

УДК 669.018.58.017

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-99-105

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛООВОГО РАСШИРЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ

Копцева Н.В.¹, Чукин Д.М.¹, Дабала М.²¹ Магнитогорский государственный технический университет им Г.И. Носова, Россия² Падуанский университет, Падуя, Италия

Аннотация

Актуальность работы: в статье описаны особенности теплового расширения инварных сплавов системы Fe-Ni-C, дополнительно легированных ванадием и молибденом. Введение углерода и легирование сильными карбидообразующими элементами позволяет повысить прочностные свойства по сравнению с инварами традиционного состава за счет карбидного упрочнения. При этом температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР) сохраняют низкие значения, что существенно расширяет области применения таких высокопрочных сплавов для тяжело нагруженных изделий в прецизионном приборостроении. **Цель работы:** изучение влияния термической обработки на значения ТКЛР в сплавах инварного класса системы Fe-Ni-C-V (32НФ) и Fe-Ni-C-V-Mo (34НФМ). **Используемые методы:** осуществлялось физическое моделирование процессов термической обработки, дилатометрические измерения и определение ТКЛР, которые выполнялись на образцах диаметром 10 мм и длиной 80 мм с помощью модуля Pocket Jaw исследовательского комплекса Gleeble 3500. Упрочняющая термическая обработка заключалась в закалке от температур 1200 и 1250°C в воде для насыщения твердого раствора углеродом и карбидообразующими элементами и нагреве закаленных образцов до температуры 700°C для распада пересыщенного твердого раствора. **Новизна:** выявлены закономерности изменения ТКЛР инварных сплавов системы Fe-Ni-C-V и Fe-Ni-C-V-Mo при упрочняющем термическом воздействии. **Результаты:** определены значения ТКЛР при различных режимах термического воздействия и установлено, что наименьшие значения коэффициента расширения для исследуемых сплавов (для сплава 32НФ $\alpha_{30-150} = 1,26 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$, для сплава 34НФМ $\alpha_{30-150} = 2,14 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) были получены после закалки от 1250°C в воду с последующим нагревом до 700°C и выдержке при этой температуре в течение 1 ч. **Практическая значимость:** показано, что при упрочняющей термической обработке обеспечивается получение низких значений ТКЛР (от $0,5 \cdot 10^{-6}$ до $3,0 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$), соответствующих техническим условиям, предъявляемым к промышленным высокопрочным инварным сплавам.

Ключевые слова: высокопрочные инвары, термическая обработка, дилатометрия, температурный коэффициент линейного расширения.

Работа выполнена в рамках государственного задания «Обеспечение проведения научных исследований (2014-06 ГЗ)».

Введение

Прецизионные сплавы нашли широкое применение во многих областях техники, станко- и приборостроения. Большую долю таких сплавов составляют инвары. Одной из важнейших характеристик инварных сплавов, применяемых в промышленности, является аномально низкое значение температурного коэффициента линейного расширения (ТКЛР): $\alpha \leq 3 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ в определенном интервале температур [1]. Сплавы традиционных химических составов (инвар 36Н, суперинвар 32НК) не обладают необходимыми значениями твердости и прочности даже после упрочняющих обработок. Ряд исследований показали, что материалы этого типа можно упроч-

нять, например, за счет дисперсионного твердения с выделением интерметаллидных фаз [2–4]. В связи с этим в последнее время были созданы новые типы высокопрочных инварных сплавов с минимальными значениями ТКЛР на основе системы Fe-Ni с дополнительным введением в них углерода и легированием карбидообразующими элементами, такими как V, Mo, W. Введение сильных карбидообразующих элементов позволяет повысить прочностные свойства за счет карбидного упрочнения без существенного снижения инварных характеристик [5, 6].

Учеными ФГБОУ ВО «МГТУ им Г.И. Носова» совместно со специалистами ПАО «Мотовилихинские заводы» проводятся исследования, направленные на разработку промышленных технологий производства заготовок из иннова-

© Копцева Н.В., Чукин Д.М., Дабала М., 2016

ционных высокопрочных инварных сплавов, ТКЛР которых в соответствии с техническими условиями должен находиться в пределах от $0,5 \cdot 10^{-6}$ до $3,0 \cdot 10^{-6} \text{ К}^{-1}$ [7–9]. Однако до последнего времени как в отечественной, так и в зарубежной литературе имеются лишь отдельные разрозненные данные по влиянию режимов упрочняющей термической обработки на величину ТКЛР таких сплавов в различных диапазонах рабочих температур.

Целью данного исследования является изучение влияния режимов упрочняющей термической обработки на значения ТКЛР в сплавах инварного класса системы Fe-Ni-C-V и Fe-Ni-C-V-Mo.

Материал и методика исследования

Исследования проводились на образцах инварных сплавов Fe-32,5Ni-0,76C-1,5V и Fe-34,5Ni-0,4C-1,0V-2,3Mo, которым были присвоены названия 32НФ и 34НФМ, соответственно. Сплавы были выплавлены в вакуумной индукционной печи и затем прокованы в прутки диаметром 12 мм. Физическое моделирование процессов термической обработки, дилатометрические измерения и определение ТКЛР были выполнены на образцах диаметром 10 мм и длиной 80 мм (полученных обточкой прутков) с помощью стандартного модуля Rocket Jaw комплекса Gleeble 3500, который позволяет реализовать как высокие, так и низкие скорости нагрева, охлаждения и выдержку при постоянной температуре. Все эксперименты осуществлялись в вакууме. Нагрев образца производился прямым пропусканием тока со скоростями, имитирующими печной нагрев. Для реализации высоких скоростей охлаждения, имитирующих закалку в воде, была разработана методика проведения эксперимента с использованием специальной системы внутреннего охлаждения «ISO-Q» без нарушения вакуума.

Физическое моделирование термической обработки образцов заключалось в следующем [7]:

- закалка от температур 1200 и 1250°C (выдержка 20 мин) с имитацией охлаждения в воде для максимального насыщения твердого раствора углеродом и карбидообразующими элементами;

- нагрев закаленных образцов до температуры 700°C с выдержкой в течение 1 ч с последующим охлаждением, имитирующем охлаждение на воздухе, для распада пересыщенного твердого раствора.

Определение ТКЛР после каждого этапа термической обработки также проводилось с помощью комплекса Gleeble 3500. В качестве измерительного прибора использовался высокоточный дилатометр, входящий в комплектацию комплекса. Разрешение дилатометра составляет 0,4 мкм, что позволяет реализовать поставленные задачи по получению данных по изменению линейных размеров образцов во время термической обработки и определению ТКЛР. Результаты испытаний анализировались при помощи стандартного программного пакета Origin®, встроенного в систему Gleeble 3500, который обладает математическими функциями для анализа данных.

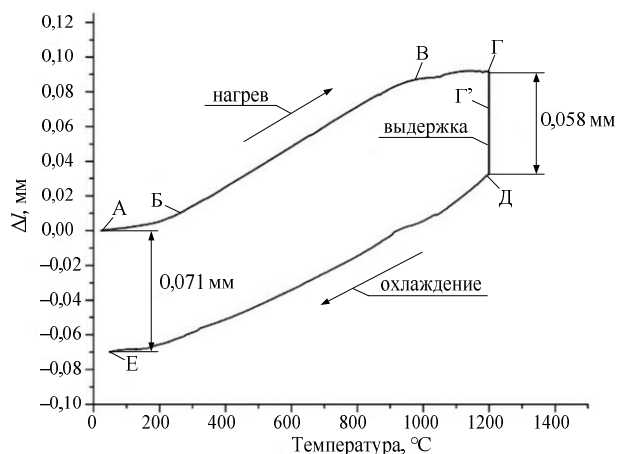
Термический режим испытания на определение ТКЛР осуществлялся в соответствии с приложением № 4 ГОСТ 14082-78 и заключался в нагреве до 150°C со скоростью 150°C/ч, выдержки при этой температуре в течение 20 мин и охлаждении образца до комнатной температуры [10]. Коэффициент α рассчитывался по формуле

$$\alpha_{30-150} = \frac{\Delta l}{l_0 \cdot \Delta T}.$$

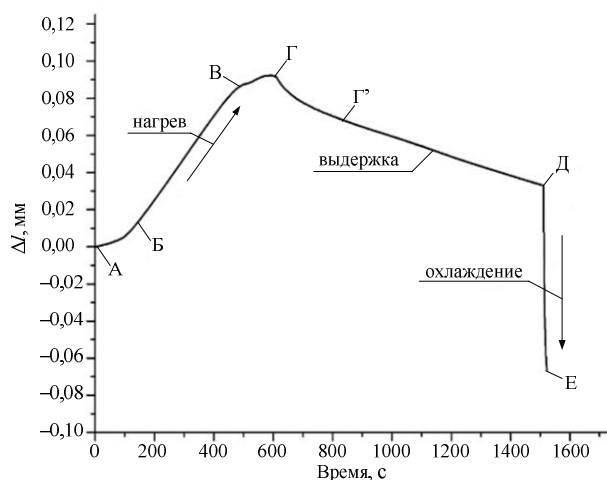
Результаты и их обсуждение

Дилатометрические кривые, приведенные на **рис. 1**, дают представление об изменениях линейных размеров (Δl) образца в зависимости от температуры (**рис. 1, а**) и времени (**рис. 1, б**) термического воздействия при закалке сплава 32НФ во время нагрева под закалку до 1200°C, его выдержке при этой температуре и ускоренного контролируемого охлаждения, имитирующего охлаждение в воде.

Нагрев до температуры 1200°C происходил за 10 мин и сопровождался увеличением линейных размеров во всем временном интервале. Однако в интервале температур от комнатной до 300°C кривая имеет нелинейный характер (**рис. 1**, участок АБ) вследствие проявления инварного эффекта – магнитострикции. В интервале температур от 300 до 950°C дилатометрическая кривая нагрева имеет линейный вид (**рис. 1**, участок БВ), что говорит о термическом расширении (увеличении линейного размера) без протекания каких-либо структурно-фазовых превращений. В интервале температур от 950 до 1200°C кривая меняет угол наклона (**рис. 1**, участок ВГ). Это свидетельствует о замедлении термического расширения, что связано с развитием процесса растворения карбидной фазы в указанном интервале температур.



а



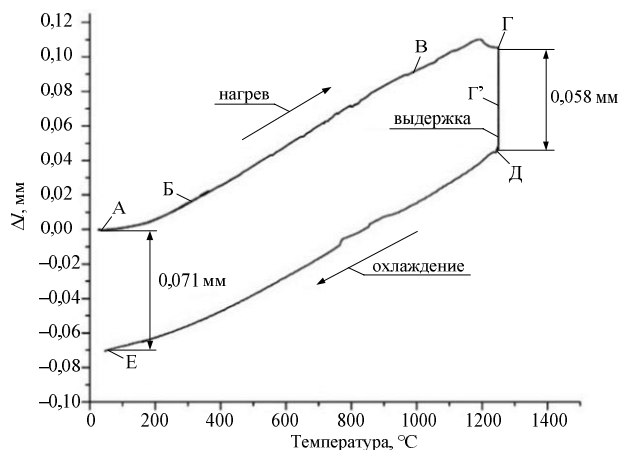
б

Рис. 1. Дилатогаммы закалки от 1200°C в воде сплава 32НФ в координатах Δl – температура (а) и Δl – время (б)

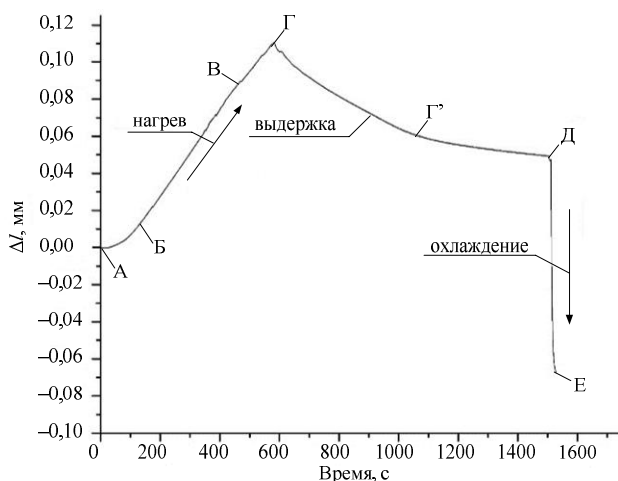
Дальнейшая изотермическая выдержка при температуре 1200°C в течение 15 мин. (рис. 1, участок ГД) приводит к уменьшению линейных размеров на 0,058 мм. Столь значимое сужение может свидетельствовать об интенсивном растворении карбидов, сопровождающемся гомогенизацией аустенита. При этом в начальный период выдержки в течение примерно трех минут (рис. 1, участок ГГ') угол наклона кривой больше по сравнению с участком Г'Д, очевидно, вследствие большей скорости растворения карбидной фазы в начальный период выдержки.

Последующее быстрое охлаждение, моделирующее закалку в воде, фиксирует γ -твердый раствор без протекания фазовых превращений и, как следовало ожидать, характеризуется резким уменьшением линейных размеров из-за теплового сжатия (рис. 1, участок ДЕ). Так, после закалки от 1200°C в воду абсолютные размеры исследуемого образца уменьшились на 0,071 мм.

Дилатогамма закалки сплава 32НФ от температуры 1250°C представлена на рис. 2. Характер кривой в основном аналогичен дилатогамме, полученной при закалке от 1200°C, но отличается тем, что на кривой отсутствует явно выраженный участок замедления термического расширения при нагреве до температуры 1250°C, а прогиб на кривой при изотермической выдержке при этой температуре (рис. 2, участок ВГ) больше по сравнению с выдержкой при температуре 1200°C. Это обусловлено более высокой температурой нагрева и, соответственно, большей скоростью растворения карбидной фазы. При этом, как показали выполненные структурные исследования [8], происходит более полное растворение карбидов, что приводит к снижению ТКЛР по сравнению с закалкой от 1200°C. При этом происходит и более полное насыщение твердого раствора углеродом и легирующими элементами, что при последующем нагреве закаленных образцов должно обеспечить повышение твердости.



а



б

Рис. 2. Дилатогаммы закалки от 1250°C в воде сплава 32НФ в координатах Δl – температура (а) и Δl – время (б)

Графики зависимости изменения линейных размеров от времени при определении ТКЛР закаленного сплава 32НФ представлены на **рис. 3**. По методике определения ТКЛР в соответствии с ГОСТ 14080-78 было получено значение относительного удлинения (после закалки от 1200°C $\Delta l = 0,00231$ мм, после закалки от 1250°C $\Delta l = 0,00218$ мм) и рассчитано значение ТКЛР: после закалки от 1200°C $\alpha_{30-150} = 1,93 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, после закалки от 1250°C $\alpha_{30-150} = 1,82 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

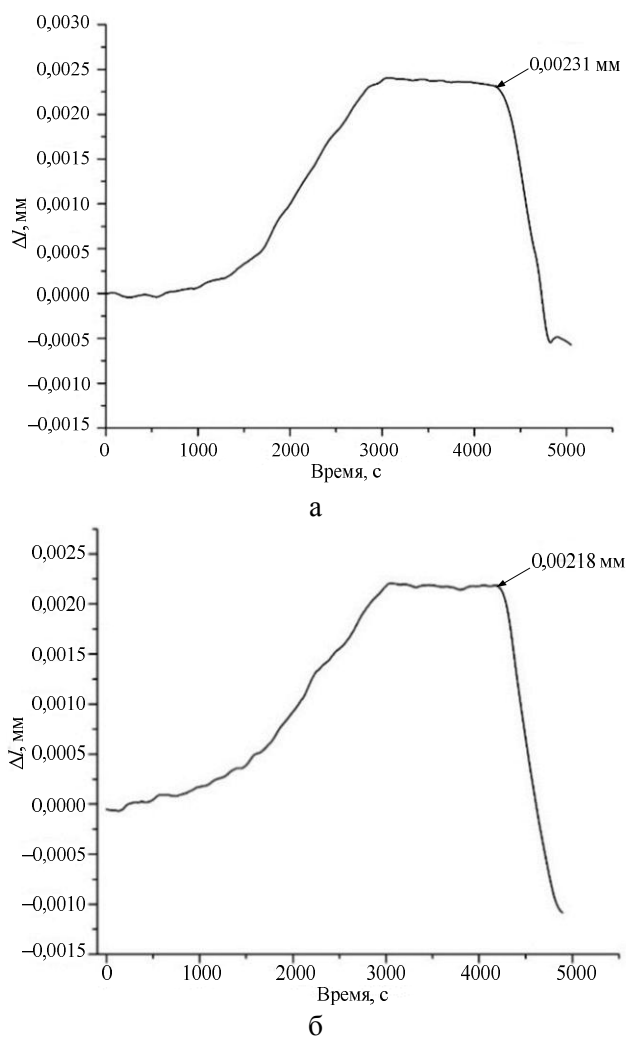


Рис. 3. Дилатометрические кривые испытания по определению ТКЛР инварного сплава 32НФ, закаленного от 1200 (а) и 1250°C (б)

Аналогичные дилатометрические исследования были выполнены для сплава 34НФМ. Характер дилатограмм оказался подобен кривым, полученным для сплава 32НФ, и отличался только количественными значениями Δl . Значения ТКЛР, вычисленные по дилатометрическим кривым, составляют: для сплава, закаленного от 1200°C, $\Delta l = -0,00304$, $\alpha_{30-150} = 2,53 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$; для сплава, закаленного от 1250°C, $\Delta l = 0,00292$, $\alpha_{30-150} = 2,43 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$.

Следующим этапом термической обработки являлся нагрев закаленных образцов до температуры, обеспечивающей наиболее полный распад пересыщенного твердого раствора. Для сплава 32НФ и 34НФМ, как показали предыдущие исследования [9], самые высокие значения твердости и временного сопротивления были получены при выдержке при 700°C в течение 1 ч.

На **рис. 4, а** представлена дилатометрическая кривая, изображающая изменение линейных размеров при нагреве и изотермической выдержке при 700°C образца сплава 32НФ, закаленного от температуры 1250°C. При детальном рассмотрении дилатометрической кривой в интервале изотермической выдержки при 700°C наблюдается увеличение линейных размеров (**рис. 4, б**, участок АБ), что можно объяснить выделением карбидной фазы из пересыщенного твердого раствора, зафиксированного закалкой.

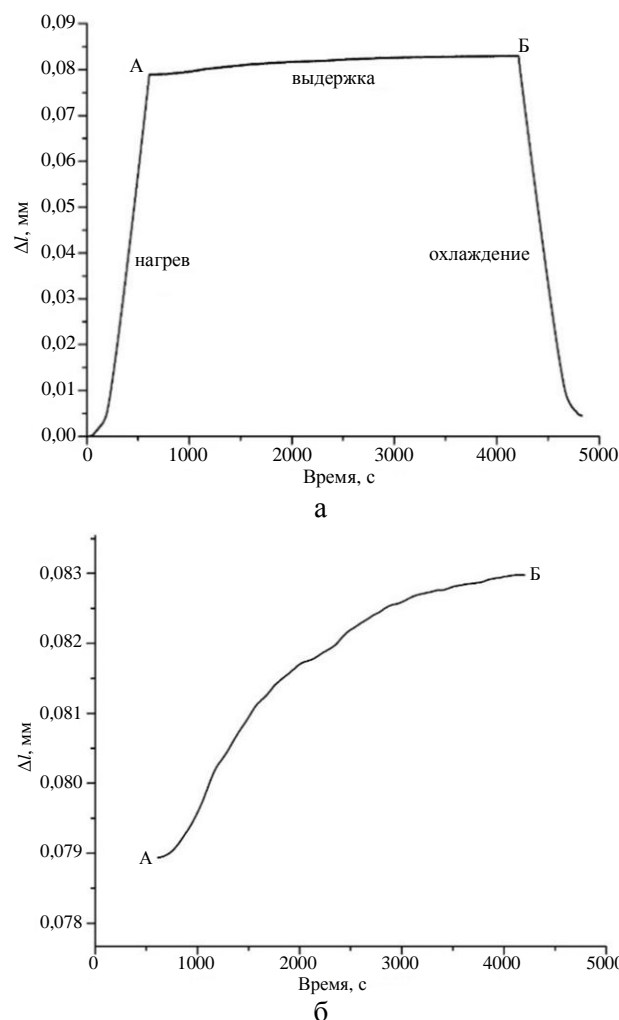


Рис. 4. Дилатограмма в интервале изотермической выдержки при 700°C в течение 1 ч сплава 32НФ, закаленного от 1250°C

Общий вид дилатометрической кривой нагрева и изотермической выдержки при 700°C закаленного от температуры 1250°C образца сплава 34НФМ, представленный на **рис. 5, а**, не отличается от подобной дилатограммы для сплава 32НФ, однако при детальном рассмотрении в интервале изотермической выдержки можно выделить две области (**рис. 5, б**). На кривой вначале изотермической выдержки (участок АБ) наблюдается увеличение линейных размеров, что объясняется выделением карбидной фазы из пересыщенного твердого раствора, зафиксированного закалкой. Начиная с 1800 с, увеличение линейных размеров затормаживается, что свидетельствует о замедлении выделения карбидной фазы. При увеличении времени выдержки свыше 1900 с фиксируется уменьшение размеров образца (участок БВ) вследствие коагуляции выделившихся карбидных частиц, в составе

которых наряду с ванадием присутствует менее стойкий карбидообразующий элемент – молибден, что подтверждается ранее выполненными структурными исследованиями [9].

На **рис. 6** представлены дилатограммы испытания по определению ТКЛР образцов сплава 32НФ (а) и 34НФМ (б) после закалки от 1250°C в воде и нагреве до 700°C с изотермической выдержкой в течение 1 ч. По полученным данным были определены значения относительного удлинения при нагреве, которое составило 0,00151 мм для сплава 32НФ и 0,00257 мм для сплава 34НФМ, и значение ТКЛР: для сплава 32НФ $\alpha_{30-150} = 1,26 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ и для сплава 34НФМ $\alpha_{30-150} = 2,14 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$. При этом твердость в сплаве 32НФ повысилась от 220 до 380 НВ, а в сплаве 34НФМ – от 190 до 285 НВ.

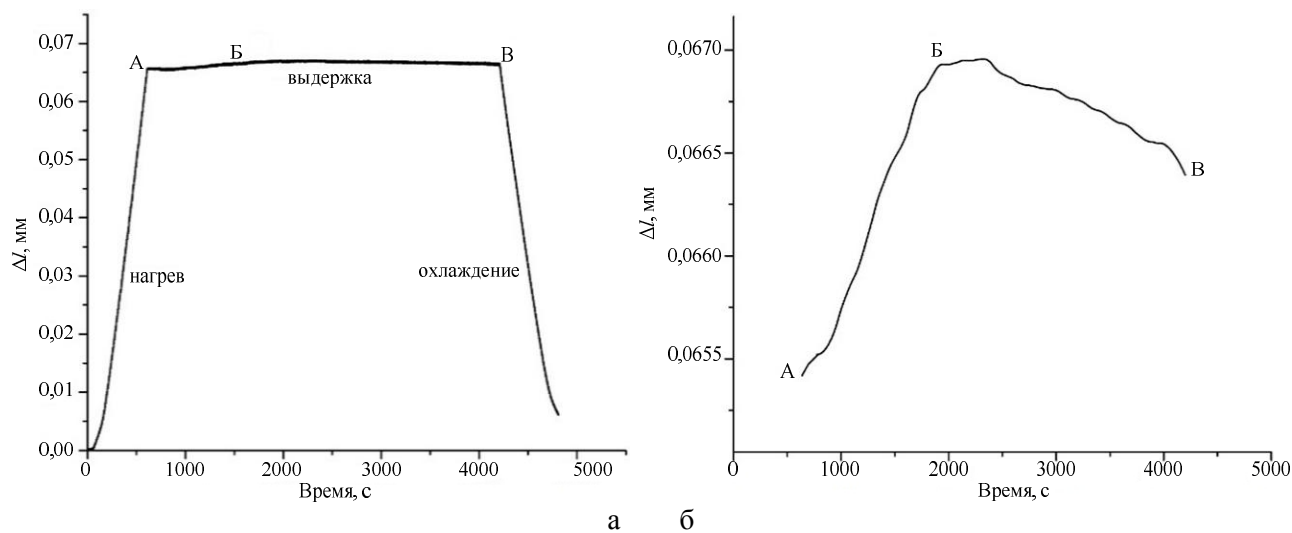


Рис. 5. Дилатограмма в интервале изотермической выдержки при 700°C в течение 1 ч сплава 34НФМ, закаленного от 1250°C

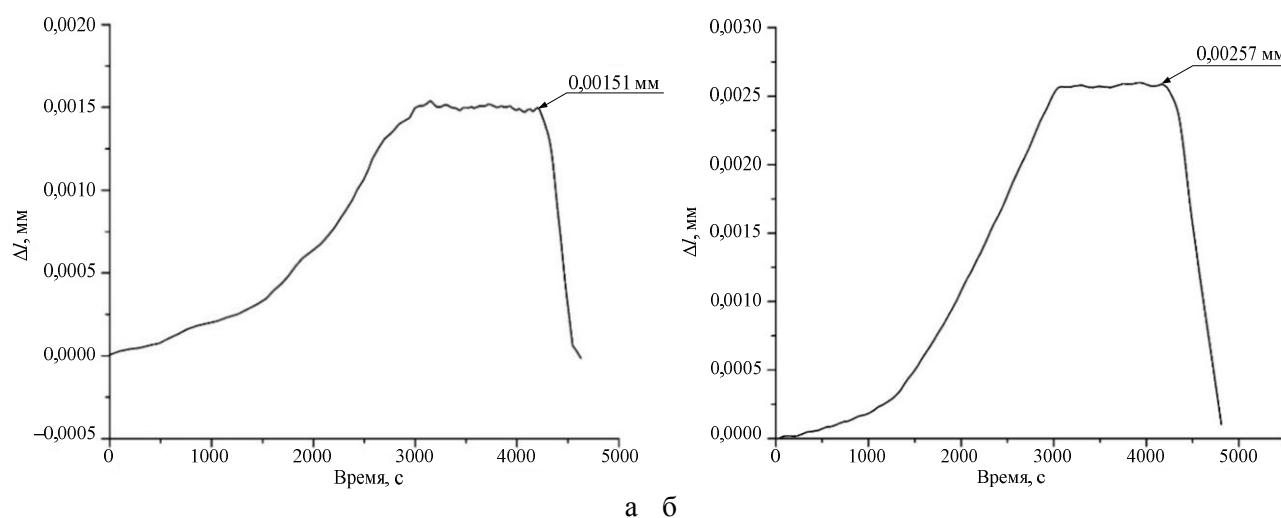


Рис. 6. Дилатометрические кривые испытания по определению ТКЛР после нагрева до 700°C с выдержкой 1 ч образцов сплава 32НФ (а) и 34НФМ (б), закаленных от 1250°C

Заключение

Результаты исследования показали, что термическая обработка инварных сплавов Fe-32,5Ni-0,76C-1,5V и Fe-34,5Ni-0,4C-1,0V-2,3Mo, заключающаяся в закалке на пересыщенный твердый раствор от температур 1200 и 1250°C и нагреве закаленных образцов до температуры 700°C с выдержкой в течение 1 ч, во всех случаях позволяет получить низкие значения ТКЛР ($\alpha \leq 3 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$). Наименьшие значения коэффициента расширения для обоих исследуемых сплавов (для сплава 32НФ $\alpha_{30-150} = 1,26 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$, для сплава 34НФМ $\alpha_{30-150} = 2,14 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) были получены после закалки до 1250°C, что обеспечило более полное растворение карбидной фазы при нагреве под закалку. При этом при последующем нагреве до 700°C и изотермической выдержке закаленных образцов твердость повысилась примерно в 1,5–1,7 раза за счет выделения дисперсных карбидных частиц при распаде пересыщенного твердого раствора. Однако при снижении содержания углерода и ванадия в сплаве системы Fe-Ni-C-V дополнительное введение молибдена приводит к увеличению ТКЛР, а также обеспечивает менее существенный упрочняющий эффект в результате коагуляции карбидной фазы.

Список литературы

1. Прецизионные сплавы: справочник / под ред. Б.В. Молоилова. М.: Металлургия, 1983. 438 с.
2. Zhang Jian-fu, Tu Yi-fan, Xu Jin [etc.]. Effect of Solid Solution Treatment on Microstructure of Fe-Ni Based High Strength Low Thermal Expansion Alloy // Journal of Iron and Steel Research, International. 2008, vol. 15, no. 1. pp. 75–78.
3. Wang Chao, Yuan Shou Qian, Yao Cheng Gong [etc.]. Study of the Effect of W and Mo Binary Alloying on Fe-Ni36 Invar Alloy Properties // Advanced Materials Research. 2013, vol. 690–693, pp. 290–293.
4. Шамилов Т.Г. Разработка новых типов высокопрочных инварных сплавов системы Fe-Ni-C: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 01.04.07 / Т. Г. Шамилов. М., 1992. 25 с.
5. A.A. Braid, J.R. Teodosio, H.F.G. Abreu [etc.]. Studies on magnetically aged Fe-Mo-Ni-C alloys with different carbon additions // Journal of Magnetism and Magnetic Materials pp. 226–230 (2001) 1397–1399.
6. С.С. Zhao, S.Y. Yang, Y. Lua [etc.]. Experimental investigation and thermodynamic calculation of the phase equilibria in the Fe-Ni-V system // Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry 46 (2014) pp. 80–86.
7. Исследование режимов термической обработки при производстве высокопрочных инварных сплавов нового поколения / Чукин М.В., Копцева Н.В., Голубчик Э.М., Медведева Е.М., Чукин Д.М // Металлург. 2014. № 4. С. 97–102.
8. Koptseva N.V. Formation of the Physicomechanical Properties in High Strength Invar Alloys / Koptseva N.V., Golubchik E.M., Efimova Yu.Yu., Medvedeva E.M., Rodinov Yu.L., Korms I.A. // Steel in Translation, 2014, vol. 44, no. 4, pp. 317–319.
9. Влияние термической обработки на структуру и тепловые свойства высокопрочных инварных сплавов системы Fe-Ni-C с дополнительным легированием молибденом и ванадием / Чукин М.В., Копцева Н.В., Голубчик Э.М., Ефимова Ю.Ю., Чукин Д.М., Dabala M. // Производство проката. 2015. №7. С. 28–34.
10. ГОСТ 14080-78. Прутки и листы из прецизионных сплавов с заданным температурным коэффициентом линейного расширения. Технические условия. URL: <http://gostexpert.ru/data/files/14080-78>

Материал поступил в редакцию 09.08.16.

INFORMATION ABOUT THE PAPER IN ENGLISH

DOI:10.18503/1995-2732-2016-14-3-99-105

FEATURES OF THERMAL EXPANSION OF HIGH-STRENGTH INVARI ALLOYS

Natalia V. Koptseva – D.Sc. (Eng.), Professor

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: kopceva1948@mail.ru

Dmitry M. Chukin – Ph.D. Student

Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk, Russia. E-mail: chukindmitry@gmail.com

Manuele Dabala – Associate Professor

Industrial Engineering Department, University of Padua, Padua, Italy. E-mail: manuele.dabala@unipd.it

Abstract

Problem Statement (Relevance): The article focuses on the peculiarities of the thermal expansion of Fe-Ni-C invars alloyed with vanadium and molybdenum. The addition of carbon and strong carbide-forming elements can result in invars of higher strength compared with conventional invars due to the hardening effect produced by carbides. At the same time the coefficient of thermal expansion (CTE) of such invars remains low, which significantly expands the application scope of high-strength

alloys within the precision instrument domain. **Objectives:** This research aims to study the effect of heat treatment on the CTE of the Fe-Ni-C-V (32NF) and Fe-Ni-C-V-Mo (34NFM) invars. **Methods Applied:** The research involved physical modelling of heat treatment processes, dilatometry and the CTE determination realized with the Pocket Jaw module within Gleeble 3500. The samples used were 10 mm in diameter and 80 mm in length. As part of the heat treatment process, the samples were quenched in water with the start temperatures of

1200 and 1250 °C, which enabled the solid solution to be saturated with carbon and carbide-forming elements. After that the quenched samples were heated to 700 °C to induce the decomposition of the supersaturated solid solution. **Originality:** The study helped identify the patterns of changing CTE in the Fe-Ni-C-V and Fe-Ni-C-V-Mo invars as a result of heat treatment. **Findings:** The CTE values were determined for different heat treatment scenarios. It was found that the above alloys showed the lowest CTE values (for 32NF $\alpha_{30-150} = 1.26 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$; for 34NFM $\alpha_{30-150} = 2.14 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) after they were quenched in water with the start temperature of 1250 °C and heated to 700 °C and soaked at this temperature for one hour. **Practical Relevance:** The study proved that the heat treatment of invars results in the lowest CTE values (0.5×10^{-6} to $3.0 \times 10^{-6} \text{K}^{-1}$) which meet the high-strength industrial invar specification requirements.

Keywords: High-strength invars, heat treatment, dilatometry, coefficient of thermal expansion.

References

1. Precision alloys: Handbook; ed. B.V. Molotilov. Moscow: Metallurgiya, 1983, 438 p. (In Russ.)
2. Zhang Jian-fu, Tu Yi-fan, Xu Jin [etc.] Effect of Solid Solution Treatment on Microstructure of Fe-Ni Based High Strength Low Thermal Expansion Alloy. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2008, vol. 15, no. 1, pp. 75–78.
3. Wang Chao, Yuan Shou Qian, Yao Cheng Gong [etc.]. Study of the Effect of W and Mo Binary Alloying on Fe-Ni36 Invar Alloy Properties. *Advanced Materials Research*. 2013, vol. 690–693, pp. 290–293.
4. Shamilov T.G. *Razrabotka novykh tipov vysokoprochnykh invarnykh spлавov sistemy Fe-Ni-C: avtoreferat dissertatsii na soiskanie uchenoi stepeni kand. tekhn. nauk: 01.04.07* [Development of new types of high-strength Fe-Ni-C invars: Extended abstract of Ph.D. dissertation: 01.04.07]. Moscow, 1992, 25 p. (In Russ.)
5. A.A. Braid, J.R. Teodosio, H.F.G. Abreu [etc.]. Studies on magnetically aged Fe-Mo-Ni-C alloys with different carbon additions. *Journal of Magnetism and Magnetic Materials* pp. 226–230 (2001) 1397–1399.
6. C.C. Zhao, S.Y. Yang, Y. Lua [etc.]. Experimental investigation and thermodynamic calculation of the phase equilibria in the Fe–Ni–V system. *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry* 46 (2014) pp. 80–86.
7. Chukin M.V., Koptseva N.V., Golubchik E.M., Medvedeva E.M., Chukin D.M. The study of heat treatment regimes in the production of new-generation high-strength invars. *Metallurg* [Metallurgist]. 2014, no. 4, pp. 97–102. (In Russ.)
8. Koptseva N.V., Golubchik E. M., Efimova Yu.Yu., Medvedeva E.M., Rodinov Yu. L., Korms I. A. Formation of Physicomechanical Properties in High Strength Invar Alloys. *Steel in Translation*, 2014, vol. 44, no. 4, pp. 317–319.
9. Chukin M.V., Koptseva N.V., Golubchik E.M., Efimova Yu.Yu., Chukin D.M., Dabala M. The effect of heat treatment on the structure and thermal properties of high-strength Fe-Ni-C invars alloyed with molybdenum and vanadium. *Proizvodstvo prokata* [Rolling], 2015, no. 7, pp. 28–34. (In Russ.)
10. *GOST 14080-78: Prutki i listy iz precizionnykh spлавov s zadannym temperaturnym koefitsientom linejnogo rasshireniya. Tekhnicheskie usloviya* [GOST 14080-78: Rods and sheets made of precision alloys with a given CTE. Specifications]. Available at: URL: <http://gostexpert.ru/data/files/14080-78>

Received 09/08/16

Копцева Н.В., Чукин Д.М., Дабала М. Особенности теплового расширения высокопрочных инварных сплавов // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г.И. Носова. 2016. Т.14. №3. С. 99–105. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-99-105

Koptseva N.V., Chukin D.M., Dabala M. Features of thermal expansion of high-strength invar alloys. *Vestnik Magnitogorskogo Gosudarstvennogo Tekhnicheskogo Universiteta im. G.I. Nosova* [Vestnik of Nosov Magnitogorsk State Technical University]. 2016, vol. 14, no. 3, pp. 99–105. doi:10.18503/1995-2732-2016-14-3-99-105