа для образцов из ОТ4 не вносит каких-либо изменений в этот процесс.

При более высоких напряжениях наблюдается дополнительная миграция границ. Графическая зависимость между приложенной нагрузкой σ (МПа) и относительной деформацией ε (%) приведена на рис. 1. Зависимость построена по значениям $\Delta l/l$, получаемым в цикле нагрев–охлаждение.

Исследование кинетики развития деформации в цикле показало, что при нагреве и охлаждении при докритических напряжениях прирост деформации в первой фазе цикла достигает некоторого максимального значения и во второй фазе деформации в результате термического сжатия несколько уменьшается, (см. кривые 1, 2 для ВТ20 и 5, 6 для ОТ4 на рис. 1).

Увеличение напряжения деформации приводит к нелинейности в зависимости $\Delta l/l - \sigma$. Значительная часть деформации в цикле и при напряжениях выше критических достигается в первой фазе цикла. Это можно объяснить зна-

чительным облегчением деформации путем развития дополнительных процессов, протекающих с перемещением объемов материала (усиление диффузии); растворением границ зерен, препятствующих деформации; миграцией границ новых зерен. Причем, как было отмечено выше, термоциклирование интенсифицирует эти процессы и обеспечивает большую скорость деформации при сохранении высокой пластичности.

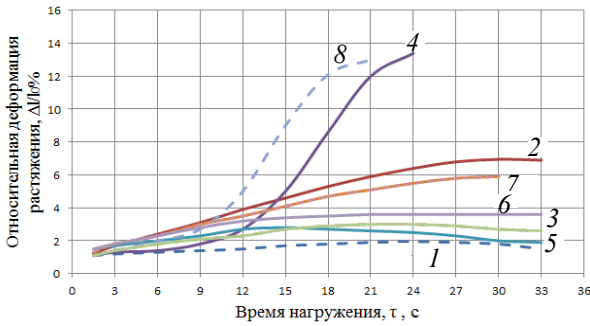


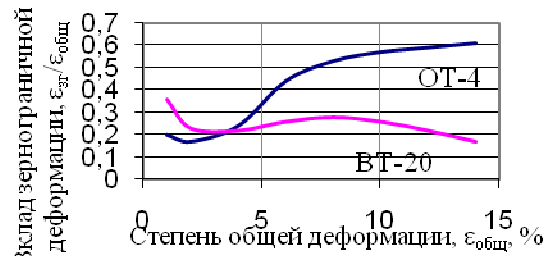
Рис. 1. Кинетика развития пластинчатой деформации за один цикл и зависимость деформации от нагрузки (МПа):
 VT20: 1 – 9,5; 2 – 11,76; 3 – 15,69; 4 – 19,41;
 OT4: 5 – 8,62; 6 – 10,29; 7 – 14,61; 8 – 17,16

Во второй фазе цикла процесс идет с образованием новых граничных поверхностей зерен и междуфазных поверхностей. Деформирование при охлаждении приводит к измельчению структурных элементов в VT20 и огрублению структуры OT4: в OT4 деформация протекает в объеме зерен с образованием полос скольжения, которые могут пересекать несколько пачек пластин и даже простираться до границ β-фазы; в VT20 значительно развивается деформация в приграничных областях.

От границ зерен образуются тонкие двойники, что затрудняет миграцию зерен и влияет на величину допустимой скорости деформации. Максимальные достигаемые значения скоростей деформации для образцов из VT20 при напряжениях, соответствующих режиму изотермической сверхпластичности, не превышают $\dot{\epsilon} = 4,7 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, при напряжении $\sigma = 17,45 \text{ МПа}$ наблюдается значительно более интенсивное движение границ зерен. Во время деформации с постоянным напряжением $\sigma = 17,16 \text{ МПа}$, достигаемые скорости деформации $\dot{\epsilon} = 2,2 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$.

Была выполнена оценка вклада зернограничной деформации в общую. Кривые зависимости $\epsilon_{зг} / \epsilon_{общ}$ приведены на рис. 2. Вклад зернограничной деформации с ростом степени

деформации растет у сплава OT4. Для сплава VT20 и в термоциклических условиях он незначителен и, наоборот, отношение $\epsilon_{зг} / \epsilon_{общ}$ с ростом деформации резко падает и затем остается на одинаковом уровне.



а)



б)

Рис. 2. Зависимость вклада зернограничной деформации $\epsilon_{зг} / \epsilon_{общ}$ от степени общей деформации (а) и величина зернограничной степени общей деформации $\epsilon_{зг}$ (б)

Это говорит о том, что у VT20, при повышении деформирующих напряжений выше критического, имеют развитие процессы внутри зерен α-фазы и междуфазные границы не играют большой роли при деформации. Движение границ зерен β-фазы затруднено. Двойникование, имеющее место в объеме зерен α-фазы у сплава OT4, не препятствует движению границ.

Свойства OT4 и VT20 изучались в условиях термоциклического деформирования с целью выяснения влияния термоциклирования на скоростную зависимость напряжения течения, на пластичность и коэффициент скоростной чувствительности, величина которого является характеристикой сверхпластического состояния деформирования.

На рис. 3 приведены кривые «напряжение–скорость деформации» в условиях термоциклического деформирования сплавов VT20 и OT4, имеющих перед испытанием пластинчатое строение α-фазы и сохранившиеся в структуре границы зерен β-фазы при постоянном значении скорости нагрева-охлаждения и

величине температурного интервала 800...1000 °С. Из рис. 3 видно, что зависимость роста напряжения от скорости деформации носит немонотонный характер.

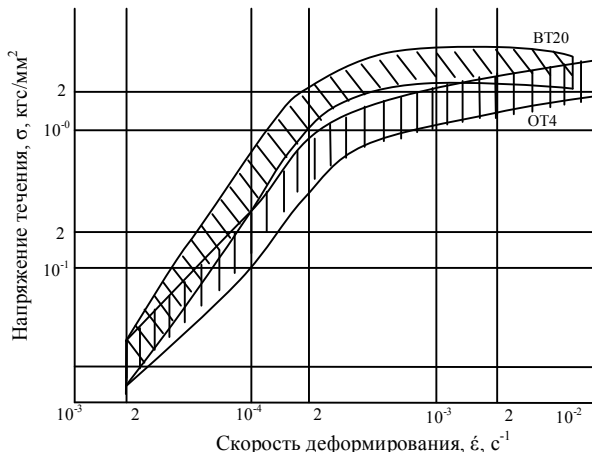


Рис. 3. Зависимость напряжения течения псевдо α-сплавов от скорости деформирования при термоциклировании в интервале температур (820...1000)°С

Графики зависимости $\sigma - \dot{\epsilon}$ при термоциклировании в интервале более широком, чем интервал превращения имеют вид полосы переменной ширины. Существенно отметить, что у BT20 наблюдается более высокая зависимость напряжения течения от скорости деформации. Сверхпластическое состояние деформирования возникает у BT20 при более низких скоростях и более узком интервале скоростей $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-5} \dots 2 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ чем у OT4, у которого интервал скоростей $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-5} \dots 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

У обоих сплавов наблюдается скорость деформации, при которой характер изменения температуры не влияет на величину $\dot{\epsilon}$, для BT20 она составляет $1,5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$, а для OT4 порядка $3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$. Это можно объяснить протеканием релаксационных процессов, устраняющих поля внутренних напряжений и вакансионное пересыщение агрегата при термоциклировании.

Вторая серия опытов была выполнена по методике, приведённой в [1] и заключалась в измерении значений m при смене скорости деформации $\dot{\epsilon}$ ступенчато. Значения коэффициента скоростной чувствительности деформации определялись по формуле $m = \frac{\log \sigma}{\log \dot{\epsilon}}$.

Зависимость значения показателя m от скорости деформации при циклических условиях для BT20 и OT4 приведена на рис. 4.

Таким образом, можно отметить, что при циклическом изменении температуры чувст-

вительность к изменению скорости деформации достигает максимального значения при более высоких скоростях деформации.

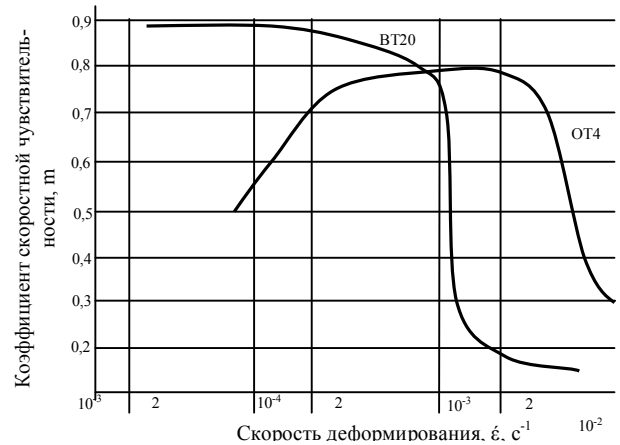


Рис. 4. Зависимость коэффициента скоростной чувствительности от скорости деформирования титановых псевдо α-сплавов

Оптимальное значение m лежит в интервале скоростей $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-4} \dots 2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ для OT4; для BT20 – в интервале $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3} \dots 4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$. При увеличении скорости деформирования значения резко снижаются и при скоростях $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ имеют величину $m = 0,3$.

Величина относительного удлинения в условиях термоциклирования и постоянной скорости деформации в оптимальном интервале достигла $\delta = 210 \%$ для BT20 и $\delta = 320 \%$ для OT4. Сопоставление комплекса характеристик $\sigma, \dot{\epsilon}, m$ позволяет утверждать, что оба материала при испытаниях на одноосное растяжение в вакууме находились в сверхпластическом состоянии деформирования при термоциклировании.

В связи с вопросом о преобладающей роли какого-либо из процессов, сопровождающих сверхпластическое состояние деформирования, и, в первую очередь, зернограничного проскальзывания и внутризёренных процессов, связанных с перестройкой дислокационной структуры (субзёренные превращения, полигонизация, дислокационные скопления), существенно для исследуемых сплавов, кроме выполненных исследований по зернограничной деформации, необходимо провести исследования свойств прочности в зависимости от параметров деформирования. Для этих целей применялась методика измерения микротвердости, которая характеризует сопротивление изученного материала пластическому деформированию и чувствительна к субструктурным изменениям.

Измерения проводились на образцах сечением 3×3 мм, подвергнутых режиму деформирования с постоянной нагрузкой при термоциклировании в интервале температур $800 \dots 1000$ °С. Были проведены этим же методом исследования по однородности деформации в рабочей части образцов сечением 3×3 мм при рабочей длине $L = 38$ мм.

Проведенные исследования показали, что режимы деформирования оказались оптимальными, т.е. близкими к сверхпластическому состоянию деформирования; распределение H_{μ} по очагу деформации во всех сечениях одинаково.

Зависимость микротвердости внутри зерен для исследованных материалов от приведенного напряжения в термоциклических условиях деформирования приведена на рис. 5.

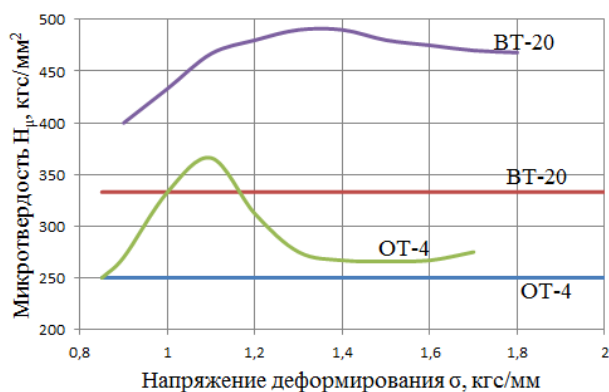


Рис. 5. Зависимость микротвердости образцов из псевдо α -сплавов от напряжения деформирования

Измерения проводились на серии образцов для каждого напряжения, и по средним значениям определялась микротвердость H_{μ} , как функция от напряжения деформирования. Наибольшее упрочнение получено в результате обработки по приведенному выше режиму – «постоянная нагрузка + термоциклирование» в интервале температур $800 \dots 1000$ °С на образцах сплава ВТ20. При значениях исходной твердости $H_{\mu} = 3,0$ ГПа образцы получали упрочнение до значений $H_{\mu} = 4,9$ ГПа. У сплава ОТ4 упрочнение незначительно и значения исходной твердости $H_{\mu} = 2,1$ ГПа лежат в интервале разброса величин твердости после обработки.

Заключение

Полученные в данной работе величины значений скоростей деформирования титановых сплавов при горячей штамповке позволяют выбрать оптимальные параметры процесса

горячей штамповки как в изотермических условиях, так и в интервале температур фазового превращения ($\alpha \leftrightarrow \beta$) титана.

Показано, что исходная структура (размер зерна) монолитных образцов незначительно влияет на величины скоростей деформирования и сопротивления деформации в условиях постоянства диссипации энергии.

БИБЛИОГРАФИЧЕСКИЙ СПИСОК

1. **Шоршоров, М.Х.** Сверхпластичность металлических материалов. – М.: Наука, 1973. – 187с.
2. **Гадалов, В.Н.** Автоматическая установка для изучения величин и распределения тепловых эффектов в металлах и сплавах / В.Н. Гадалов, П.В. Новичков, А.С. Нагин и др. // В кн.: Вопросы физики твердого тела. – Воронеж: ВПИ, 1973. Вып. 3. – С. 272-278.
3. **Грабский М.В.** Структурная сверхпластичность металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 270с.
4. **Золотов, М.А., Скуднєв, В.А., Виноградов, В.Е. и др.** Пластичность сплава ВТ20 при 20-1000 °С // МИТОМ. – 1977. – №5. – С. 52-53.
5. **Кайбышев, О.А., Салишев, Г.А.** Сверхпластическая деформация – способ повышения механических свойств титановых сплавов // МИТОМ. – 1979. – №12. – С. 15-18.
6. **Кайбышев, О.А.** Сверхпластичность промышленных сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – 263 с.
7. **Гадалов, В.Н., Винокуров, О.В., Савельев, В.И., Толкушев, А.А., Ворначева, И.В.** Изучение быстрозакристаллизованных порошков из отходов титановых сплавов ОТ4 и ВТ20 после электроимпульсной обработки // Заготовительные производства в машиностроении. – 2016. – № 11. – С. 42-46.
8. **Гадалов, В.Н.** Применение эффекта сверхпластичности при диффузной сварке конструкций из титановых и алюминиевых сплавов / В.Н. Гадалов, А.Е. Гвоздев, Н.Е. Стариков, А.А. Калинин, И.В. Ворначева, И.А. Макарова // Известия Тульского государственного университета. Технические науки. – 2017. – № 11-2. – С. 164-170.
9. **Гадалов, В.Н.** Исследование влияния термоциклической обработки на спеченные псевдо- α титановые сплавы / В.Н. Гадалов, С.В. Сафонов, И.В. Ворначева [и др] // Фундаментальные и прикладные исследования: проблемы и результаты. С.Б. Матер. XXXIV межд. НПК (28-30 июня 2017г.). – Новосибирск: Изд-во «Центр развития научного сотрудничества» (ЦРНС). – 2017. – С.78-93.
10. **Гадалов, В.Н.** Электролитические боридные покрытия с добавками оксидов Cr_2O_3 , ZrO_2 и Ta_2O_5 / В.Н. Гадалов, И.В. Ворначева, С.В. Ковалев, [и др] // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2016. – № 10(142). – С. 28-30.
11. **Филонович, А.В., Колмыков, В.И., Кутуев, А.Н., Ворначева, И.В.** К использованию скин-эффекта для вихретокового контроля металлических изделий цилинд-

рической формы // Известия Юго-Западного государственного университета. – 2014. – № 5(56). – С. 89-93.

REFERENCES

1. Shorshorov, M.Kh. *Material Super-plasticity*. – M.: Science, 1973. – pp. 187.
2. Gadalov, V.N. Automatic plant for analysis of values and thermal effect distribution in metal alloys / V.N. Gadalov, P.V. Novichkov, A.S. Nagin et al. // *Matters of Physics of Solid*. – Voronezh: VPI, 1973. Issue 3. – pp. 272-278.
3. Grabsky, M.V. *Metal Structural Super-Plasticity*. – M.: Metallurgy, 1975. – pp. 270.
4. Zolotov, M.A., Skudnev, V.A., Vinogradov, V.E. et al. *VT20 Alloy Plasticity at 20-1000°C*// MITOM. – 1977. – No.5. – pp. 52-53.
5. Kaibyshev, O.A., Salishchev, G.A. *Super-Plastic Deformation – Method to Increase Stress-Strain Properties of Titanium Alloys* // MITOM. – 1979. – No.12. – pp. 15-18.
6. Kaibyshev, O.A. *Industrial Alloy Super-Plasticity*. – M.: Metallurgy, 1984. – pp. 263.
7. Gadalov, V.N., Vinokurov, O.V., Saveliev, V.I., Tolku-shev, A.A., Vornacheva, I.V. Study of quick-crystallized powders of OT4 and TT20 titanium alloys waste after electro-

pulse processing // *Pre-production in Mechanical Engineering*. – 2016. – No.11. – pp. 42-46.

8. Gadalov, V.N. Application of super-plasticity effect at diffusion welding of titanium and aluminum alloy structures / V.N. Gadalov, A.E. Gvozdev, N.E. Starikov, A.A. Kalinin, I.V. Vornacheva, I.A. Makarova // *Proceedings of Tula State University. Engineering Sciences*. – 2017. – No.11-2. – pp. 164-170.

9. Gadalov, V.N. Investigation of thermo-cyclic processing impact upon sintered pseudo- α titanium alloys / V.N. Gadalov, S.V. Safonov, I.V. Vornacheva [et al.] // *Fundamental and Applied Investigations: Problems and Results. Proceedings of the XXXIVth Inter. Scientif.-Pract. Conf. (June 28-30, 2017)* – Novosibirsk: Publishers of “Center of Scientific Cooperation Development” (CSCD). – 2017. – pp. 78-93.

10. Gadalov, V.N. Electrolytic boride coatings with Cr_2O_3 , ZrO_2 and Ta_2O_5 oxide additive agents / V.N. Gadalov, I.V. Vornacheva, S.V. Kovalyov, [et al.] // *Strengthening Technologies and Coatings* – 2016. – No.10 (142). – pp. 28-30.

11. Filonovich, A.V., Kolmykov, V.I., Kutuev, A.N., Vornacheva, I.V. To skin-effect use of eddy current control of metal cylindrical products // *Proceedings of South-Western State University*. – 2014. – No.5 (56). – pp. 89-93.

Рецензент д.т.н. А.В. Зюзин

УДК 621.833

DOI: 10.30987/article_5d6518cd7e4976.28892134

В.И. Медведев, д.т.н., **А.Э. Волков**, д.т.н., **С.С. Бирюков**, магистрант (ФГБОУ ВО «МГТУ «СТАНКИН», 103055, Москва, Вадковский пер., 3А);
E-mail: vladimir.ivanovich.medvedev@gmail.com;
andrey.e.volkov@yandex.ru; bserg1234@mail.ru

Построение поверхности отштампованного прямого зуба конического колеса с учетом припуска под финишную обработку

Рассмотрена финишная операция штамповки прямозубого конического колеса – калибровка. Рабочая поверхность зубьев одного из колес представлена конической эвольвентной поверхностью, а другого – модифицированной конической эвольвентной поверхностью. В статье изложена методика построения формы поверхностей зуба после калибровки и до калибровки с учетом выбранного припуска. Предложен вариант распределения припуска под калибровку.

Ключевые слова: калибровка прямозубого конического колеса; коническая эвольвентная поверхность; продольная и профильная модификации боковой поверхности зуба; распределение припуска.

V.I. Medvedev, Dr. Sc. Tech., **A.E. Volkov**, Dr.Sc. Tech., **S.S. Biryukov**, Master's degree student (FSBEI HE “MSTU “STANKIN”, 3A, Vadkovsky Alleyway, Moscow, 103055)

Surface formation of forged straight tooth of bevel gear taking into account stock for finishing

Calibration – a finishing operation of conical spur die forming is considered. A working surface of teeth of one of spurs is presented as an involute surface, and other – a modified tapered involute surface. The paper reports the procedure for the formation of tooth surfaces after calibration and before calibration taking into account an allowance chosen. An option of allowance distribution for calibration is offered.