



Оригинальная статья

УДК 621.77.016.2

DOI 10.17073/0368-0797-2022-11-786-797

<https://fermet.misis.ru/jour/article/view/2432>

РАЗРАБОТКА ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНЫХ РЕЖИМОВ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Co – 28Cr – 6Mo НА ОСНОВЕ КАРТ ПЛАСТИЧНОСТИ

Ю. В. Гамин¹, А. В. Коротицкий¹, Т. Ю. Кин¹,С. П. Галкин¹, С. А. Костин², Е. О. Тихомиров¹¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (Россия, 119049, Москва, Ленинский пр., 4)² АО «Завод Качественных Сплавов» (Россия, 115516, Москва, Покровка, 33)

Аннотация. Проведены испытания сплава медицинского назначения Co–28Cr–6Mo после гомогенизации на одноосное сжатие при температурах 1000, 1100 и 1200 °С и скоростях деформации 1, 10 и 50 с^{–1} с использованием установки Gleeble System 3800. Получены кривые сопротивления деформации, описывающие деформационное поведение сплава. С использованием трех моделей (степенной, экспоненциальной и функции гиперболического синуса), описывающих напряжение течения, выполнены расчеты параметров горячей деформации (энергия активации, параметр Зенера-Холломоны). Наиболее высокую степень сходимости показали результаты расчета, проведенного на основе степенной функции и функции гиперболического синуса. Данные модели могут быть использованы для точных расчетов напряжения течения при заданных параметрах температуры и скорости деформации, или для моделирования процесса деформации. Также на основе карт пластичности выполнена разработка деформационно-скоростных режимов горячей деформации сплава Co–28Cr–6Mo, что позволит в дальнейшем выбрать оптимальные режимы прокатки. Согласно полученным данным, благоприятные температурно-скоростные условия для осуществления горячей деформации смещаются по мере накопления деформации в область высоких температур и малых скоростей деформации. При этом крайне неблагоприятная зона с отрицательными значениями критерия стабильности пластического течения ξ , появляющаяся при значениях показателя деформации $e = 0,3 - 0,4$, продолжает довольно существенно расти с увеличением деформационного воздействия. Горячую деформацию сплава Co–28Cr–6Mo при малых степенях обжатия ($e < 0,2$) целесообразнее выполнять при температурах более 1150 °С и скоростях деформации не менее 20 с^{–1}. С ростом степени деформации необходимо выбирать более низкие скорости деформации (1 – 5 с^{–1}) и более высокую температуру деформации.

Ключевые слова: сплав Co–Cr–Mo, пластическая деформация, реологические свойства, параметр Зенера-Холломоны, карты пластичности, режим деформации, скорость деформации

Для цитирования: Гамин Ю.В., Коротицкий А.В., Кин Т.Ю., Галкин С.П., Костин С.А., Тихомиров Е.О. Разработка температурно-скоростных режимов горячей деформации сплава Co – 28Cr – 6Mo на основе карт пластичности // Известия вузов. Черная металлургия. 2022. Т. 65. № 11. С. 786–797. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-11-786-797>

Original article

DEVELOPMENT OF TEMPERATURE-SPEED MODES OF HOT DEFORMATION OF Co – 28Cr – 6Mo ALLOY BASED ON PROCESSING MAPS

Yu. V. Gamin¹, A. V. Korotitskii¹, T. Yu. Kin¹,S. P. Galkin¹, S. A. Kostin², E. O. Tikhomirov¹¹ National University of Science and Technology “MISIS” (4 Leninskii Ave., Moscow 119049, Russian Federation)² JSC “Plant of Quality Alloys” (33 Pokrovka Str., Moscow 115516, Russian Federation)

Abstract. In the article, the tests of the medical alloy Co–28Cr–6Mo after homogenization for uniaxial compression at temperatures of 1000, 1100 and 1200 °C and strain rates of 1, 10, and 50 s^{–1} were carried out using the Gleeble System 3800. The stress-strain curves describing the alloy deformation behavior were obtained. The calculations of hot deformation parameters (activation energy, Zener-Hollomon parameter) were performed using three models (power-law, exponential, and hyperbolic sine function) describing the flow stress. The highest degree of convergence was shown by the calculation results based on the power function and the hyperbolic sine function. These models can be used to accurately calculate the flow stress at given temperature and strain rate parameters, or to simulate the deformation process. Also, based on processing maps, the authors developed the deformation-speed modes of hot deformation of the Co–28Cr–6Mo alloy. It will make it possible to choose the optimal rolling modes in the future. According to the data obtained, favorable temperature-speed conditions for hot deformation are shifted as deformation accumulates

to the region of high temperatures and low strain rates. At the same time, the extremely unfavorable zone with negative values of the ξ -criterion, which appears at $e = 0.3 - 0.4$, continues to grow quite significantly with an increase in the deformation effect. Hot deformation of the Co–28Cr–6Mo alloy at low compression ratios ($e < 0.2$) is more expedient to perform at temperatures above 1150 °C and strain rates of at least 20 s⁻¹. With an increase in deformation degree, it is necessary to choose lower strain rates (1–5 s⁻¹) and higher deformation temperature.

Keywords: Co – Cr – Mo alloy, plastic deformation, rheological properties, Zener-Hollomon parameter, processing maps, deformation mode, strain rate

For citation: Gamin Yu.V., Korotitskii A.V., Kin T.Yu., Galkin S.P., Kostin S.A., Tikhomirov E.O. Development of temperature-speed modes of hot deformation of Co – 28Cr – 6Mo alloy based on processing maps. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2022, vol. 65, no. 11, pp. 786–797. (In Russ.). <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-11-786-797>

ВВЕДЕНИЕ

Сплав Co–Cr–Mo является деформируемым высокотемпературным сплавом, который широко применяется в медицине для изготовления имплантов тазобедренного, коленного или локтевого суставов [1–4]. Он обладает высокими механическими свойствами [5], износостойкостью, коррозионной стойкостью [6, 7] и биологической совместимостью [8]. Чаще всего производственный процесс сплава Co–Cr–Mo включает операции горячей, теплой и холоднойковки [9, 10] или сортовой прокатки [11] для получения прутков требуемого диаметра. Далее термообработку, штамповку или механическую обработку. Качество металлических материалов определяется всеми этапами производства, начиная от выплавки, где необходимо обеспечение заданных параметров атмосферы, чистоты исходных материалов и др. [12–14], и заканчивая финишной обработкой. Вместе с тем, горячая деформация является основной операцией, оказывающей влияние на получение бездефектной конечной продукции требуемых свойств и микроструктуры. Известно [15–19], что сплав Co–Cr–Mo содержит высокое содержание легирующих элементов в виде выделяющихся карбидов и интерметаллидных фаз, и имеет различный фазовый состав при различных температурах. В связи с этим, данный сплав обладает достаточно узким температурным интервалом деформации, и при неблагоприятных режимах деформации возможно образование трещин и дефектов в процессе деформации. Поэтому изучение температурно-деформационного поведения сплава в процессе горячей деформации является важной задачей.

Во время высокотемпературной деформационной обработки в сплавах могут происходить микроструктурные изменения по различным механизмам. Механизмы пластической деформации, при которых происходит разупрочнение (динамическая рекристаллизация или динамический возврат), считаются «безопасными» или «стабильными», а другие могут приводить к образованию дефектов [20, 21]. Диаграммы обработки (или карты пластичности), построенные на основе динамической модели материала, показывают способность сплава к горячей деформации и позволяют установить наиболее благоприятные режимы обработки [22–24].

Основной целью данной работы являются изучение деформационного поведения и разработка деформационно-скоростных режимов горячей деформации

сплава Co–28Cr–6Mo, что позволит в дальнейшем выбрать оптимальные режимы прокатки.

МЕТОДЫ И МАТЕРИАЛЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследования проводились для медицинского сплава Co–28Cr–6Mo, химический состав которого представлен ниже, % (по массе):

Co	Cr	Mo	Ni	Fe	Si	C	S
основа	28	6	0,7	0,5	0,3	0,013	0,004

Исходный слиток получен вакуумно-индукционной выплавкой, после чего его подвергали гомогенизационному отжигу при температуре 1230 °C в течение 6 ч с последующей закалкой в воде. Далее из исходного слитка вырезали цилиндрические образцы диаметром 10 мм высотой 15 мм, которые испытывали на одноосное сжатие на испытательной установке Gleeble 3800. Деформацию проводили в вакууме при температурах 1000, 1100 и 1200 °C и скоростях деформации 1, 10 и 50 с⁻¹. Каждый образец нагревали до температуры на 20 °C выше температуры предстоящей деформации со скоростью 10 °C/с и выдерживали при данной температуре 60 с. Далее образец охлаждали до температуры деформации со скоростью 2 °C/с и выдерживали при температуре испытаний 180 с до начала сжатия.

Контролируемый нагрев и поддержание температуры образца в ходе всего испытания осуществлялись регулируемым пропусканием электрического тока непосредственно через образец. Такой способ нагрева обеспечивает высокую скорость и хорошую однородность распределения температуры по глубине образца (и относительно неплохую вдоль образца) как при изотермической выдержке, так и при нагреве. Контроль за температурой осуществляли с помощью приваренных непосредственно к центральной части образца термопар. Значение подаваемой мощности электрического тока контролировалось автоматически при помощи обратной связи с применением встроенного ПИД-регулятора, обеспечивающего нагрев и охлаждение с заданной скоростью, а также стабильное поддержание (не более $\pm 0,5$ °C) температуры в ходе изотермической выдержки.

Для предотвращения «прикипания» образца к поверхности бойков в ходе испытаний большой продолжительности при высоких температурах, а также с целью нейтрализации химического взаимодействия

образца с графитом и различными смазками, торцевые контактные поверхности образца покрывали фольгой из тантала. Для уменьшения контактных сил трения между торцевыми поверхностями образца и деформирующими рабочими поверхностями бойков, изготовленных из карбида вольфрама, использовали графитовую фольгу.

Образцы деформировались в горячем состоянии с показателем деформации $\epsilon = 0,75$ в условиях поддержания постоянной истинной скорости деформации образца при заданной температуре. Степень пластической деформации задавали и оценивали по степени обжатия (осадки) образца в логарифмических координатах:

$$\epsilon_i = \ln \left(1 - \frac{\Delta h}{h_0} \right). \quad (1)$$

Истинное значение напряжения (сопротивление) материала $\sigma_{\text{ист}}$ по мере накопления пластической деформации оценивали по отношению мгновенного значения усилия со стороны деформирующей штанги (оснастки) $F_{\text{мгн}}$ к мгновенному значению сечения образца S_0 :

$$\sigma_{\text{ист}} = \frac{F_{\text{мгн}}}{S_0} \left(1 - \frac{\Delta h}{h_0} \right). \quad (2)$$

Сразу после окончания процесса сжатия образец немедленно охлаждали до комнатной температуры смесью газов N_2 (давление 6 МПа) и He (4 МПа) при скорости охлаждения примерно $50^\circ\text{C}/\text{с}$.

Данные по напряжениям и деформациям переведены в истинные координаты (рис. 1), в которые предварительно были внесены дополнительные корректирующие поправки, связанные с учетом конечной жесткости испытательной машины и используемой оснастки, а также фактора трения при осадке. Помимо этого, были учтены отклонения фактической скорости осадки от заданной и естественный температурный разогрев, вследствие которого возникает занижение значений сопротивления деформации по сравнению с гипотетическим экзотермическим процессом.

Корректирующие поправки на температурные и скоростные условия экстраполяционно вносились с учетом экспериментально установленных зависимостей для коэффициента скоростной чувствительности (m) и коэффициента температурного разупрочнения (K_t), определенных для каждой степени накопленной деформации по форме экспериментальных температурно-скоростных зависимостей сопротивления деформации.

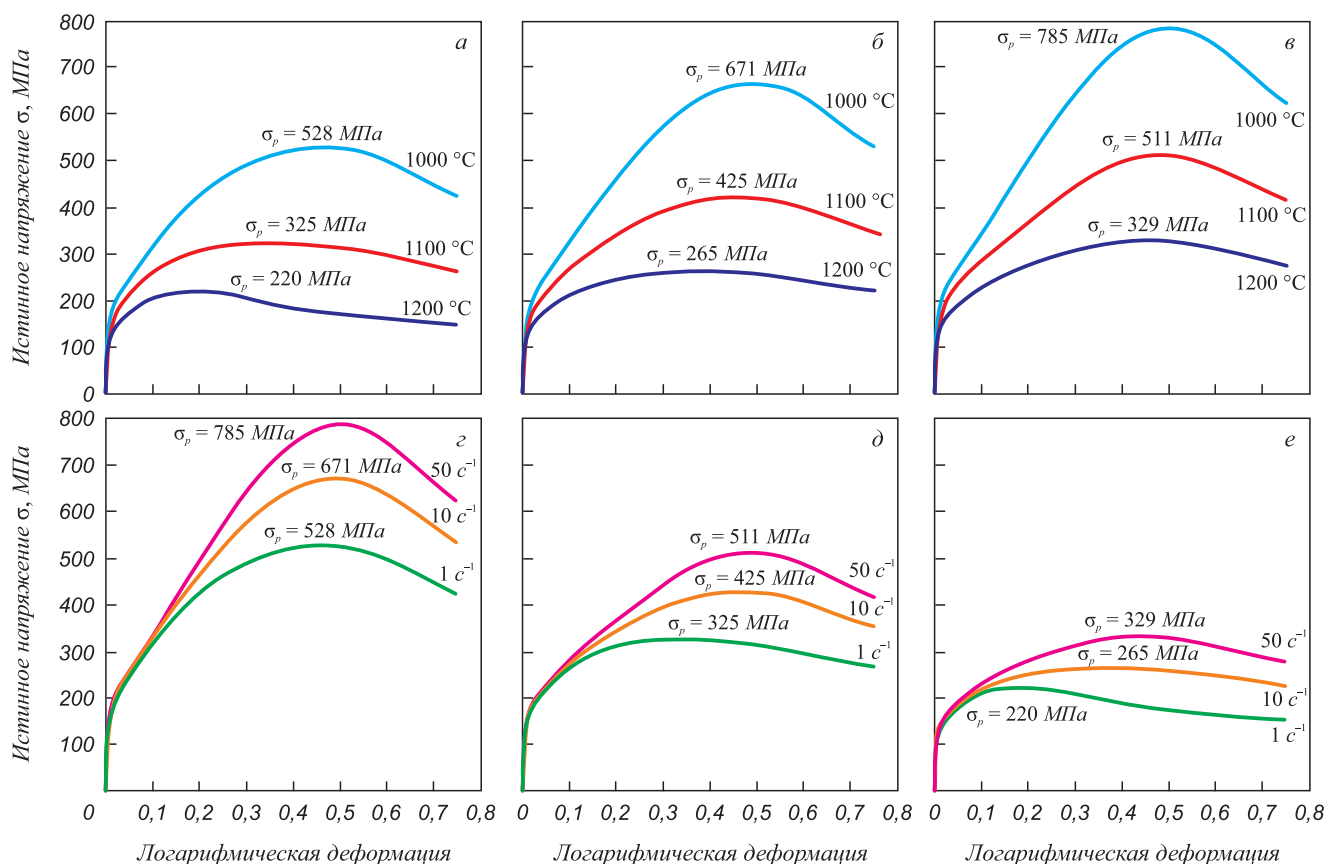


Рис. 1. Кривые сопротивления деформации сплава Co – 28Cr – 6Mo при разных температурах и скоростях деформации: 1 (а), 10 (б) и 50 с⁻¹ (в), а также с увеличением скорости деформации при изотермических условиях: 1000 (з), 1100 (д) и 1200 °C (е)

Fig. 1. Stress-strain curves of Co – 28Cr – 6Mo alloy at different temperatures and strain rates: 1 (a), 10 (b) and 50 s⁻¹ (c), as well as with an increase in the strain rate at isothermal conditions: 1000 (z), 1100 (d) and 1200 °C (e)

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Кривые сопротивления деформации

На рис. 1 представлены типичные кривые в координатах истинное напряжение – логарифмическая деформация после горячей деформации на осевое сжатие образцов. Как видно, сплав Co–28Cr–6Mo обладает высоким сопротивлением деформации при температурах 1000 – 1200 °С. На кривых можно наблюдать типичную зависимость снижения напряжения течения при повышении температуры и при уменьшении скорости деформации. При этом, в сравнении с температурной (рис. 1, а – в), скоростная чувствительность сплава менее значительна и снижается с ростом температуры (рис. 1, г – е). Так, например, для $T = 1000$ °С, при увеличении скорости деформации с 1 до 10 с⁻¹, максимальное напряжение σ_p возрастает на 20 %, а для скоростей деформации 10 и 50 с⁻¹ увеличение максимального напряжения происходит только на 8 %.

В начале процесса деформации образцов (до достижения пикового напряжения) происходит интенсивный рост сопротивления деформации, т. е. упрочнение материала, и можно наблюдать два характерных участка. До величины деформации $\varepsilon \approx 0,02$ напряжение течения практически одинаково увеличивается для всех температур и скоростей деформации. Далее, в зависимости от температуры и скорости деформации, кривые имеют разный угол наклона линий на графиках. Для $\dot{\varepsilon} = 1$ с⁻¹ напряжение возрастает более плавно и при $T = 1200$ °С практически сразу выходит на установившуюся стадию, когда напряжение почти не меняется с ростом величины деформации. С увеличением скорости деформации и снижением температуры упрочнение становится более интенсивным и для $\dot{\varepsilon} = 50$ с⁻¹ имеет практически линейную зависимость (рис. 1, в).

Пиковые напряжения при различных температурах и скоростях деформации

Peak stresses at different temperatures and strain rates

Температура, °С	Скорость деформации, с ⁻¹	Пиковое напряжение σ_p , МПа
1000	1	528
	10	671
	50	785
1100	1	325
	10	425
	50	511
1200	1	220
	10	265
	50	329

Для самой низкой скорости деформации 1 с⁻¹ (рис. 1, а) максимальное напряжение σ_p зафиксировано при разной величине деформации ε_p . При снижении температуры испытаний с 1200 до 1000 °С ε_p увеличивается с 0,22 до 0,48, что говорит о более высоком деформационном упрочнении в процессе сжатия на данном участке. Для скоростей деформации 10 и 50 с⁻¹ максимальное пиковое напряжение достигается при величине деформации в диапазоне 0,4 – 0,5 для всех температур испытаний. После достижения пикового напряжения сопротивление деформации начинает снижаться до окончания сжатия, что говорит о развитии процессов разупрочнения.

Определение параметров горячей деформации

Влияние температуры и скорости деформации на деформационное поведение металлических материалов описывается параметром Зенера-Холломоуна, называемым температурно-скомпенсированной скоростью деформации:

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = AF(\sigma), \quad (3)$$

где $\dot{\varepsilon}$ – скорость деформации, с⁻¹; T – абсолютная температура деформации, К; R – газовая постоянная, равная 8,31 Дж/(моль·К); Q – энергия активации процесса, контролирующего горячую деформацию, кДж/моль.

Функция $F(\sigma)$ может быть определена тремя математическими выражениями:

$$F(\sigma) = \sigma^{n'} \text{ для } \alpha\sigma < 0,8; \quad (4)$$

$$F(\sigma) = \exp(\beta\sigma) \text{ для } \alpha\sigma > 1,2; \quad (5)$$

$$F(\sigma) = [\sinh(\alpha\sigma)]^n \text{ для всех } \sigma, \quad (6)$$

где A , β , n , n' – константы исследуемого материала, подлежащие определению из данных экспериментов; $\alpha = \beta/n'$.

Для построения модели пластического течения необходимо нахождение энергии активации Q , входящей в параметр Зенера-Холломоуна (3), и установление связи между параметром Z и пиковыми напряжениями деформирования σ_p . Используя экспериментальные кривые сопротивления деформации (см. рис. 1), определены пиковые напряжения для каждой температуры и скорости деформации (см. таблицу).

Далее с помощью регрессионного анализа и построения зависимостей $\ln(\dot{\varepsilon}) - \ln(\sigma)$, $\ln(\dot{\varepsilon}) - \sigma$ и $\ln(\dot{\varepsilon}) - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ можно определить коэффициенты n' , β , n . В данном случае полученные по графикам значения для каждой модели (4) – (6) составили $n = 5,943$; $n' = 9,381$; $\beta = 0,0238$. Отсюда коэффициент $\alpha = \beta/n' = 0,00254$.

Для определения энергии активации Q по трем рассматриваемым моделям необходимо построить зави-

симости $n' \ln(\sigma) - \ln(\dot{\epsilon})$, $\beta \sigma - \ln(\dot{\epsilon})$ и $n \ln[\sin h(\alpha \sigma)] - \ln(\dot{\epsilon})$ от $1/T$. Среднее значение угла наклона полученных графиков будет определять значение энергии активации Q , а точка пересечения с осью ординат – значение $\ln(A)$. В соответствии с описанными выше расчетами получены следующие значения энергии активации: 651 ± 27 , 727 ± 106 и 581 ± 48 кДж/моль для трех рассмотренных моделей соответственно.

На основе полученных значений Q производился расчет значений Z и $\ln(Z)$ для каждой температуры и скорости деформации. После этого, используя найденные параметры, рассчитывались ожидаемые значения для напряжения течения σ , соответствующие степенной функции, экспоненциальной и функции гиперболического синуса. С целью проверки сходимости результатов выполненных расчетов авторы строили линии тренда в координатах расчетного напряжения течения и полученного экспериментально (рис. 2). Для рассматриваемого сплава наиболее высокую степень сходимости показали результаты расчета, проведенные на основе степенной функции ($R^2 = 0,9976$) и функции гиперболического синуса ($R^2 = 0,9937$). В соответствии с этим, усредненное значение в оценке энергии активации, с учетом этих двух (наиболее точных) моделей, составило 616 ± 65 кДж/моль. Данное значение является достаточно высоким и сопоставимо с другими подобными сплавами [25, 26], что говорит о высоком сопротивлении деформации и значительном упрочнении даже при высоких температурах деформации.

Карты пластичности

Карта пластичности была предложена Прасадам [27] на основе теории динамической модели материала (ДММ), которая направлена на изучение технологичности материалов при горячей деформации. В теории ДММ общая энергия P , производимая во время горячей деформации, может быть разделена на энергию диссипации G , потребляемую при пластической деформации, и энергию диссипации J , потребляемую при эволюции микроструктуры во время деформации. Оба компонента могут быть представлены скоростью деформации и напряжением течения, что выражается как [28]

$$P = \sigma \dot{\epsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma. \quad (7)$$

Методика построения карт пластической деформации для определения оптимальных условий проведения термометаллургической обработки сводится к построению зависимости способности материала рассеивать энергию деформации (η -критерий) и зависимости стабильности пластического течения (ξ -критерий) от температуры, скорости и степени пластической деформации. В результате графического анализа полученных

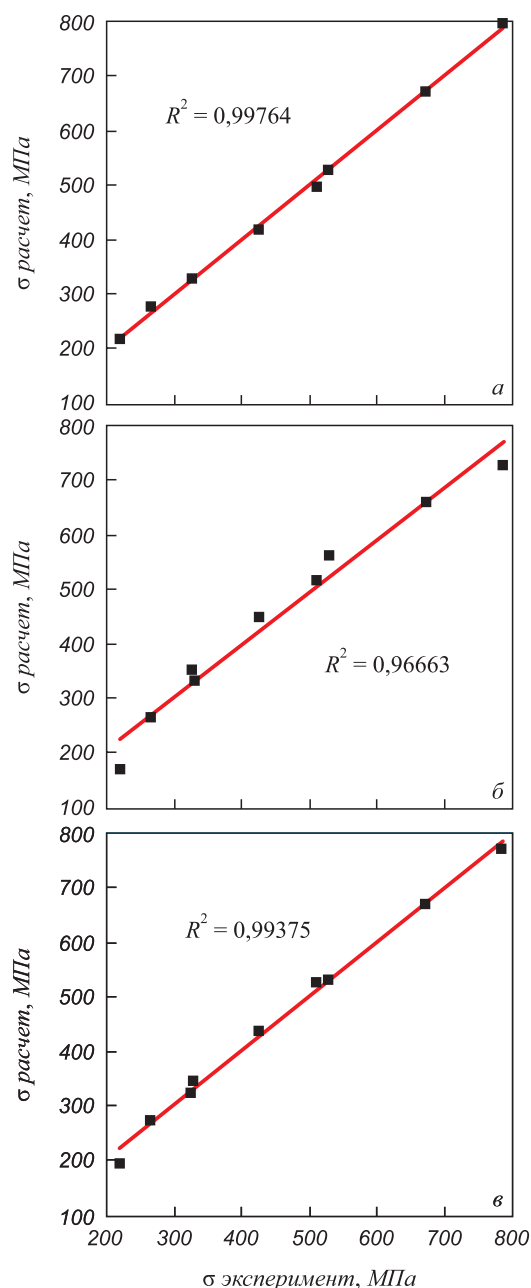


Рис. 2. Сравнение расчетных значений сопротивления деформации с экспериментальными для степенной функции (а), экспоненциальной функции (б) и функции гиперболического синуса (в)

Fig. 2. Comparison of calculated values of resistance to deformation with experimental ones for power function (a), an exponential function (b) and hyperbolic sine function (v)

зависимостей появляется возможность выбора оптимальных условий пластической деформации.

В качестве исходных данных для построения карт пластической деформации используются результаты сжатия цилиндрических образцов металлических материалов. В исходные экспериментальные диаграммы деформации должны быть внесены корректирующие поправки, связанные с учетом конечной жесткости испытательной машины и используемой оснастки. Напряжения течения должны быть скорректированы на

изменение температуры в процессе деформации, а также на неизбежный при такого рода испытаниях фактор трения при осадке.

Учет сил трения, возникающих между бойками и образцом, проводили по известной формуле для осадки цилиндрических образцов [29]:

$$\sigma = \frac{\sigma_T}{1 + \frac{2}{2\sqrt{3}} f \frac{r_0}{h_0} \exp\left(\frac{3\varepsilon}{2}\right)}, \quad (8)$$

где σ_T – значение напряжения течения до учета поправки на трение, МПа; ε – истинная степень деформации; f – коэффициент трения между торцами образца и бойками; r_0 , h_0 – начальные радиус и высота образца, мм.

Учет изменения температуры можно произвести по формуле

$$\sigma_T = \sigma e^{\frac{Q'}{R} \left(\frac{1}{T_D} - \frac{1}{T_R} \right)}, \quad (9)$$

где σ – значение напряжения, полученное при испытании, МПа; Q' – постоянный коэффициент, Дж/моль; R – универсальная газовая постоянная, Дж/(моль·К); T_D – заданная температура деформации, К; T_R – реальная температура, измеряемая термопарой, К.

Значение коэффициента Q' можно определить по зависимости напряжения течения от температуры при определенной промежуточной степени накопленной деформации при условии, если характер кривых течения аналогичен для всех примененных температур и скоростей. Однако, такой способ учета не совсем

корректен ввиду того, что процесс разогрева при термомеханическом воздействии, реализуемом при данной схеме, трудно назвать адиабатическим. Имеет место существенный контактный теплообмен с бойками деформирующей системы. В этом случае корректнее осуществлять температурную корректировку диаграмм деформации за счет построения трехмерных плоскостей, отражающих мгновенное значение напряжения течения в зависимости от текущего значения температуры и реального значения скорости деформационного воздействия, если оно существенно отличалось от директивно заданного.

Для каждого уровня наведенной логарифмической пластической деформации можно сформировать свою 3D-плоскость, характеризующую распределение механического сопротивления в зависимости от фактической температуры и логарифма фактической скорости деформирования (рис. 3, а).

Для определения функциональной зависимости, выраженной общим уравнением для описания искривленной плоскости, производили аппроксимацию (находя минимум квадратов отклонений), вычисляя коэффициенты уравнения, аналитически описывающего данную плоскость. Приемлемость решения (степень качества аппроксимации) оценивали по степени «невязки» расчетных значений относительно экспериментальных и величине взвешенного коэффициента корреляции.

Далее сделана корректировка на фактический температурный разогрев, а также внесена поправка на скоростное отклонение от заданного (директивного)

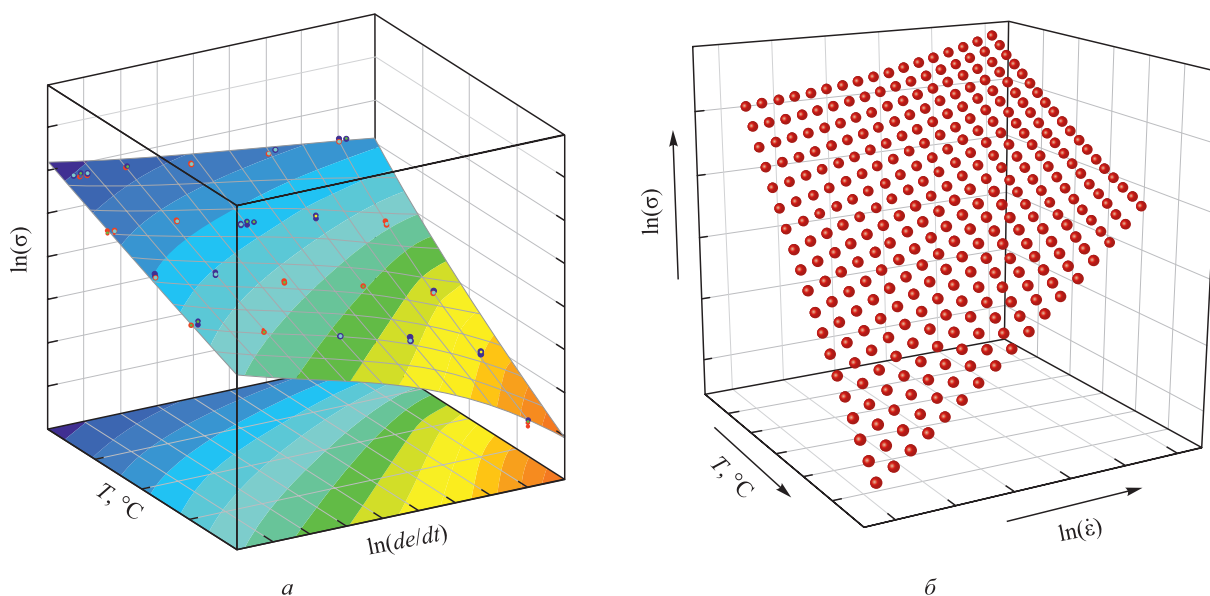


Рис. 3. Температурно-скоростная зависимость сопротивления деформации к моменту накопления выбранного значения логарифмической деформации (первичная 3D-плоскость распределения и ее проекция) (а); изменение сопротивления деформации в зависимости от T и $\ln(\dot{\varepsilon})$ при фиксированном значении ε (б)

Fig. 3. Temperature-speed dependence of resistance to deformation (a) by the moment of accumulation of the logarithmic deformation selected value (primary 3D distribution plane and its projection); (b) change in resistance to deformation as a function of T and $\ln(\dot{\varepsilon})$ at a fixed value of ε

значения. В результате интерполяции сформирована матрица значений искомой функции для разных температур и скоростей деформации во всем рассматриваемом диапазоне (рис. 3, б).

В ходе дальнейшего анализа полученных «изодеформационных срезов» можно определить частные производные в каждой точке и установить тем самым характер изменения коэффициента скоростной чувствительности m , определяемый из соотношения

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}}. \quad (10)$$

В дальнейшем это позволяет определить значение способности материала рассеивать энергию деформации (η -критерий), осуществляя интерполяцию и формируя матрицу значений η -критерия для разных температур и скоростей деформации, используя формулу

$$\eta = \frac{2m}{m+1}. \quad (11)$$

Далее, по сгенерированной карте распределения способности материала рассеивать энергию деформации, вычисляем значение критерия стабильности пластического течения для данного изодеформационного среза. Для этого определяем производную логарифма отношения $\frac{2m}{m+1}$ по логарифму скорости деформации и находим значение критерия стабильности пластического течения при разных температурах и скоростях деформации:

$$\xi = \frac{\partial \ln \frac{m}{m+1}}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m. \quad (12)$$

В результате интерполяции получаем матрицу значений ξ -критерия для разных температур и скоростей деформации.

Для выбора оптимальных условий деформации металлических материалов необходимо совместить построенные зависимости способности материала рассеивать энергию деформации и стабильности пластического течения от температуры и логарифма скорости деформации на одной диаграмме.

Оптимальными условиями пластической деформации будут участки в зоне с $\xi > 0$ и максимальными значениями критерия способности материала рассеивать энергию деформации.

Диаграмму зависимости стабильности пластического течения от температуры и логарифма скорости деформации есть смысл рассматривать, разбив ее на две зоны: участок с $\xi < 0$ и участок с $\xi > 0$. Или же рассматривать в качестве благоприятных те участки, где достигаются максимальные значения ξ -критерия и η -критерия.

Анализ диаграмм деформаций, проведенный по описанной выше методике, дал возможность проследить за изменением значений коэффициента скоростной чувствительности m , способности материала рассеивать энергию деформации η , а также за изменением критерия стабильности пластического течения ξ в зависимости от температуры и скорости деформационного воздействия при разных степенях накопленной деформации (рис. 4).

Из рис. 5 видно, что благоприятные температурно-скоростные условия для осуществления горячей деформации (т. е. те участки, где достигаются максимальные значения ξ -критерия и η -критерия) смещаются по мере накопления деформации в область высоких температур и малых скоростей деформации. При этом крайне неблагоприятная зона с отрицательными значениями ξ -критерия, появляющаяся при $e = 0,3 - 0,4$, продолжает довольно существенно расти с увеличением деформационного воздействия. В целом, общий уровень ξ -критерия и η -критерия, заметно снизившийся при деформациях выше 0,2, на всем оставшемся диапазоне воздействия сохраняется на невысоком уровне. В то же время, при малых деформациях ($e < 0,2$) среднее значение для критерия стабильности пластического течения ξ не сильно отличается от наименьшего (во всем рассматриваемом спектре скоростей и температур).

Таким образом, горячую деформацию сплава Co–28Cr–6Mo при малых степенях обжатия ($e < 0,2$) (или коэффициентах вытяжки) целесообразнее выполнять при более высоких температурах (более 1150 °С) и скоростях деформации $\dot{\epsilon}$ не менее 20 с⁻¹. С ростом степени деформации или коэффициента вытяжки необходимо выбирать более низкие скорости деформации от 1 до 5 с⁻¹ и температуру деформации 1150 – 1200 °С.

Выводы

Исследованы реологические свойства сплава Co–28Cr–6Mo медицинского назначения.

По результатам проведенных экспериментов на одноосное сжатие образцов получены кривые сопротивления деформации. На основе полученных данных проведен расчет параметров горячей деформации и параметра Зенера-Холломоуна, а также определена энергия активации для сплава Co–28Cr–6Mo, равная 616 ± 65 кДж/моль.

Для рассматриваемого сплава наиболее высокую степень сходимости показали результаты расчета, проведенные на основе степенной функции ($R^2 = 0,9976$) и функции гиперболического синуса ($R^2 = 0,9937$). Полученные данные могут быть использованы для расчета напряжения течения или моделирования пластической деформации различными способами ОМД.

По экспериментальным данным рассчитаны и построены карты пластичности сплава в зависимости от температуры и скорости деформации при разных сте-

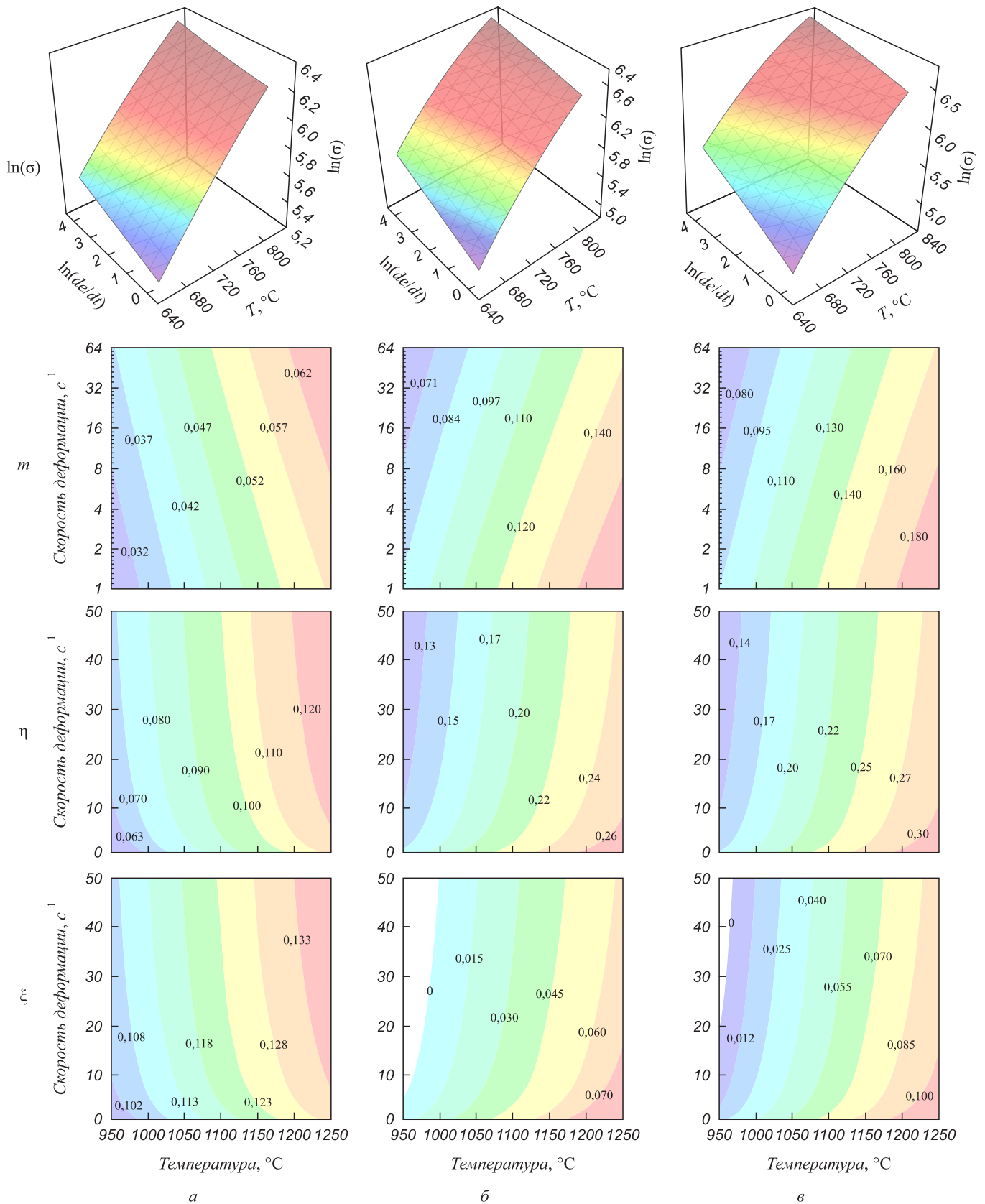


Рис. 4. Диаграммы сопротивления деформации $\ln(\sigma)$, коэффициента скоростной чувствительности m , значений η и ξ в зависимости от температуры и скорости деформации при различных значениях пластической деформации ε :
 $a - 0,2$; $b - 0,4$; $v - 0,6$

Fig. 4. Diagrams of resistance to deformation $\ln(\sigma)$, coefficient of strain sensitivity m , values of η and ξ depending on temperature and strain rate at different value of plastic deformation ε :
 $a - 0.2$; $b - 0.4$; $v - 0.6$

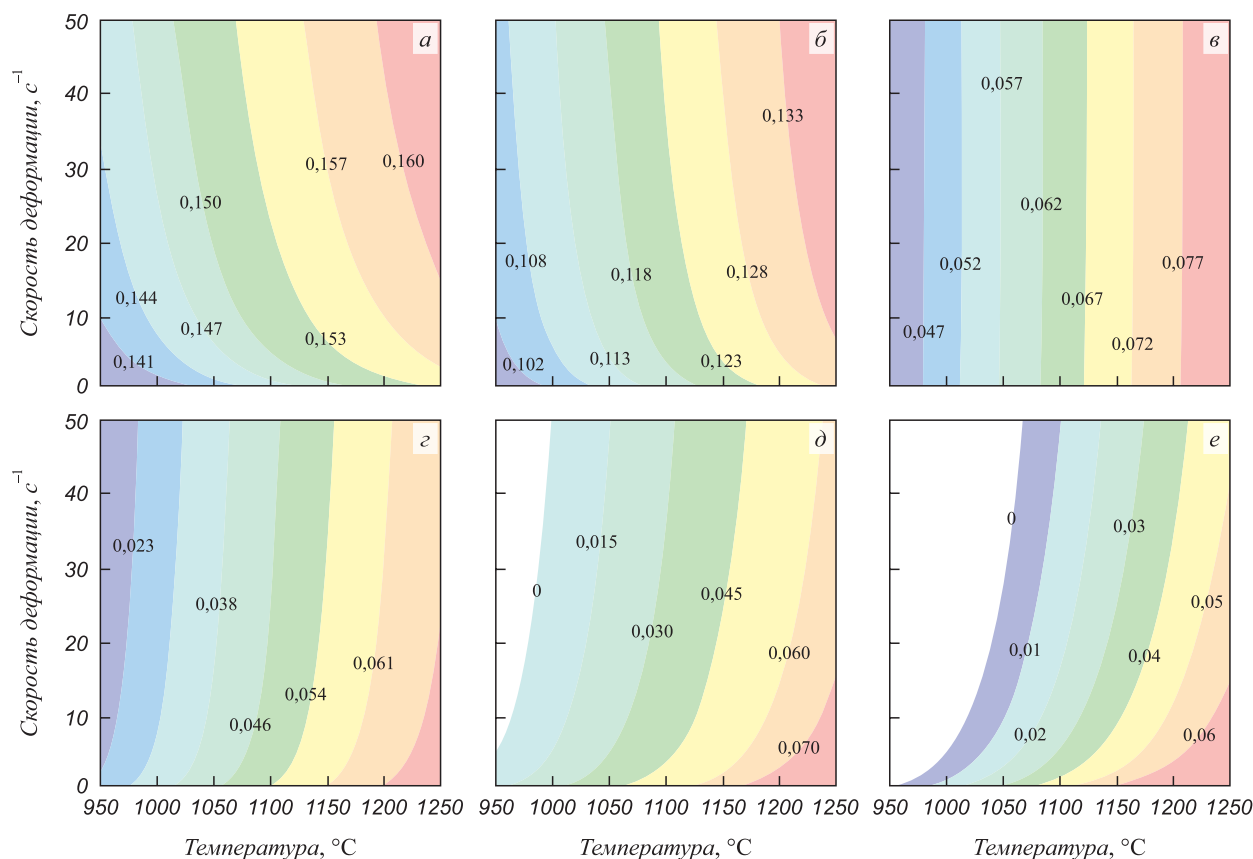


Рис. 5. Изменение температурно-скоростной зависимости критерия стабильности пластического течения ξ по мере накопления пластической деформации:
а – 0,15; б – 0,20; в – 0,25; г – 0,30; д – 0,40; е – 0,75

Fig. 5. Change in temperature-speed dependence of the criterion of plastic flow stability ξ with accumulation of plastic deformation:
а – 0.15; б – 0.20; в – 0.25; г – 0.30; д – 0.40; е – 0.75

пенях накопленной деформации. Далее они могут быть использованы для определения оптимальных условий проведения термдеформационной обработки и разработки технологических режимов горячей деформации.

Установлено, что горячую деформацию сплава Co–28Cr–6Mo при малых степенях обжатия ($e < 0,2$)

(или коэффициентах вытяжки) целесообразнее выполнять при более высоких температурах (более 1150 °C) и скоростях деформации $\dot{\epsilon}$ не менее 20 с⁻¹. С ростом степени деформации или коэффициента вытяжки необходимо выбирать более низкие скорости деформации от 1 до 5 с⁻¹ и температуру деформации 1150 – 1200 °C.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

REFERENCES

1. Dobbs H.S., Robertson J.L.M. Heat treatment of cast Co-Cr-Mo for orthopedic implant use // *Journal of Materials Science*. 1983. Vol. 18. P. 391–401. <https://doi.org/10.1007/BF00560627>
2. Niinomi M., Nakai M., Hieda J. Development of new metallic alloys for biomedical applications // *Acta Biomaterialia*. 2012. Vol. 8. No. 11. P. 3888–3903. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2012.06.037>
3. Moradi S.M., Zangeneh S., Vardak S., Bahrami R. New Co-Cr-Mo-Nb-Cu alloy for implant applications: Properties characterization // *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. Vol. 925. Article 166387. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166387>
4. Mahmoud Z. Ibrahim, Ahmed A.D. Sarhan, Farazila Yusuf, Hamdi M. Biomedical materials and techniques to improve the tribological, mechanical and biomedical properties of orthopedic implants – A review article // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 714. P. 636–667. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.231>
5. Henriques B., Gasik M., Souza J.C.M., Nascimento R.M., Soares D., Silva F.S. Mechanical and thermal properties of hot pressed CoCrMo–porcelain composites developed for prosthetic dentistry //

1. Dobbs H.S., Robertson J.L.M. Heat treatment of cast Co-Cr-Mo for orthopedic implant use. *Journal of Materials Science*. 1983, vol. 18, pp. 391–401. <https://doi.org/10.1007/BF00560627>
2. Niinomi M., Nakai M., Hieda J. Development of new metallic alloys for biomedical applications. *Acta Biomaterialia*. 2012, vol. 8, no. 11, pp. 3888–3903. <https://doi.org/10.1016/j.actbio.2012.06.037>
3. Moradi S.M., Zangeneh S., Vardak S., Bahrami R. New Co-Cr-Mo-Nb-Cu alloy for implant applications: Properties characterization. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022, vol. 925, article 166387. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.166387>
4. Mahmoud Z. Ibrahim, Ahmed A.D. Sarhan, Farazila Yusuf, Hamdi M. Biomedical materials and techniques to improve the tribological, mechanical and biomedical properties of orthopedic implants – A review article. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017, vol. 714, pp. 636–667. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2017.04.231>
5. Henriques B., Gasik M., Souza J.C.M., Nascimento R.M., Soares D., Silva F.S. Mechanical and thermal properties of hot pressed CoCrMo–porcelain composites developed for prosthetic dentistry. *Jour-*

- Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials. 2014. Vol. 30. P. 103–110. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2013.10.023>
6. Vidal C.V., Muñoz A.I. Effect of thermal treatment and applied potential on the electrochemical behaviour of CoCrMo biomedical alloy // *Electrochimica Acta*. 2009. Vol. 54. No. 6. P. 1798–1809. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2008.10.018>
7. Vidal C.V., Muñoz A.I. Electrochemical characterisation of biomedical alloys for surgical implants in simulated body fluids // *Corrosion Science*. 2008. Vol. 50. No. 7. P. 1954–1961. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.04.002>
8. Zhang E., Liu C. A new antibacterial Co-Cr-Mo-Cu alloy: Preparation, biocorrosion, mechanical and antibacterial property // *Materials Science and Engineering: C*. 2016. Vol. 69. P. 134–143. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2016.05.028>
9. Yamanaka K., Mori M., Chiba A. Mechanical properties of as-forged Ni-free Co–29Cr–6Mo alloys with ultrafine-grained microstructure // *Materials Science and Engineering: A*. 2011. Vol. 528. No. 18. P. 5961–5966. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.027>
10. Yamanaka K., Mori M., Yoshida K., Kuramoto K., Chiba A. Manufacturing of high-strength Ni-free Co–Cr–Mo alloy rods via cold swaging // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2016. Vol. 60. P. 38–47. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2015.12.032>
11. Yamanaka K., Mori M., Yoshida K., Balvay S., Hartmann D., Fabre D., Chiba A. Preparation of high-strength Co–Cr–Mo alloy rods via hot-caliber rolling // *Materialia*. 2020. Vol. 12. Article 100729. <https://doi.org/10.1016/j.mtl.2020.100729>
12. Makeev D.B., Kozlova O.N., Polulyakh L.A., Petelin A.L., Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Involvement of the Domestic Manganese Ores in Production // *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020. Vol. 2020. No. 9. P. 938–941. <https://doi.org/10.1134/S0036029520090098>
13. Dashevskii V.Ya., Makeev D.B., Polulyakh L.A., Aleksandrov A.A., Leont'ev L.I. Dephosphorization of manganese-containing oxide melts // *Doklady Physical Chemistry*. 2017. Vol. 473. P. 55–57. <https://doi.org/10.1134/S0012501617040017>
14. Полулях Л.А., Дашевский В.Я., Травянов А.Я., Юсфин Ю.С., Петелин А.Л. Поведение фосфора в доменной печи при выплавке чугунов и доменного ферромарганца // *Известия вузов. Черная металлургия*. 2009. Т. 52. № 3. С. 3–5.
15. Liao Y., Pourzal R., Stemmer P., Wimmer M.A., Jacobs J.J., Fischer A., Marks L.D. New insights into hard phases of CoCrMo metal-on-metal hip replacements // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2012. Vol. 12. P. 39–49. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2012.03.013>
16. Caudillo M., Herrera-Trejo M., Castro M.R., Ramírez E., González C.R., Juárez J.I. On carbide dissolution in an as-cast ASTM F-75 alloy // *Journal of Biomedical Materials Research*. 2002. Vol. 59. No. 2. P. 378–385. <https://doi.org/10.1002/jbm.10001>
17. Kaiser R., Williamson K., O'Brien C., Ramirez-Garcia S., Browne D.J. The influence of cooling conditions on grain size, secondary phase precipitates and mechanical properties of biomedical alloy specimens produced by investment casting // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2013. Vol. 24. P. 53–63. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2013.04.013>
18. Yamanaka K., Mori M., Chiba A. Assessment of precipitation behavior in dental castings of a Co–Cr–Mo alloy // *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2015. Vol. 50. P. 268–276. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2015.06.020>
19. Rosenthal R., Cardoso B.R., Bott I.S., Paranhos R.P.R., Carvalho E.A. Phase characterization in as-cast F-75 Co–Cr–Mo–C alloy // *Journal of Materials Science*. 2010. Vol. 45. P. 4021–4028. <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4480-x>
20. Chiba A., Lee S.-H., Matsumoto H., Nakamura M. Construction of processing map for biomedical Co–28Cr–6Mo–0.16N alloy by studying its hot deformation behavior using compression tests // *Materials Science and Engineering: A*. 2009. Vol. 513–514. P. 286–293. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.02.044>
- nal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2014. vol. 30, pp. 103–110. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2013.10.023>
6. Vidal C.V., Muñoz A.I. Effect of thermal treatment and applied potential on the electrochemical behaviour of CoCrMo biomedical alloy. *Electrochimica Acta*. 2009, vol. 54, no. 6, pp. 1798–1809. <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2008.10.018>
7. Vidal C.V., Muñoz A.I. Electrochemical characterisation of biomedical alloys for surgical implants in simulated body fluids. *Corrosion Science*. 2008, vol. 50, no. 7, pp. 1954–1961. <https://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.04.002>
8. Zhang E., Liu C. A new antibacterial Co-Cr-Mo-Cu alloy: Preparation, biocorrosion, mechanical and antibacterial property. *Materials Science and Engineering: C*. 2016, vol. 69, pp. 134–143. <https://doi.org/10.1016/j.msec.2016.05.028>
9. Yamanaka K., Mori M., Chiba A. Mechanical properties of as-forged Ni-free Co–29Cr–6Mo alloys with ultrafine-grained microstructure. *Materials Science and Engineering: A*. 2011, vol. 528, no. 18, pp. 5961–5966. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.04.027>
10. Yamanaka K., Mori M., Yoshida K., Kuramoto K., Chiba A. Manufacturing of high-strength Ni-free Co–Cr–Mo alloy rods via cold swaging. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2016, vol. 60, pp. 38–47. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2015.12.032>
11. Yamanaka K., Mori M., Yoshida K., Balvay S., Hartmann D., Fabre D., Chiba A. Preparation of high-strength Co–Cr–Mo alloy rods via hot-caliber rolling. *Materialia*. 2020, vol. 12, article 100729. <https://doi.org/10.1016/j.mtl.2020.100729>
12. Makeev D.B., Kozlova O.N., Polulyakh L.A., Petelin A.L., Aleksandrov A.A., Dashevskii V.Ya. Involvement of the domestic manganese ores in production. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2020, vol. 2020, no. 9, pp. 938–941. <https://doi.org/10.1134/S0036029520090098>
13. Dashevskii V.Ya., Makeev D.B., Polulyakh L.A., Aleksandrov A.A., Leont'ev L.I. Dephosphorization of manganese-containing oxide melts. *Doklady Physical Chemistry*. 2017, vol. 473, pp. 55–57. <https://doi.org/10.1134/S0012501617040017>
14. Polulyakh L.A., Dashevskii V.Ya., Travyanov A.Ya., Yusfin Yu.S., Petelin A.L. Behavior of phosphorus in blast furnace during smelting hot metal and ferromanganese. *Izvestiya. Ferrous Metallurgy*. 2009, vol. 52, no. 3, pp. 3–5. (In Russ.).
15. Liao Y., Pourzal R., Stemmer P., Wimmer M.A., Jacobs J.J., Fischer A., Marks L.D. New insights into hard phases of CoCrMo metal-on-metal hip replacements. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2012, vol. 12, pp. 39–49. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2012.03.013>
16. Caudillo M., Herrera-Trejo M., Castro M.R., Ramírez E., González C.R., Juárez J.I. On carbide dissolution in an as-cast ASTM F-75 alloy. *Journal of Biomedical Materials Research*. 2002, vol. 59, no. 2, pp. 378–385. <https://doi.org/10.1002/jbm.10001>
17. Kaiser R., Williamson K., O'Brien C., Ramirez-Garcia S., Browne D.J. The influence of cooling conditions on grain size, secondary phase precipitates and mechanical properties of biomedical alloy specimens produced by investment casting. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2013, vol. 24, pp. 53–63. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2013.04.013>
18. Yamanaka K., Mori M., Chiba A. Assessment of precipitation behavior in dental castings of a Co–Cr–Mo alloy. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*. 2015, vol. 50, pp. 268–276. <https://doi.org/10.1016/j.jmbbm.2015.06.020>
19. Rosenthal R., Cardoso B.R., Bott I.S., Paranhos R.P.R., Carvalho E.A. Phase characterization in as-cast F-75 Co–Cr–Mo–C alloy. *Journal of Materials Science*. 2010, vol. 45, pp. 4021–4028. <https://doi.org/10.1007/s10853-010-4480-x>
20. Chiba A., Lee S.-H., Matsumoto H., Nakamura M. Construction of processing map for biomedical Co–28Cr–6Mo–0.16N alloy by studying its hot deformation behavior using compression tests. *Materials Science and Engineering: A*. 2009, vol. 513–514, pp. 286–293. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.02.044>

21. Guo S., Wu S., Guo J., Shen Y., Zhang W. An investigation on the hot deformation behavior and processing maps of Co-Ni-Cr-W-based superalloy // *Journal of Manufacturing Processes*. 2022. Vol. 74. P. 100–111. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.11.060>
22. Kartika I., Li Y., Matsumoto H., Chiba A. Constructing processing maps for hot working of Co-Ni-Cr-Mo superalloy // *Materials Transactions*. 2009. Vol. 50. No. 9. P. 2277–2284. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2009103>
23. Ghosh S. Interpretation of microstructural evolution using dynamic materials modeling // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2000. Vol. 31. P. 2973–2974. <https://doi.org/10.1007/BF02830342>
24. Ma X., Zeng W., Wang K., Lai Y., Zhou Y. The investigation on the unstable flow behavior of Ti17 alloy in $\alpha+\beta$ phase field using processing map // *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 550. P. 131–137. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.045>
25. Yamashita Y., Li Y., Onodera E., Matsumoto H., Chiba A. Dynamic recrystallization behavior of biomedical CCM alloy with additions of C and N // *Materials Transactions*. 2010. Vol. 51. No. 9. P. 1633–1639. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MAW201007>
26. Li Y., Li J., Koizumi Y., Chiba A. Dynamic recrystallization behavior of biomedical Co-29Cr-6Mo-0.16N alloy // *Materials Characterization*. 2016. Vol. 118. P. 50–56. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.05.004>
27. Prasad Y.V.R.K., Rao K.P., Sasidhara S. *Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps*. Ohio: ASM International, 2015. 545 p.
28. Prasad Y.V.R.K., Rao K. Processing maps and rate controlling mechanisms of hot deformation of electrolytic tough pitch copper in the temperature range 300–950 °C // *Materials Science and Engineering: A*. 2005. Vol. 391. No. 1–2. P. 141–150. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.08.049>
29. Evans R.W., Scharning P.J. Axisymmetric compression test and hot working properties of alloys // *Materials Science and Technology*. 2001. Vol. 17. No. 8. P. 995–1004. <https://doi.org/10.1179/026708301101510843>
21. Guo S., Wu S., Guo J., Shen Y., Zhang W. An investigation on the hot deformation behavior and processing maps of Co-Ni-Cr-W-based superalloy. *Journal of Manufacturing Processes*. 2022, vol. 74, pp. 100–111. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2021.11.060>
22. Kartika I., Li Y., Matsumoto H., Chiba A. Constructing processing maps for hot working of Co-Ni-Cr-Mo superalloy. *Materials Transactions*. 2009, vol. 50, no. 9, pp. 2277–2284. <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2009103>
23. Ghosh S. Interpretation of microstructural evolution using dynamic materials modeling. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2000, vol. 31, pp. 2973–2974. <https://doi.org/10.1007/BF02830342>
24. Ma X., Zeng W., Wang K., Lai Y., Zhou Y. The investigation on the unstable flow behavior of Ti17 alloy in $\alpha+\beta$ phase field using processing map. *Materials Science and Engineering: A*. 2012, vol. 550, pp. 131–137. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.04.045>
25. Yamashita Y., Li Y., Onodera E., Matsumoto H., Chiba A. Dynamic recrystallization behavior of biomedical CCM alloy with additions of C and N. *Materials Transactions*. 2010, vol. 51, no. 9, pp. 1633–1639. <https://doi.org/10.2320/matertrans.MAW201007>
26. Li Y., Li J., Koizumi Y., Chiba A. Dynamic recrystallization behavior of biomedical Co-29Cr-6Mo-0.16N alloy. *Materials Characterization*. 2016, vol. 118, pp. 50–56. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.05.004>
27. Prasad Y.V.R.K., Rao K.P., Sasidhara S. *Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps*. Ohio: ASM International, 2015, 545 p.
28. Prasad Y.V.R.K., Rao K. Processing maps and rate controlling mechanisms of hot deformation of electrolytic tough pitch copper in the temperature range 300–950 °C. *Materials Science and Engineering: A*. 2005, vol. 391, no. 1–2, pp. 141–150. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.08.049>
29. Evans R.W., Scharning P.J. Axisymmetric compression test and hot working properties of alloys. *Materials Science and Technology*. 2001, vol. 17, no. 8, pp. 995–1004. <https://doi.org/10.1179/026708301101510843>

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

INFORMATION ABOUT THE AUTHORS

Юрий Владимирович Гамин, к.т.н., доцент кафедры «Обработка металлов давлением», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0001-6654-4236

E-mail: y.gamin@mail.ru

Андрей Викторович Коротицкий, к.ф.-м.н., старший научный сотрудник лаборатории «Ультрамелкозернистые металлические материалы», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0002-7276-0119

E-mail: akorotitskiy@gmail.com

Татьяна Юрьевна Кин, аспирант кафедры «Обработка металлов давлением», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0001-7730-6700

E-mail: tatianakin@mail.ru

Сергей Павлович Галкин, д.т.н., профессор кафедры «Обработка металлов давлением», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

ORCID: 0000-0002-0853-3966

E-mail: glk-omd@yandex.ru

Сергей Алексеевич Костин, директор по развитию, АО «Завод Качественных Сплавов»

E-mail: kostin@ezks.ru

Евгений Олегович Тихомиров, магистр кафедры «Обработка металлов давлением», Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

E-mail: tikhomirov.evgenij@yandex.ru

Yurii V. Gamin, Cand. Sci. (Eng.), Assist. Prof. of the Chair “Metal Forming”, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0001-6654-4236

E-mail: y.gamin@mail.ru

Andrei V. Korotitskii, Cand. Sci. (Phys.-Math.), Senior Researcher of the Laboratory “Ultrafine-Grained Metal Materials”, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0002-7276-0119

E-mail: akorotitskiy@gmail.com

Tat'yana Yu. Kin, Postgraduate of the Chair “Metal Forming”, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0001-7730-6700

E-mail: tatianakin@mail.ru

Sergei P. Galkin, Dr. Sci. (Eng.), Prof. of the Chair “Metal Forming”, National University of Science and Technology “MISIS”

ORCID: 0000-0002-0853-3966

E-mail: glk-omd@yandex.ru

Sergei A. Kostin, Director of Development, JSC “Plant of Quality Alloys”

E-mail: kostin@ezks.ru

Evgenii O. Tikhomirov, Master Student of the Chair “Metal Forming”, National University of Science and Technology “MISIS”

E-mail: tikhomirov.evgenij@yandex.ru

ВКЛАД АВТОРОВ

CONTRIBUTION OF THE AUTHORS

Ю. В. Гамин – формирование основной концепции, постановка цели и задачи исследования, подготовка текста, формулировка выводов.

А. В. Коротицкий – проведение расчетов, испытаний образцов, подготовка текста статьи.

Т. Ю. Кин – проведение расчетов, анализ результатов исследований.

С. П. Галкин – научное руководство, корректировка текста, корректировка выводов.

С. А. Костин – подготовка эксперимента, руководство проведением эксперимента, обеспечение ресурсами.

Е. О. Тихомиров – проведение экспериментов, обработка результатов исследований.

Yu. V. Gamin – formation of the main concept, goal and objectives of the study; writing the text, formulation of the conclusions.

A. V. Korotitski – conducting the calculations, writing the text, testing the samples.

T. Yu. Kin – conducting the calculations, analysis of the research results.

S. P. Galkin – scientific guidance, correction of the text and conclusions.

S. A. Kostin – preparation and management of the experiments, provision of the resources.

E. O. Tikhomirov – conducting the experiments, processing of the research results.

Поступила в редакцию 24.10.2022

После доработки 10.11.2022

Принята к публикации 10.11.2022

Received 24.10.2022

Revised 10.11.2022

Accepted 10.11.2022