

УДК 620.172.22;621.771

МОДЕЛИРОВАНИЕ ГОРЯЧЕЙ ШТАМПОВКИ СПЛАВА ИНКОНЕЛЬ 718 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ УРАВНЕНИЙ

© 2022 г. Mohamed Ghat¹, *, Ahmed S. Afify²

¹Department of Industrial Engineering and Mathematical Sciences (DIISM), Università Politecnica delle Marche, Italy

²Department of Basic Sciences, the Higher Institute for Engineering, Automotive Technology and Energy, New Heliopolis, Egypt

*E-mail: m.ghat@pm.univpm.it

Поступила в редакцию 26.05.2020 г.

После доработки 27.06.2020 г.

Принята к публикации 14.10.2020 г.

Исследовано поведение сплава инконель 718 при горячей деформации с помощью испытаний на горячее кручение в широком диапазоне скоростей деформации и температуры. Проанализировано влияние параметров горячей деформации (температура и скорость деформации) на предел текучести. Существенное влияние на предел текучести сплава оказывают температура деформации и скорость деформации. Образцы деформировались в диапазоне температур 1050–1100°C при скоростях деформации 0.01, 0.1 и 1 1/с. Предел текучести уменьшается с увеличением скорости деформации и с уменьшением температуры процесса. На основе результатов экспериментов построена модель, описывающая поведение при горячей деформации. Выполнен микроструктурный анализ исследованных образцов с целью сопоставления микроструктурного состояния с механическими свойствами сплава.

DOI: 10.31857/S0040364422030085

ВВЕДЕНИЕ

Сплав инконель 718 представляет из себя деформируемый суперсплав Ni–Cr–Fe–Mo–Al–Ti, упрочняемый со временем. Сплавы на основе никеля широко используются в аэрокосмической промышленности из-за их высокой коррозионной и окислительной стойкости, высокой прочности и длительному сроку ползучести при повышенных температурах. Инконель 718, в частности, отлично поддается обработке и сварке по сравнению с другими суперсплавами. Такие материалы обладают относительно высоким пределом текучести (700–1200 МПа) и пределом прочности при растяжении (900–1600 МПа) при комнатной температуре. Наиболее замечательным свойством данных материалов является то, что они сохраняют свои механические свойства в широком диапазоне температур (до 600–800°C). Поэтому эти сплавы используются в горячей части реактивных двигателей [1, 2].

Механические свойства сплавов на основе никеля в значительной степени зависят от химического состава и особенностей микроструктуры суперсплава, таких как размер зерна, размер и распределение фаз γ'/γ'' , размер и содержание карбидов и боридов, а также морфология границ зерен. Инконель 718 имеет гранцентрированную кубическую (ГЦК) структуру γ -матрицы, в которой остальные фазы (γ' -Ni₃(Al,Ti,Nb), γ'' -Ni₃(Nb,Al,Ti) и δ -Ni₃Nb) распределены по-разному.

Основной упрочняющей фазой данного суперсплава является термодинамически метастабильная фаза γ' . После длительного термического воздействия выше 650°C эта метастабильная фаза может со временем перейти в стабильную фазу δ , что приводит к потере свойств [3, 4]. В процессе горячей штамповки высокотемпературная деформация металлов или сплавов является результатом очень сложной комбинации нескольких одновременно действующих механизмов. Хорошо известно, что поведение горячей деформации чувствительно к термомеханическим параметрам, таким как температура деформации, скорость деформации $\dot{\epsilon}$ и деформация ϵ . Сложные механизмы деформации, такие как деформационное упрочнение (ДУ), динамическое восстановление (ДВ) и динамическая рекристаллизация (ДРК), часто происходят в металлах или сплавах во время горячей деформации. В случае многоэтапного процесса горячей штамповки также имеет место статическая и метадиамическая рекристаллизация. Как правило, явления динамического восстановления и рекристаллизации приводят к динамическому размягчению. Так, высокотемпературная деформация фактически является конкурентным процессом механизмам деформационного упрочнения и динамического разупрочнения. Таким образом, разработка подходящих определяющих соотношений для описания сложного деформационного упрочнения и динамического разупрочнения ме-

таллов или сплавов является значительным достижением [5–7].

К настоящему времени разработано или усовершенствовано много моделей на основе определяющих соотношений для описания поведения горячей деформации металлов или сплавов. Данные модели делятся на три категории: феноменологические, физические модели и описание с помощью искусственных нейронных сетей. Например, определяющие уравнения используются для описания деформационного упрочнения, динамического восстановления и динамической рекристаллизации стали 42CrMo, сплава TiAl, стали 4340 [8–10] и даже инконель 718 [11].

Существует множество публикаций с исследованиями поведения материалов при горячей деформации, как и о методах анализа поведения состава [12–14]. Феноменологические модели имеют относительно простые формы по сравнению с физическими моделями, и по этой причине они широко используются для описания деформационного поведения различных металлов [15, 16]. Среди различных феноменологических моделей комбинация уравнений Гарофало и Зенера–Холломоны может быть использована для расчета пикового предела текучести в режиме горячей обработки [17–19]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{HT}}{RT}\right) = A \sinh(\alpha \sigma_p)^n. \quad (1)$$

Здесь Z – параметр Зенера–Холломоны, R – газовая постоянная, T – абсолютная температура, n – показатель степени напряжения, α – параметр, зависящий от материала, Q_{HT} – энергия активации горячей обработки. Зависимость параметра Зенера–Холломоны от приложенной нагрузки часто описывается следующими двумя уравнениями:

$$Z = B \sigma_p^{n'}, \quad (2)$$

$$Z = C \exp(\beta \sigma_p). \quad (3)$$

Здесь B , C , β – параметры материала, $\alpha = \beta/n'$. Данные уравнения по-разному используются при описании поведения материалов и их оптимальных условий деформации [20]. Степенная форма уравнения (2) обычно предпочтительнее при низких уровнях напряжения, а иногда даже в режиме высокой скорости деформации из-за его простоты. Экспоненциальная форма уравнения (3) ограничивается условиями низких температур и высоких скоростей деформации (высокие значения Z). Гиперболический синус в (1) сочетает в себе черты степенного и экспоненциального законов и может предсказывать предел текучести в широком диапазоне температур и скоростей деформации [21, 22].

Приведенные выше уравнения связывают пиковый предел текучести с температурой и скоростью деформации с помощью параметра Зенера–Холломоны без учета деформации. Строго говоря, они подходят только для описания высокотемпературной ползучести металлических материалов, когда напряжение не зависит от деформации, т.е. в установившемся режиме [19]. Для таких случаев в уравнениях (2), (3) следует использовать стационарное значение напряжения. Поскольку даже в материалах, подвергающихся ДРК, стационарное напряжение довольно близко к пиковому напряжению, именно оно обычно учитывается при моделировании горячей обработки [2, 21].

Из-за малого диапазона температур формования, высокой стойкости к деформации и сложной микроструктуры особенно важны всесторонние исследования высокотемпературной деформации жаропрочных сплавов на основе никеля. В [5, 21], например, изучена деформация при горячем растяжении и характеристики разрушения типичного жаропрочного сплава на основе никеля и обнаружено, что δ -фаза может влиять на упрочнение при деформации, а затем ускоряет динамическое разупрочнение за счет стимуляции ДРК с последующей деформацией [3, 23]. Несмотря на то, что уже разработаны некоторые модели для описания поведения жаропрочных сплавов на основе никеля при горячей деформации, они все еще недостаточно хорошо описывают такие сложные динамические механизмы.

Цель данной работы – исследовать поведение типичного жаропрочного сплава на основе никеля при горячей деформации с помощью испытаний на кручение в широком диапазоне температур и скоростей деформации.

ЭКСПЕРИМЕНТ

Химический состав исследуемого сплава приведен в таблице. Образцы инконеля 718 (рис. 1) подвергались термообработке при 1100°C в течение 4 ч для получения однофазной микроструктуры. Затем образец деформировался при 1050–1100°C и скоростях деформации 0.01, 0.1, 1 1/с на гидравлической крутильной машине с сервоуправлением. Образец нагревался до температуры испытаний на воздухе с помощью частотно-индукционной катушки. Температура измерялась внутренней термопарой. Крутящий момент M и число оборотов N записывались и преобразовывались в эквивалентное напряжение фон Мизеса σ и эквивалентную деформацию ϵ на поверхности по упрощенным формулам

$$\sigma = \frac{3\sqrt{3}M}{2\pi R^3},$$

$$\epsilon = \frac{2\pi NR}{\sqrt{3}L}.$$

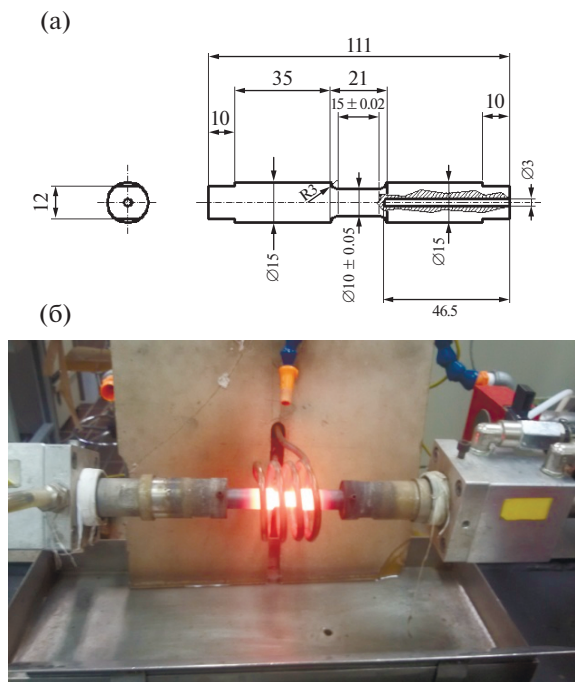


Рис. 1. Образец исследований (а) и экспериментальная установка (б).

Здесь R и L – радиус и длина датчика. Все испытания проводились до эквивалентной деформации 2.0, если разрыв не происходил раньше. Образцы после кручения анализировались с помощью световой оптической микроскопии вблизи поверхности в продольной плоскости.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Анализ состава. Истинные кривые деформации сплава инконель 718 при различных условиях деформации показаны на рис. 2. Температура деформации и начальная скорость деформации сильно влияют на предел текучести при горячей деформации. Известно, что высокая температура деформации способствует зарождению и росту динамически рекристаллизованных зерен и уничтожению дислокаций, что снижает уровень напряжений [17, 24]. В начале деформации предел текучести быстро возрастает из-за деформационного упрочнения, вызванного быстрым образованием и увеличением количества дислокаций. С ростом деформации предел текучести достигает пикового значения, а затем монотонно уменьша-

Химический состав IN718 (мас. %)

Состав									
Ni	Fe	Cr	Co	Mo	Cp	Al	Ti	C	Si
53.4	18.0	18.3	0.13	2.97	5.45	0.59	0.92	0.037	0.10

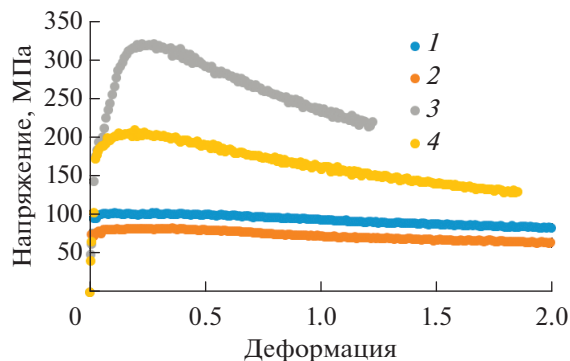


Рис. 2. Зависимость эквивалентного экспериментального напряжения от эквивалентной деформации: 1 – 1050°С, 0.01 1/с; 2 – 1100, 0.01; 3 – 1000, 1; 4 – 1100, 1.

ется за счет динамической рекристаллизации. Пик, обычно связанный с ДРК, хорошо заметен в режиме высокой скорости деформации, но едва виден, когда скорость деформации уменьшается.

Зависимость пикового предела текучести от температуры и скорости деформации (рис. 3) описывается уравнением (1). На рис. 4 представлена зависимость скорости деформации от $\sinh(\alpha\sigma_p)$, где $\alpha = 0.003$. Экспериментальные данные выстраиваются на почти параллельной прямой с наклоном n , близким к 4.2. Энергия активации для горячей обработки рассчитывалась графически с помощью $\sinh(\alpha\sigma_p)$ в зависимости от $1/T$ (рис. 5), что дало $Q_{HW} \approx 350$ кДж моль⁻¹. На рис. 6 показана зависимость параметра Зенера–Холломона от $\sinh(\alpha\sigma_p)$. Поскольку все экспериментальные данные укладываются на одну прямую с накло-

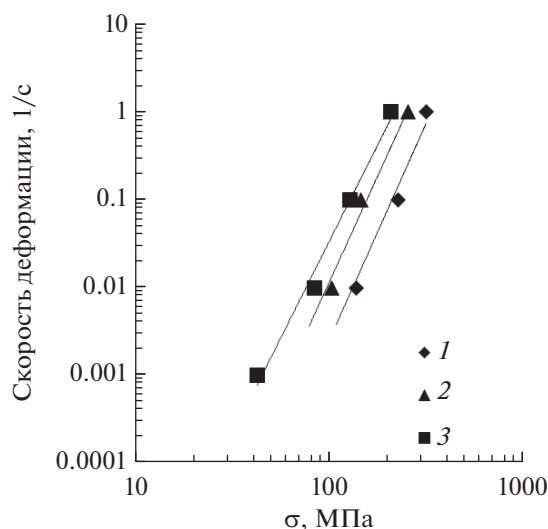


Рис. 3. Зависимость пикового предела текучести от скорости деформации при различных температурах: 1 – 1000°С, 2 – 1050, 3 – 1100.

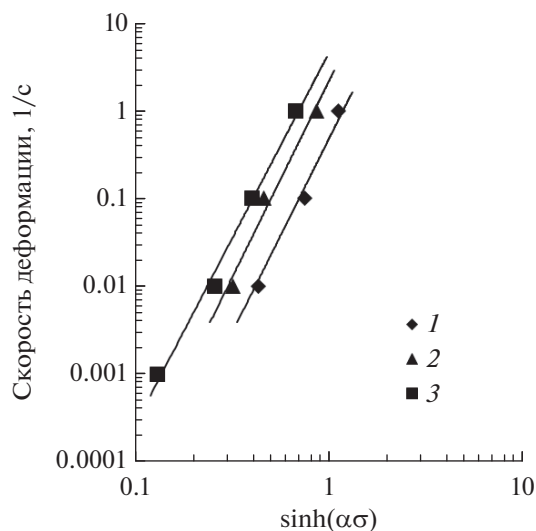


Рис. 4. Скорость деформации как функция $\sinh(\alpha\sigma_p)$ при $\alpha = 0.003$ и различных температурах: 1 – 1000°C, 2 – 1050, 3 – 1100.

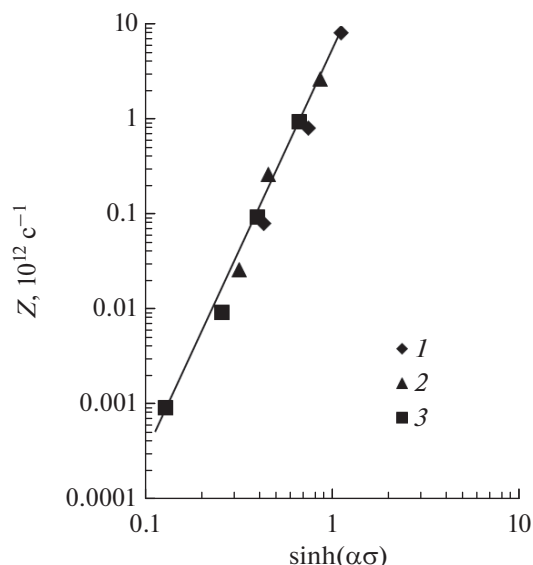


Рис. 6. Параметр Зенер–Холломона как функция $\sinh(\alpha\sigma_p)$ при $\alpha = 0.003$ и различных температурах: 1 – 1000°C, 2 – 1050, 3 – 1100.

ном, близким к 4, можно заключить, что построенная модель хорошо описывает экспериментальные данные.

Анализ микроструктуры. Высокотемпературное кручение приводит к существенному измельчению зерна из-за ДРК. Микроструктура образцов, деформированных при 1100 и 1000°C в течение 1 1/с, показана на рис. 7. Динамическая рекристаллизация практически завершилась, хотя в некоторых случаях можно наблюдать нерекристаллизованные и сильно деформированные зерна.

Более высокая температура испытаний приводит к образованию более крупных зерен, что и ожидалось, в то время как меньший размер зерен, наблюдаемый при более низких скоростях деформации, несколько необычен.

Влияние упрочнения твердого раствора. На рис. 8 показано сравнение между пиковым преде-

лом текучести при кручении, полученным для инконеля 718, с результатами при кручении и сжатии для чистого никеля [19, 20]. Хотя и чистый Ni, и инконель 718, исследованные в данной работе, являются однофазными материалами, суперсплав показал значительно более высокие значения энергии активации. Кроме того, значение энергии активации было существенно выше у суперсплава (345 кДж моль⁻¹ по сравнению с 294 кДж моль⁻¹ для энергии активации самодиффузии в Ni). Такое поведение вряд ли можно объяснить феноменологическим подходом, используемым в настоящем исследовании, который

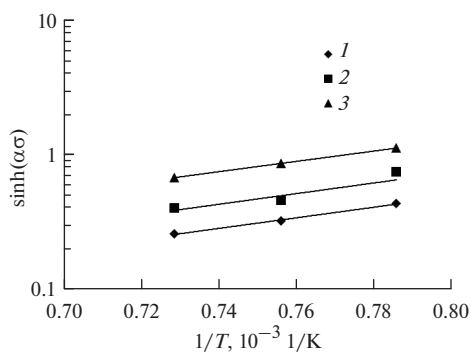


Рис. 5. Расчетная энергия активации при горячей обработке однофазного инконеля 718 при различных скоростях деформации: (1) 0.01 1/с, (2) 0.1, (3) 1.

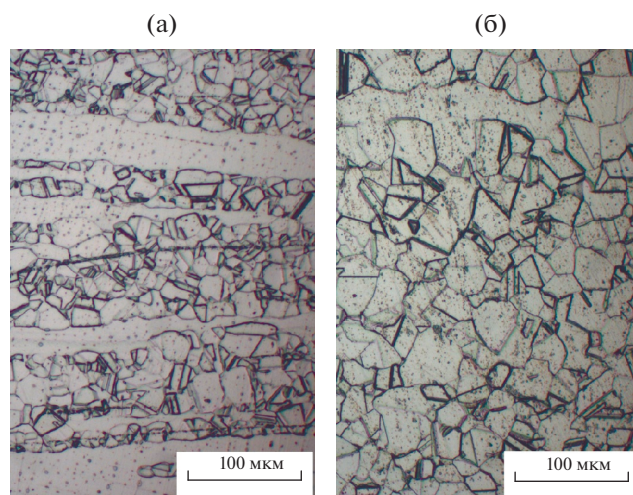


Рис. 7. Микроструктура образцов после испытаний на кручение: (а) 1000°C, 1 1/с; (б) 1100°C, 1.

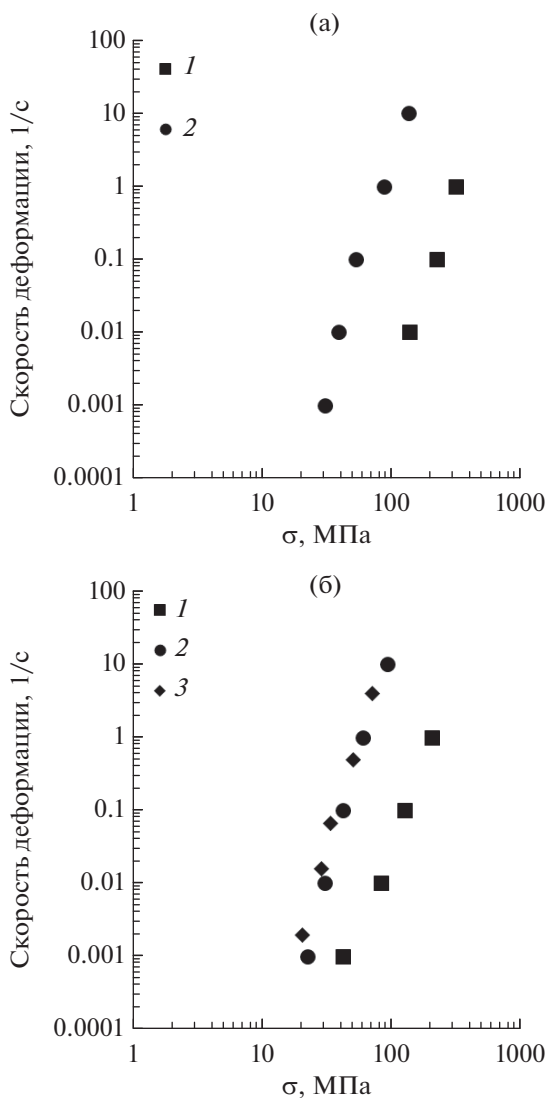


Рис. 8. Сравнение пиковых пределов текучести, полученных испытаниями на кручение однофазного инконеля 718 (1) в данной работе и (2) чистого никеля в испытаниях на кручение при 1000°C (а) и 1100°C (б) [19, 20] и сжатие (3) при 1107°C.

обеспечивает превосходное описание данных, но не имеет прямой связи с микроструктурными механизмами. Увеличение пикового предела текучести и значения энергии активации для горячей обработки, с другой стороны, может быть качественно объяснено как эффект упрочнения твердым раствором путем введения физических моделей, таких как описанная в [25]. Закалка твердым раствором вызывает напряжение сопротивления из-за вязкого движения дислокаций в атмосфере растворенных атомов, что может объяснить более высокий пиковый предел текучести инконеля 718, обработанного раствором. Кроме того, энергия активации горячей деформации также увеличивается из-за присутствия атомов в твердом рас-

творе, поскольку эти атомы вынуждены “прыгать” в атмосферу растворенного вещества и выходить из нее по мере движения дислокаций [11].

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В данной работе высокотемпературное деформационное поведение и соответствующая микроструктура суперсплава инконель 718 исследованы с помощью испытания на горячее кручение в диапазоне температур 1000–1100°C. Экспериментальные данные описаны уравнением Гарофало, что позволило получить прекрасное соответствие между данной феноменологической моделью и экспериментальными данными с энергией активации 345 кДж моль⁻¹. Модель точно характеризует поведение при горячей деформации исследуемого жаропрочного сплава на основе никеля, хотя ее феноменологический характер не может предотвратить информативности об эволюции микроструктуры исследуемого материала.

Подготовка рукописи, проведение экспериментов по кручению, исследование микроструктуры деформированных образцов, математическое моделирование и расчеты выполнены М. Ghat. Подготовка рукописи и графики – А. S. Afify.

Авторы хотели бы поблагодарить проф. Стефано Спигарелли и доц., проф. М. Эль-Мехтеди (Политехнический университет делле Марке, Анкона, Италия) за обсуждение экспериментальных данных.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Lin Y.C., Deng J., Jiang Y.-Q., Wen D.-X., Liu G.H. Hot Tensile Deformation Behaviors and Fracture Characteristics of a Typical Ni-based Superalloy // *Materials & Design*. 2014. V. 55. P. 949.
2. Lin Y.C., Deng J., Jiang Y.-Q., Wen D.-X., Liu G. Effects of Initial δ Phase on Hot Tensile Deformation Behaviors and Fracture Characteristics of a Typical Ni-based Superalloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. V. 598. P. 251.
3. Páramo-Kañetas P., Öztürk U., Calvo J., Cabrera J.M., Guerrero-Mata M. High-temperature Deformation of Delta-processed Inconel 718 // *Journal of Materials Processing Technology*. 2018. V. 255. P. 204.
4. Shang X., Cui Z., Fu M.W. Dynamic Recrystallization Based Ductile Fracture Modeling in Hot Working of Metallic Materials // *Int. J. Plasticity*. 2017. V. 95. P. 105.
5. Lin Y.C., Wen D.-X., Deng J., Liu G., Chen J. Constitutive Models for High-temperature Flow Behaviors of a Ni-based Superalloy // *Materials & Design*. 2014. V. 59. P. 115.
6. Reed R.C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
7. Donachie M.J., Donachie S.J. *Superalloys: A Technical Guide*. ASM Int., 2002.

8. *Lin Y.C., Chen M.-S., Zhong J.* Prediction of 42CrMo Steel Flow Stress at High Temperature and Strain Rate // *Mechanics Research Communications*. 2008. V. 35 P. 142.
9. *Liang H., Guo H., Nan Y., Qin C., Peng X., Zhang J.* The Construction of Constitutive Model and Identification of Dynamic Softening Mechanism of High-temperature Deformation of Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe Alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 2014. V. 615. P. 42.
10. *Sajadifar S.V., Yapici G.G., Ketabchi M., Bemanizadeh B.* High Temperature Deformation Behavior of 4340 Steel: Activation Energy Calculation and Modeling of Flow Response // *Journal of Iron and Steel Research, International*. 2013. V. 20. P. 133.
11. *Thomas A., El-Wahabi M., Cabrera J.M., Prado J.M.* High Temperature Deformation of Inconel 718 // *Journal of Materials Processing Technology*. 2006. V. 177. P. 469.
12. *Mirzadeh H., Cabrera J.M., Najafizadeh A.* Constitutive Relationships for Hot Deformation of Austenite // *Acta Materialia*. 2011. V. 59. P. 6441.
13. *Cao J.-R., Liu Z.-D., Cheng S.-C., Yang G., Xie J.-X.* Constitutive Equation Models of Hot-compressed T122 Heat Resistant Steel, *Journal of Iron and Steel Research // Journal of Iron and Steel Research, International*. 2013. V. 19. P. 53.
14. *Lin Y.C., Xia Y.-C., Chen X.-M., Chen M.-S.* Constitutive Descriptions for Hot Compressed 2124-T851 Aluminum Alloy over a Wide Range of Temperature and Strain Rate // *Computational Materials Science*. 2010. V. 50. P. 227.
15. *Lin Y.C., Chen X.-M., Liu G.* A Modified Johnson–Cook Model for Tensile Behaviors of Typical High-Strength Alloy Steel // *Materials Science and Engineering: A*. 2010. V. 527. P. 6980.
16. *Quan G.-Z., Mao A., Luo G.-C., Liang J.-T., Wu D.-S., Zhou J.* Constitutive Modeling for the Dynamic Recrystallization Kinetics of as-extruded 3Cr20Ni10W2 Heat-resistant Alloy Based on Stress–Strain Data // *Materials & Design* (1980-2015). 2013. V. 52. P. 98.
17. *Xiao M., Li F., Zhao W., Yang G.* Constitutive Equation for Elevated Temperature Flow Behavior of TiNiNb Alloy Based on Orthogonal Analysis // *Materials & Design*. 2012. V. 35. P. 184.
18. *Slooff F.A., Zhou J., Duszczyk J., Katgerman L.* Constitutive Analysis of Wrought Magnesium Alloy Mg–Al₄–Zn₁ // *Scripta Materialia*. 2007. V. 57. P. 759.
19. *Luton M.J., Sellars C.M.* Dynamic Recrystallization in Nickel and Nickel-iron Alloys During High Temperature Deformation // *Acta Metallurgica*. 1969. V. 17. P. 1033.
20. *Prasad Y., Rao K., Sasidhar S.* Hot working guide: a compendium of processing maps. ASM international, 2015.
21. *Lin Y.C., Chen X.-M., Wen D.-X., Chen M.-S.* A Physically-based Constitutive Model for a Typical Nickel-based Superalloy // *Computational Materials Science*. 2014. V. 83. P. 282.
22. *Lin Y.C., Chen X.-M.* A Critical Review of Experimental Results and Constitutive Descriptions for Metals And Alloys in Hot Working // *Materials & Design*. 2011. V. 32. P. 1733.
23. *Tan Y.B., Ma Y.H., Zhao F.* Hot Deformation Behavior and Constitutive Modeling of Fine Grained Inconel 718 Superalloy // *Journal of Alloys and Compounds*. 2018. V. 741. P. 85.
24. *Cheng L., Xue X., Tang B., Kou H., Li J.* Low Characteristics and Constitutive Modeling for Elevated Temperature Deformation of a High Nb Containing TiAl Alloy // *Intermetallics*. 2014. V. 49. P. 23.
25. *Ghat M., El Mehtedi M., Ciccarelli D., Paoletti C., Spigarelli S.* High Temperature Deformation of In718 Superalloy: Use of Basic Creep Modelling in the Study of Nickel and Single-phase Ni-based Superalloys // *Mater. High Temp*. 2019. V. 36. P. 58.