

## Влияние скорости деформирования на прочность и деформативность сплавов при температуре 4,2 К

**Е. В. Воробьев**

Институт проблем прочности НАН Украины, Киев, Украина

*Рассмотрены результаты исследования влияния скорости деформирования и режима нагружения при наличии предварительной деформации на параметры низкотемпературной прерывистой текучести и механические характеристики сталей 03Х20Н16АГ6, 12Х18Н10Т, титанового сплава ЗМ с учетом стадийности развития скачкообразной деформации. Приведены кинетические критерии потери устойчивости пластической деформации и сформулированы условия разрушения в процессе скачка деформации и после его завершения. Показана необходимость усовершенствования нормативной базы испытаний материалов в условиях глубокого охлаждения.*

**Ключевые слова:** прерывистая текучесть, скорость деформирования, скорость нагружения, режим нагружения, жесткий режим нагружения, мягкий режим нагружения, скачок деформации, ползучесть, механические характеристики

### Обозначения

$T$  – абсолютная температура, К

$T_0$  – исходная температура, К

$\Delta T$  – прирост температуры образца, К

$\varepsilon_{II}$  – предварительная деформация

$\delta$  – относительное удлинение образца после разрыва

$\psi$  – относительное сужение образца после разрыва

$\sigma_B$  – предел прочности материала, МПа

$\sigma_T$  – предел текучести материала, МПа

$\sigma_0$  – напряжение, соответствующее началу скачка деформации, МПа

$\sigma_c$  – напряжение, соответствующее окончанию скачка деформации, МПа

$\dot{\sigma}$  – скорость нагружения, МПа  $\cdot$  с $^{-1}$

$\theta$  – модуль упрочнения материала, МПа

$k_T$  – коэффициент термического разупрочнения, МПа  $\cdot$  К $^{-1}$

$\nu$  – скорость охлаждения образца, К  $\cdot$  с $^{-1}$

$\beta$  – коэффициент трансформации работы пластической деформации в тепло

$q$  – коэффициент теплоотдачи, Вт  $\cdot$  м $^{-2}$   $\cdot$  К $^{-1}$

$r_0$  – начальный радиус рабочей части образца, мм

**Введение.** При температурах ниже 30 К ведущим механизмом деформирования металлических материалов, определяющим их прочность, деформативность и специфику разрушения, является механизм прерывистой текучести (ПТ). Не будучи “чистым” свойством материала, ПТ для данного типа образца (детали) зависит от упругих, инерционных и кинетических характеристик системы образец–машина (деталь–конструкция), в частности от скорости деформирования и режима нагружения [1–6]. Исследование влияния этих факторов на характер развития пластической деформации, разрушение и прочность образцов металлов с учетом стадийности процесса накопления деформации (докритическая стадия однородного деформирования, собственно скачок деформации и стадия дальнейшего неадиабатического пластического деформирования непосредственно после завершения скачка) позволит ответить на следующие вопросы:

произойдет ли реализация эффекта ПТ;

возможно ли разрушение в процессе скачка деформации или после его завершения;

как изменяются параметры ПТ и стандартные механические характеристики материала под влиянием данных факторов.

В соответствии с таким подходом, в данной работе представлены новые результаты о влиянии скорости деформирования и режима нагружения, в том числе с учетом предварительной деформации, на параметры ПТ, механические характеристики и разрушение образцов конструкционных сплавов.

**Материалы и методики.** Объектом экспериментального исследования служили аустенитные стали 03Х20Н16АГ6, 12Х18Н10Т и титановый сплав 3М как наиболее типичные конструкционные материалы современной криогенной техники. Стандартные пятикратные образцы диаметром 3 мм испытывали на одноосное растяжение при температуре 4,2 К в среде жидкого гелия на установке УМН-10 [7]. Испытания проводили в жестком режиме нагружения при номинальной скорости деформирования  $\dot{\epsilon} = 1,6 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и повышенных скоростях деформирования. Жесткость системы образец–машина составляла 12 МН/м. Образцы стали 03Х20Н16АГ6 испытывали также при мягком режиме нагружения. Предварительное деформирование образцов до заданной степени деформации проводили при температуре 293 К со скоростью  $1,6 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ .

**Результаты и их обсуждение.** Влияние скорости деформирования существенно на всех стадиях развития скачкообразной деформации. Для стадии гомогенной деформации адиабатический критерий потери устойчивости деформации  $c / c_k \leq 1$  ( $c$  и  $c_k$  – удельная теплоемкость материала и ее критическое значение [8]), номинально выполняющийся при данной исходной температуре, дополняется кинетическим критерием  $\dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_k \leq 1$  ( $\dot{\epsilon}$  и  $\dot{\epsilon}_k$  – скорость деформирования и ее критическое значение) [2, 9], обеспечивающим достаточно низкую истинную температуру образца (и соответственно теплоемкость) при диссипации энергии в процессе пластического деформирования. Связь между скоростью деформирования и приростом температуры образца описывается условием теплового равновесия [4]:

$$\dot{\epsilon} = \Delta T q S / V \beta \sigma, \quad (1)$$

где  $S$  – площадь боковой поверхности рабочей части образца;  $V$  – объем рабочей части, причем соотношение  $S / V = 2\sqrt{1 + \epsilon} / r_0$  с увеличением деформации изменяется незначительно ( $< 5\%$  при  $\epsilon = 0,1$ ). Если величина  $T_0 + \Delta T$  становится равной температурному пределу существования эффекта ПТ, то соответствующее значение  $\dot{\epsilon}$  из (1) следует считать критическим. Определив пределы текучести и приняв  $T_0 + \Delta T = 20 \dots 30$  К,  $q = 200$  Вт/м<sup>2</sup> (режим пленочного кипения при  $T_0 + \Delta T > 5$  К [10]) и близкое к максимальному значение  $\beta = 0,9$ , для образцов сталей 03Х20Н16АГ6, 12Х18Н10Т и сплава 3М получаем величины  $\dot{\epsilon}_k$ , равные соответственно  $(4,0 \dots 6,5) \cdot 10^{-3}$ ;  $(4,8 \dots 7,7) \cdot 10^{-3}$ ;  $(4,6 \dots 7,5) \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>.

Как показал эксперимент, участки диаграмм деформирования, на которых ПТ отсутствует, появляются для этих материалов (образцов диаметром 3 мм) при скорости  $(5 \dots 6) \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>, что подтверждает результаты расчета. Дополнительно был исследован относительно малопрочный алюминиевый сплав АМг6, для которого  $T_0 + \Delta T \approx 20$  К. Деформация образцов этого сплава становится макрооднородной при скорости около  $25 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>, расчет дает  $\dot{\epsilon}_k = 24 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup>. Таким образом, для различных материалов получено соответствие расчетных и экспериментальных результатов.

Пользуясь зависимостью (1), можно рассчитать предельные скорости деформирования, при которых подъем температуры не превышает 1 К и в среде жидкого гелия сохраняется наиболее интенсивный режим теплообмена – пузырьковое кипение, что гарантирует реализацию эффекта ПТ.

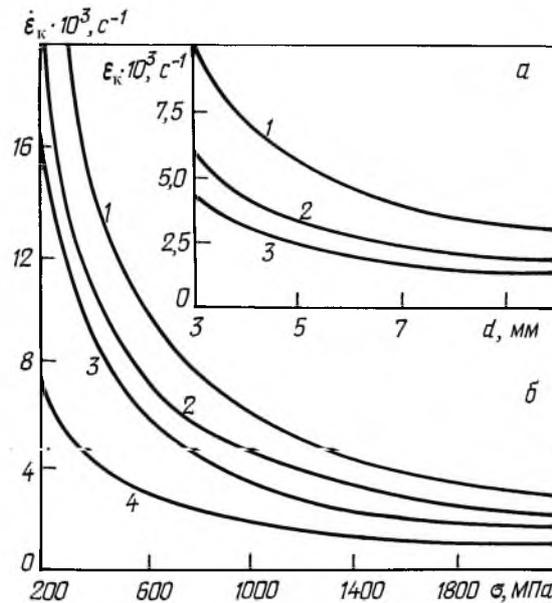


Рис. 1. Зависимость критической скорости деформирования металлических материалов от диаметра образца при напряжениях течения 600 (1), 1000 (2), 1400 МПа (3) – а и от напряжения для стандартных образцов диаметром 3 (1), 4 (2), 5 (3) и 10 мм (4) – б.

Такие расчетные зависимости для стандартных образцов металлических материалов различных диаметров (рис. 1) использовались в предложенном подходе к нормированию скорости деформирования при испытаниях в условиях глубокого охлаждения [11].

Увеличение скорости до  $\dot{\varepsilon}_k$  и выше вызывает качественное изменение характера деформирования – от скачкообразной локализованной деформации к однородной. Это приводит к существенному изменению механических характеристик. С увеличением скорости в интервале  $1,6 \cdot 10^3 \dots 3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  предел прочности сталей 03X20H16AG6, 12X18H10T и титанового сплава 3М уменьшается соответственно на 22; 19 и 18%, относительное удлинение – в 1,6; 1,2 и 1,9 раза, в то время как относительное сужение сталей увеличивается в 1,2, сплава – в 1,1 раза. При этом условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  практически не изменяется, поскольку для его заметного повышения необходимо увеличить скорость деформирования на несколько порядков [12].

Причиной отсутствия ПТ и изменения механических характеристик является несоблюдение адиабатического критерия в результате нагрева образцов при их пластическом деформировании, который весьма облегчен при низких величинах теплоемкости металлов в условиях криогенных температур. Прирост температуры в процессе деформирования образца стали 12X18H10T при скорости  $3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  по формуле (1) составляет примерно 100 К, что значительно выше расчетного значения  $\Delta T \approx 25 \text{ К}$  при той же скорости для менее прочного алюминиевого сплава АМг6 – примерно на величину отношения пределов текучести. Полученная оценка подтверждается экспериментальными данными о нагреве до 120 К образцов хромоникелевой стали типа 304 диаметром 5,6 мм при скорости  $2,5 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  [13], а также другими экспериментами, которые показали, что величины нагрева образцов различных сплавов достигают нескольких десятков градусов [3, 14].

При  $\dot{\varepsilon} > \dot{\varepsilon}_k$  с увеличением предварительной деформации  $\varepsilon_{\text{п}}$  предел прочности титанового сплава 3М возрастает значительно более интенсивно, чем при  $\dot{\varepsilon} < \dot{\varepsilon}_k$ , в то время как предел текучести – менее интенсивно (рис. 2,а). На рис. 2 представлены относительные величины механических характеристик, а величины со штрихом относятся к предварительно деформированным образцам. Относительное удлинение при повышенной скорости снижается более значительно, а относительное сужение – менее (рис. 2,б). Начиная с деформации  $\varepsilon_{\text{п}} = 0,05$ , характеристики  $\sigma_{\text{в}}$  и  $\sigma_{\text{т}}$  указанного сплава одинаковы (рис. 2,а), так как сразу после участка упругого нагружения реализуется скачок деформации, по завершении которого нагрузка продолжает снижаться (рис. 3,б). В данном случае, как и для стали 03X20H16AG6 [15], влияние скорости деформирования проявляется в резком уменьшении сопротивления материала пластическому деформированию непосредственно после завершения скачка. Для этой стадии кинетическое условие разрушения определяется соотношением интенсивности геометрического разупрочнения в образующейся шейке и интенсивности температурного и деформационного упрочнения [4]:

$$\dot{\varepsilon} \geq k_{\text{т}} v / (\sigma_{\text{с}} - \theta). \quad (2)$$

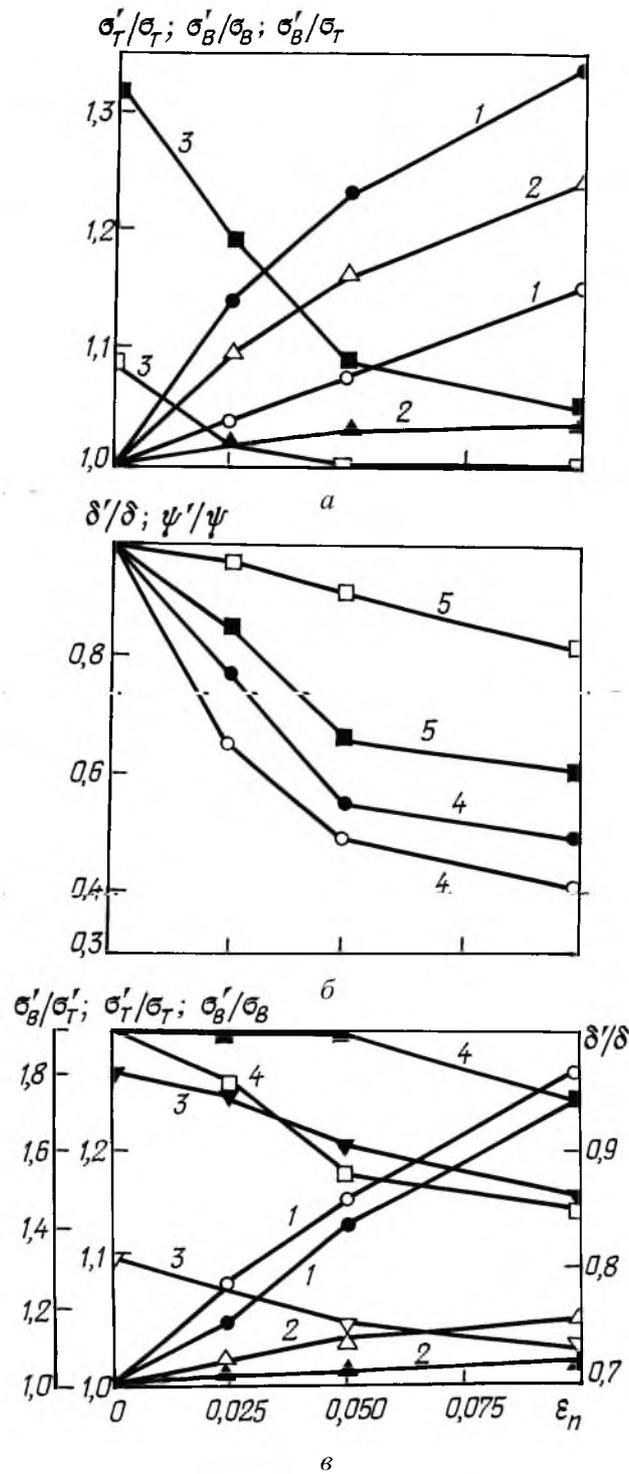


Рис. 2. Зависимость пределов текучести (1), прочности (2), отношений  $\sigma'_B/\sigma_T$  и  $\sigma'_B/\sigma'_T$  (3), относительного удлинения (4) и относительного сужения (5) для образцов сплава 3М (а, б) и стали 12Х18Н10Т (в) от степени предварительной деформации при скоростях деформирования  $1,6 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (темные точки) и  $3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  (светлые точки).

При статических и квазистатических скоростях деформирования скорость охлаждения положительна, т.е. образец в зоне течения после скачка деформации успевает охладиться, и соотношение (2) имеет смысл лишь при  $\sigma_c > \theta$ , что является необходимым условием разрушения. В процессе скачка деформации, в силу его быстротечности, влияние внешнего подгружения при статических и квазистатических скоростях деформирования или нагружения несущественно [6].

Метастабильная аустенитная сталь 12Х18Н10Т отличается большим резервом деформационного упрочнения и пластичности, поэтому предварительное деформирование значительно слабее изменяет вид диаграмм растяжения и, следовательно, механические характеристики материала при повышенной скорости деформирования (рис. 2,в). Наблюдается один скачок ПТ, подобный зубу текучести, после чего дальнейшая локализация деформации не развивается, а появляется площадка текучести, удлиняющаяся с ростом предварительной деформации в 1,5 раза, с последующим упрочнением (рис. 3,б).

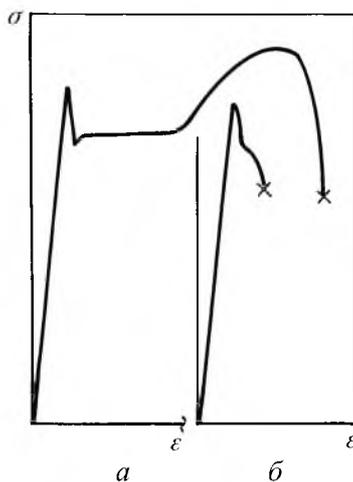


Рис. 3. Вид диаграмм деформирования стали 12Х18Н10Т (а) и титанового сплава 3М (б) при  $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  после предварительного деформирования до  $\epsilon_{II} = 0,1$ .

Подавляющее большинство экспериментальных данных о низкотемпературной ПТ металлов получено при испытаниях образцов в режиме активного растяжения с постоянной номинальной скоростью деформирования, т.е. в жестком режиме. Необходимо обратить внимание на основные отличия в характере деформирования материалов с учетом ПТ, возникающие при переходе к другим режимам нагружения, реализуемым как в эксперименте, так и в реальных конструкциях. К ним относятся: мягкий режим нагружения – при постоянной скорости нагружения и режим ползучести – при постоянстве нагрузки. Заметим, что во всех случаях условием реализации эффекта ПТ является выполнение адиабатического критерия, а также силового и деформационно-силового [4, 16]. При нагружении в мягком режиме со скоростью  $\dot{\sigma}$  на стадии равномерного деформирования адиабатический критерий дополняется кинетическим

$$\dot{\sigma} / \dot{\sigma}_k \leq 1. \quad (3)$$

Зная критическую скорость деформирования, величину  $\dot{\sigma}_k$  можно оценить, принимая модуль упрочнения  $\theta \approx \text{const}$  и заменяя (3) соотношением

$$\dot{\sigma} / \theta \leq \dot{\epsilon}_k. \quad (4)$$

При малых (докритических) скоростях нагружения ПТ реализуется и в мягком режиме, но параметры ее изменяются. Испытания образцов сплава АМг6 на машине “Instron” при температуре 4,2 К и скорости нагружения 1,5 МПа/с показали, что при переходе от жесткого режима нагружения к мягкому число скачков снижается от 96 до 26, а их амплитуда по напряжению – от 17 до 13 МПа, причем небольшие скачки полностью компенсируются нагружающей системой машины [7]. Нагружение образцов исследуемых материалов при закритических скоростях и наличии стадии равномерной деформации показало, что ПТ полностью отсутствует, а изменение механических характеристик по сравнению с полученными при жестком режиме нагружения аналогично вызываемому повышением скорости деформирования до  $\dot{\epsilon} > \dot{\epsilon}_k$ . Скорость нагружения образцов  $\dot{\sigma} = 100$  МПа/с выбрана заведомо больше критической, которая для образцов стали 03Х20Н16АГ6 с использованием значений  $\theta \approx 6000$  МПа (для начального участка упругопластического деформирования [16]),  $\dot{\epsilon}_k \approx 6 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и соотношения (4) составляет около 36 МПа/с.

Испытания на ползучесть обычно проводятся путем приложения нагрузки в виде подвешенного груза, вызывающего заданное напряжение. На докритической стадии накопления деформации, когда напряжение меньше, а модуль упрочнения больше критических величин, пластическая деформация в этом режиме, как и в других, остается устойчивой. При криогенных температурах наблюдается неустановившаяся ползучесть, скорость которой быстро уменьшается. Очевидно, что скачок деформации может проявиться при подрастании напряжения до величины  $\sigma_k = \sigma_0$ , соответствующей началу скачка деформации. Ранее [6] предложена математическая модель развития скачкообразной деформации для случаев неподгружаемой системы, а также для активного нагружения и режима ползучести. Показано, что для данной системы нагружения, жесткость которой практически равна нулю, а релаксация нагрузки при скачке деформации сильно замедлена за счет инерционности груза, величина скачкообразной деформации резко увеличивается, что приводит к разрушению образца. Такой эффект имел место при испытаниях на ползучесть монокристаллов алюминия, когда подгрузку осуществляли постепенным доливом воды в грузовую емкость [5]. Модель [6] позволяет сформулировать критерий разрушения в режиме ползучести в результате проявления эффекта ПТ в виде  $\sigma_0 / \theta \geq \epsilon_p$ , где  $\epsilon_p \approx \delta$ . При испытаниях на ползучесть предварительно деформированного материала (модуль упрочнения уже значительно уменьшился, а стадия однородной деформации отсутствует) плавный рост пластической деформации невозможен, и при упругой догрузке до  $\sigma_0 = \sigma_T$  произойдет разрушение.

Заметим, что при напряжениях, близких к  $\sigma_0$ , инициирование скачка возможно без подгрузки путем импульсного энергетического воздействия на образец, в частности, сильным магнитным полем [17].

Таким образом, скорость деформирования и режим нагружения являются важными факторами, которые существенно влияют как на реализацию эффекта ПТ, так и на характер разрушения образцов материалов и механические характеристики при низких температурах, что требует усовершенствования существующей нормативной базы испытаний на растяжение в условиях глубокого охлаждения.

## Резюме

Розглянуто результати дослідження впливу швидкості деформування і режиму навантажування за наявності попередньої деформації на параметри низькотемпературної переривчастої текучості та механічні характеристики сталей 03X20H16AG6, 12X18H10T, титанового сплаву 3М з урахуванням стадійності розвитку стрибкоподібної деформації. Наведено кінетичні критерії втрати стійкості пластичної деформації і сформульовано умови руйнування у процесі стрибка деформації та після його завершення. Показано необхідність удосконалення нормативної бази випробувань матеріалів в умовах глибокого охолодження.

1. Старцев В. И., Ильичев В. Я., Пустовалов В. В. Пластичность и прочность металлов при низких температурах. – М.: Металлургия, 1975. – 328 с.
2. Комник С. Н., Демирский В. В. Связь динамики пластического течения с механической неустойчивостью материалов при криогенных температурах // Криогенные материалы и их сварка: Докл. Междунар. конф. – Киев: Наук. думка, 1986. – С. 61 – 66.
3. Стрижало В. А., Бугаев В. Ю., Медведь И. И. Влияние скорости деформирования на поведение конструкционных сплавов при статическом растяжении в условиях глубокого охлаждения // Пробл. прочности. – 1990. – № 1. – С. 3 – 8.
4. Стрижало В. А., Воробьев Е. В. Низкотемпературная прерывистая текучесть конструкционных сплавов // Там же. – 1993. – № 8. – С. 37 – 46.
5. Иванченко Л. Г., Солдатов В. П. Влияние вида деформирования на характер нестабильного течения монокристаллов алюминия при низких температурах // Физика металлов и металловедение. – 1981. – 52, вып. 1. – С. 183 – 188.
6. Воробьев Е. В., Стрижало В. А. Развитие низкотемпературной скачкообразной деформации металлов и возможности ее устранения // Пробл. прочности. – 1999. – № 1. – С. 41 – 52.
7. Стрижало В. А., Новогрудский Л. С., Воробьев Е. В. Прочность сплавов криогенной техники при электромагнитных воздействиях. – Киев: Наук. думка, 1990. – 180 с.

8. *Basinski Z. S.* The instability of plastic flow of metals at very low temperatures // *Proc. Roy. Soc.* – 1957. – **A240**. – P. 229 – 242.
9. Малыгин Г. А. К механизму возникновения скачков напряжения при низкотемпературной деформации // *Физика металлов и металловедение*. – 1975. – **40**, вып. 3. – С. 642 – 645.
10. *Большуткин Д. Н., Десненко В. А., Ильичев В. Я.* Низкотемпературная пластическая деформация никеля в магнитном поле до 34 кЭ // *Физика низких температур*. – 1976. – **2**, № 2. – С. 252 – 256.
11. *Стрижало В. А., Новогрудский Л. С., Воробьев Е. В.* О разработке межгосударственного стандарта “Металлы. Метод испытания на растяжение при температурах от 293 до 4,2 К” // IV науч.-техн. семинар “Актуальные проблемы механики, прочности и теплопроводности при низких температурах”: Тез. докл. – СПб.: Междунар. академия холода, 1998. – С. 10 – 11.
12. *Степанов Г. В.* Упругопластическое деформирование и разрушение материалов при импульсном нагружении. – Киев: Наук. думка, 1991. – 288 с.
13. *Iino Y., Suzuki K.* Notched tensile strength and plastically deformed zone of type 304 steel at 4 K // 6th Int. Congr. Exp. Mech. (Portland, Ore, 5–10 June, 1988). – 1988. – **1**. – P. 106 – 111.
14. *Смирнов В. Г., Солнцев Ю. П.* Влияние скорости деформирования на разогрев образцов при статических испытаниях титанового сплава в интервале температур 293...4,2 К // *Пробл. прочности*. – 1992. – № 12. – С. 70 – 78.
15. *Стрижало В. А., Воробьев Е. В., Новогрудский Л. С.* Влияние предварительного деформирования на прерывистую текучесть материалов при температуре 4,2 К // Там же. – 1995. – № 8. – С. 12 – 20.
16. *Стрижало В. А., Воробьев Е. В.* Низкотемпературная прерывистая текучесть упрочняющихся материалов // Там же. – 1994. – № 10. – С. 3 – 8.
17. *Воробьев Е. В.* Низкотемпературное упрочнение конструкционных сплавов в условиях воздействия сильных магнитных полей // Там же. – 1990. – № 6. – С. 48 – 52.

Поступила 27. 01. 2000