



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(52) СПК

C22F 1/183 (2026.08); C22F 1/04 (2026.08)

(21)(22) Заявка: 2026103277, 09.02.2026

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
09.02.2026

Дата регистрации:
21.09.2026

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: 09.02.2026

(45) Опубликовано: 21.09.2026 Бюл. № 27

Адрес для переписки:

308015, г. Белгород, ул. Победы д. 85, НИУ
"БелГУ", Крылова Анна Сергеевна

(72) Автор(ы):

Соколовский Виталий Сергеевич (RU),
Озеров Максим Сергеевич (RU)

(73) Патентообладатель(и):

федеральное государственное автономное
образовательное учреждение высшего
образования "Белгородский государственный
национальный исследовательский
университет" (НИУ "БелГУ") (RU)

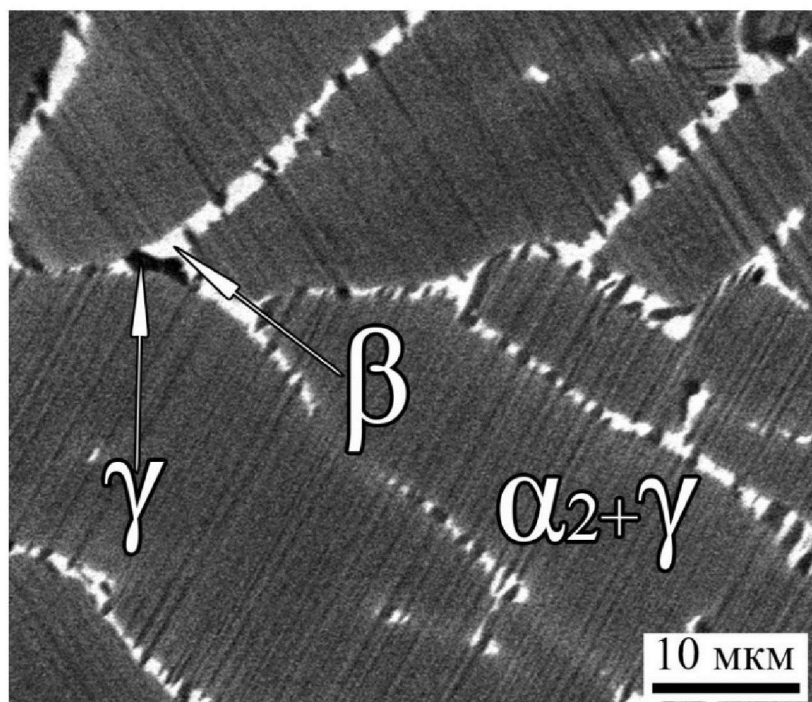
(56) Список документов, цитированных в отчете
о поиске: RU 2606685 C1, 10.01.2017. RU
2503738 C2, 10.01.2014. RU 2502824 C1,
27.12.2013. US 10107112 B2, 23.10.2018. EP
2720032 B1, 20.01.2016. Соколовский В.С. и др.,
Исследование влияния температуры
деформации на механическое поведение и
особенности разрушения литого сплава TNM-
B1, Frontier Materials & Technologies. 2025, N3,
81-89.

(54) Способ термомеханической обработки заготовок из интерметаллидного сплава на основе γ -TiAl

(57) Реферат:

Изобретение относится к металлургии, а именно к обработке заготовок из интерметаллидного сплава на основе гамма алюминида титана, и может быть использовано при обработке заготовок газотурбинных двигателей. Способ термомеханической обработки заготовок из интерметаллидного сплава на основе γ -TiAl включает нагрев, закалку и деформацию. Заготовки нагревают до температуры от T_γ минус 50°C до T_γ плюс 250°C, где T_γ – температура растворения γ -фазы, затем заготовки подвергают закалке в масле или в воде до комнатной температуры. Для проведения изотермической деформации заготовки нагревают

в $(\alpha_2 + \beta + \gamma)$ -фазовую область в интервале на 5-300°C ниже температуры эвтектидного превращения T_e и деформируют со скоростью деформации 10^0 - 10^{-5} с⁻¹ и степенью деформации 40-300%, после чего заготовки охлаждают до комнатной температуры. Обеспечивается снижение предела текучести и напряжения течения на установившейся стадии, а также рост доли рекристаллизованной/сфероидизированной структуры и объемной доли глобулярной структуры за счёт фиксации высокотемпературной структуры в сплаве и формирования крупнопластинчатой структуры. 5 ил., 12 пр.



Фиг.1



FEDERAL SERVICE
FOR INTELLECTUAL PROPERTY

(12) **ABSTRACT OF INVENTION**

(52) CPC

C22F 1/183 (2026.08); *C22F 1/04* (2026.08)(21)(22) Application: **2026103277, 09.02.2026**(24) Effective date for property rights:
09.02.2026Registration date:
21.09.2026

Priority:

(22) Date of filing: **09.02.2026**(45) Date of publication: **21.09.2026** Bull. № 27

Mail address:

**308015, g. Belgorod, ul. Pobedy d. 85, NIU
"BelGU", Krylova Anna Sergeevna**

(72) Inventor(s):

**Sokolovskii Vitalii Sergeevich (RU),
Ozerov Maksim Sergeevich (RU)**

(73) Proprietor(s):

**federalnoe gosudarstvennoe avtonomnoe
obrazovatelnoe uchrezhdenie vysshego
obrazovaniia "Belgorodskii gosudarstvennyi
natsionalnyi issledovatel'skii universitet" (NIU
"BelGU") (RU)**(54) **METHOD OF THERMOMECHANICAL PROCESSING OF WORKPIECES MADE OF INTERMETALLIC ALLOY BASED ON γ -TiAl**

(57) Abstract:

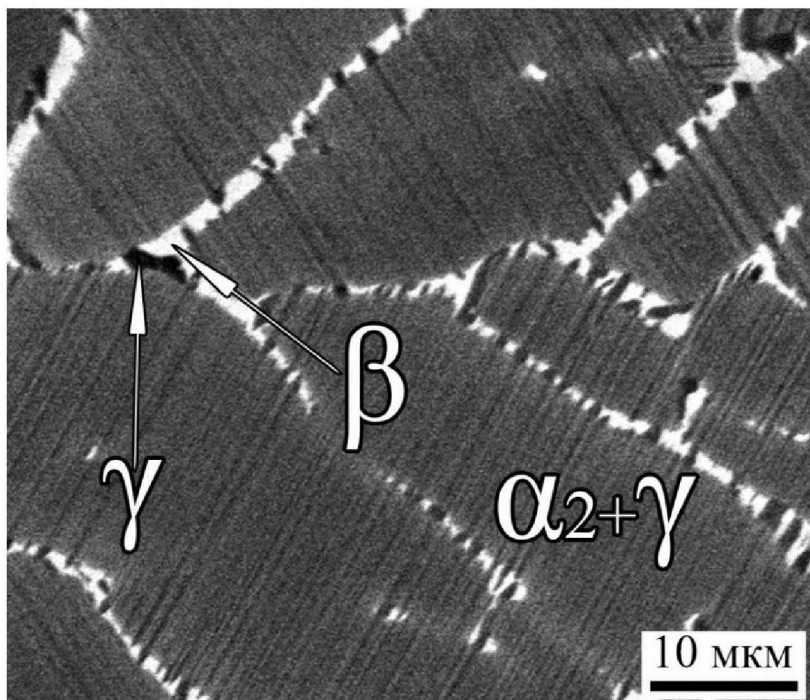
FIELD: metallurgy.

SUBSTANCE: invention relates namely to the processing of blanks made of an intermetallic alloy based on gamma titanium aluminide, and can be used in the processing of blanks for gas turbine engines. Method of thermomechanical processing of workpieces made of intermetallic alloy based on γ -TiAl includes heating, hardening and deformation. The workpieces are heated to a temperature of T_γ minus 50 °C to T_γ plus 250 °C, where T_γ is the dissolution temperature of γ -phase, then the workpieces are quenched in oil or water to room temperature. To carry out isothermal deformation, the workpiece is heated in (α_2 + β + γ)-phase

region in the range of 5-300 °C below the eutectoid transformation temperature T_e and deformed at a deformation rate of 10^0 - 10^{-5} s⁻¹ and a degree of deformation of 40-300%, after which the blanks are cooled to room temperature.

FIELD: ensured reduction in the yield strength and flow stress at the steady state stage, as well as an increase in the proportion of the recrystallized/spheroidized structure and the volume fraction of the globular structure due to the fixation of the high-temperature structure in the alloy and the formation of a large-plate structure.

1 cl, 5 dwg, 12 ex



Фиг.1

RU 2870353 C1

RU 2870353 C1

Изобретение относится к металлургии, а именно к области обработки металлов давлением, и может быть применено для изготовления заготовок деталей и изделий из сплавов на основе гамма алюминидов титана γ -TiAl, входящих в состав конструкции газотурбинных двигателей.

В рамках данной заявки:

Ячеистая реакция - это реакция или трансформация структуры, происходящая в метастабильной структуре сплавов на основе алюминидов титана γ -TiAl, в ходе которой формируются крупнопластинчатые колонии, а движущими силами реакции являются неравновесный химический состав фаз и снижение зернограницной энергии [G. Zheng, B. Tanga, S. Zhao, W. Y. Wanga, Y. Ding, Z. Zhao, L. Zhu, J. Li. Revealing cellular reaction mechanisms and high-temperature structure stability in β -stabilized TiAl alloy. Materials Characterization 203 (2023) 113110. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113110>].

Интерметаллидный сплав на основе гамма алюминидов титана γ -TiAl с химическим составом Ti-43,5Al-4Nb-1Mo-0,1B (ат. %), далее сплав TNM-B1.

Интерметаллидные сплавы на основе гамма алюминидов титана γ -TiAl характеризуются высокими удельными прочностными свойствами вплоть до 850°C, высоким сопротивлением окислению и низкой плотностью, что выгодно их отличает от широко используемых тяжелых суперсплавов на основе никеля. Однако, особенностями фаз, входящих в состав сплава, является крайне ограниченная пластичность в широком интервале температур. Комплексное легирование и измельчение структуры позволяют достигнуть определенного баланса прочностных и пластических характеристик при комнатной температуре. Тем не менее измельчение структуры с помощью термомеханической обработки при температурах ниже эвтектоидного превращения сопровождается высокими напряжениями течения и локализацией деформации, что выдвигает высокие требования к штамповым материалам и является дорогостоящим этапом производства деталей.

Существует ряд известных способов получения измельченной структуры в интерметаллидных сплавах на основе гамма алюминидов титана с помощью термомеханической обработки.

Известен способ получения измельченной структуры в сплавах на основе алюминидов титана включающий в себя двух стадийную деформацию [Патент РФ № КП 2203976 С2 от 10.05.2003 «Способ обработки литых заэвтектоидных сплавов на основе алюминидов титана γ -TiAl и α_2 -Ti₃Al»]. На первой стадии заготовку нагревают выше эвтектоидной температуры T_e и подвергают деформации одноосным сжатием в квази изотермических условиях с высокой скоростью деформации. Вторую стадию проводят в изотермических условиях ниже T_e с низкой скоростью деформации. Недостатками приведенного технического решения является высокая трудоемкость и стоимость обработки, а также получаемая неоднородность микроструктуры: в структуре присутствуют остатки литой пластинчатой составляющей.

Известен способ проведения горячей деформации в $\alpha + \gamma$ -фазовой области [Т.К. На, J.Y. Jung, A study on the hot workability of a cast Ti-Al intermetallic compound // Materials Science and Engineering A, 449-451 (2007), 139-143.; S.L. Semiatin, J.C. Chestnutt, C. Austin, et al. Processing of Intermetallic Alloys, in Structural Intermetallics (Warrendale, PA: TMS) (1997) 263-276]. При температурах в $\alpha + \gamma$ -фазовой области сплавы обладают хорошей пластичностью, обеспечивающей деформацию без образования поверхностных трещин даже при повышенных скоростях деформации. Однако, недостатками данного способа является неоднородность структуры после деформации и большой размер зерен/частиц,

обязательное использование защитной оболочки, а также необходимость применения дорогостоящего штампового инструмента.

Известен способ обработки сплавов на основе алюминида титана TiAl, полученных литьем или методом порошковой металлургии путем многостадийной изотермической ковки в $\gamma+\alpha_2$ -фазовой области [Патент РФ № RU 2164263 C2 от 20.03.2001 «Способ обработки заготовок из заэвтектоидных $\gamma+\alpha_2$ сплавов»]. Способ предусматривает нагрев и деформацию в интервале температур от 700°C до T_e , где T_e - температура эвтектоидного превращения за i этапов, за n переходов на каждом этапе, с суммарной степенью деформации Σe , обеспечивающей измельчение структуры за счет рекристаллизации, при этом температуру T_i и скорость деформации $\dot{\epsilon}_i$ заготовки на каждом этапе определяют по результатам испытаний N_i образцов, имеющих размер зерен колоний d_i , причем $d_i=d_{\text{заг}}$, одноосным сжатием в изотермических условиях в указанном температурно-скоростном интервале, с учетом размера рекристаллизованных зерен и удельного рекристаллизованного объема, а количество этапов определяют исходя из последовательного уменьшения размера зерен в исходной заготовке до требуемого значения. Использование такой обработки позволило получить в сплавах Ti-48Al-2Nb-2Cr, Ti-46Al-2Nb-2Cr-1Ta однородную субмикрокристаллическую микроструктуру. Однако, данный способ подходит только для сплавов с содержанием Al более 45 % и характеризуется высокой трудоемкостью.

Известен способ получения измельченной структуры во всем объеме заготовки и достижение необходимого размера зерен/частиц в двухфазных ($\gamma+\alpha_2$)-сплавах на основе гамма алюминида титана за счет протекания процессов рекристаллизации структуры, сформированной за счет предварительной термической обработки выше T_e и деформации ниже T_e [Патент РФ № RU 2 606 685 от 10.01.2017 «Способ термомеханической обработки литых ($\gamma+\alpha_2$)-интерметаллидных сплавов на основе алюминида титана γ -TiAl»]. Образцы нагревали до температуры $T_\alpha+10^\circ\text{C}$ выдерживали в течение 10 минут, а затем закачивали на воздухе. В итоге была получена микроструктура, состоящая из глобулярных α -зерен. После чего их деформировали одноосным сжатием в изотермических условиях при температуре $T_e-50^\circ\text{C}$ со скоростью деформации 10^{-3} c^{-1} и степенью $e=1$, затем заготовку подвергали охлаждению со скоростью 5-100°C/c до комнатной температуры. Пиковые напряжения уменьшаются с 430 МПа до 201 МПа для литого и термообработанного состояния, соответственно. Микроструктура образцов рекристаллизована и глобуляризована.

Недостатками данного способа является то, что для него характерно применение только для двухфазных ($\gamma+\alpha_2$)-сплавов, более того медленное охлаждение после нагрева выше $\alpha\rightarrow\gamma$ превращения в ($\alpha_2+\beta+\gamma$)-сплавах не приводит к формированию крупнопластинчатой структуры и не позволяет зафиксировать высокотемпературную структуру в сплаве.

Задачей заявленного изобретения является создание способа термомеханической обработки трехфазных ($\alpha_2+\beta+\gamma$)-сплавов на основе алюминида титана γ -TiAl, основанного на использовании ячеистой реакции.

Технический результат изобретения заключается в снижении предела текучести и напряжений течения на установившейся стадии, а также рост доли рекристаллизованной/сфероидизированной структуры и объемной доли глобулярной структуры при степени деформации $\epsilon=40-300\%$, за счёт фиксации высокотемпературной структуры в сплаве и

формирования крупнопластинчатой структуры. А также позволяет снизить трудоёмкость изготовления заготовок деталей и изделий, входящих в состав конструкции газотурбинных двигателей.

Задача изобретения решается применением предложенного способа термомеханической обработки заготовок из интерметаллидного сплава на основе γ -TiAl с использованием ячеистой реакции, включающего определение T_γ - температуры растворения γ -фазы, затем осуществляют термомеханическую обработку литых заготовок. Заготовку подвергают нагреву до температуры от T_γ минус 50°C до T_γ плюс 250°C , затем закалке в масле или закалке в воде до комнатной температуры. Затем для проведения изотермической деформации заготовки подвергают нагреву в интервале на $5-300^\circ\text{C}$ ниже T_e - температуры эвтектоидного превращения, в ходе которого активируется ячеистая реакция. Деформационную обработку проводят со скоростями деформации $10^0-10^{-5} \text{ c}^{-1}$ и степенью деформации $\epsilon=40-300\%$, затем заготовку подвергают охлаждению до комнатной температуры.

Новизна и изобретательский уровень предложенного изобретения заключается в применении новых режимов, направленных на активацию ячеистой реакции в ходе нагрева, выдержки и деформации трехфазного $(\alpha_2+\beta+\gamma)$ -сплава TNM-B1 в верхней части $(\alpha_2+\beta+\gamma)$ -фазовой области. Использование ячеистой реакции позволяет существенно снизить напряжения при горячей деформации и повысить объемную долю рекристаллизованной/сфероидизированной структуры, что позволяет формировать измельченную, глобулярную структуру.

ОСУЩЕСТВЛЕНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ

Для $(\alpha_2+\beta+\gamma)$ -интерметаллидного сплава на основе гамма алюминида титана TNM-B1 проводят определение T_γ - температуры растворения γ -фазы, и температуры эвтектоидного превращения T_e . Затем осуществляют термомеханическую обработку литых заготовок, при этом предварительно заготовки подвергают нагреву до температуры в интервале от T_γ минус 50°C до T_γ плюс 250°C и выдержке до равномерного прогрева заготовки, затем подвергают закалке в масле или закалке в воде до комнатной температуры. Для проведения изотермической деформации заготовку подвергают нагреву в $(\alpha_2+\beta+\gamma)$ -фазовую область в интервале на $5-300^\circ\text{C}$ ниже температуры эвтектоидного превращения T_e . При нагреве закаленного сплава с метастабильной структурой активируется ячеистая реакция и образуются крупнопластинчатые колонии. Деформационную обработку проводят со скоростями деформации $10^0-10^{-5} \text{ c}^{-1}$ и степенью деформации в диапазоне $40-300\%$, затем заготовку подвергают охлаждению до комнатной температуры.

Изобретение охарактеризовано на следующих изображениях.

Фиг. 1. Исходная микроструктура сплава TNM-B1 с пластинчатой структурой, полученная с помощью сканирующего электронного микроскопа.

Фиг. 2. Микроструктура сплава TNM-B1 после отжига $1280^\circ\text{C}/10$ минут и последующей закалки в масло по примеру 1, полученная с помощью сканирующего электронного микроскопа.

Фиг. 3. Кривые напряжение - деформация образцов сплава TNM-B1 при одноосном сжатии ($T=1050^\circ\text{C}$) и скорости деформации 10^{-3} c^{-1} для литого сплава с исходной пластинчатой структурой и предварительно термически обработанного сплава с $\alpha+\beta$ -структурой по примеру 1.

Фиг. 4. Микроструктура образца сплава TNM-B1 в термообработанном состоянии

после одноосного сжатия при температуре 1050°C и скорости деформации 10^{-3} c^{-1} , на котором видны крупнопластинчатые колонии, образовавшиеся при ячеистой реакции по примеру 1. Микроструктура получена на сканирующем электронном микроскопе.

Фиг. 5. Микроструктура образца литого сплава TNM-B1 с исходной пластинчатой структурой после одноосного сжатия при температуре 1050°C и скорости деформации 10^{-3} c^{-1} по примеру 1, полученная на сканирующем электронном микроскопе

Возможность осуществления изобретения поясняется примерами изотермической деформации образцов размером $10 \times 15 \text{ мм}$ из $(\alpha_2 + \beta + \gamma)$ -интерметаллидного сплава на основе гамма алюминиды титана TNM-B1. Предварительно была определена с помощью дифференциально сканирующей калориметрии температура растворения γ -фазы T_{γ} , которая составила 1260°C и температура эвтектоидного превращения T_e , которая составила 1170°C . Исходная пластинчатая микроструктура сплава представлена на фигуре 1.

Пример 1. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma} + 20^{\circ}\text{C} = 1280^{\circ}\text{C}$, выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали в масло со скоростью $150^{\circ}\text{C}/\text{с}$. В результате закалки получена структура, состоящая из α -зерен и прослоек β -фазы (фиг. 2). После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 1050°C , т.е. ниже T_e на 120°C , в ходе которого активировалась ячеистая реакция и образовывались крупнопластинчатые колонии. Далее образцы деформировали одноосным сжатием в изотермических условиях при температуре деформации со скоростью деформации 10^{-3} c^{-1} и степени 70%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. На фигуре 3 представлены кривые напряжение - деформация образцов сплава TNM-B1 при одноосном сжатии при $T = 1050^{\circ}\text{C}$ и скорости деформации 10^{-3} c^{-1} для образцов литого сплава с исходной пластинчатой структурой и образцов, предварительно термически обработанного сплава с $\alpha + \beta$ -структурой, по предложенному способу. Наглядно видно, что использование термообработки по предложенному режиму способствует снижению напряжений при сжатии. Напряжения уменьшаются $\sigma_{0,2}$ с 330 до 200 МПа, а σ_{30} с 280 до 190 МПа для сплава с пластинчатой структурой и термообработанного состояния, соответственно. Микроструктура предварительно термообработанного образца по предложенному способу рекристаллизована и сфероидизирована, а также наблюдается присутствие крупнопластинчатых колоний, сформированных в ходе ячеистой реакции и способствующих снижению напряжений течения (фиг. 4). Для деформированного без предварительного нагрева литого $(\alpha_2 + \beta + \gamma)$ -интерметаллидного сплава с исходной пластинчатой структурой микроструктура рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 35% объема заготовки. Около 65% объема образца составляют остатки пластинчатой структуры (фиг. 5).

Рекристаллизованный объем термообработанного перед деформацией образца составляет 50%. Таким образом, предложенная обработка позволяет существенно снизить напряжения при деформации и повысить объемную долю рекристаллизованной/сфероидизированной структуры.

Пример 2. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma} - 50^{\circ}\text{C} = 1210^{\circ}\text{C}$ выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали в масло. В результате закалки получена структура, состоящая из α -зерен, пластин γ -фазы и прослоек β -фазы. После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 1050°C , т.е. ниже T_e на 120°C ,

в ходе которого активировалась ячеистая реакция и образовывались крупнопластинчатые колонии. Далее образцы деформировали одноосным сжатием в изотермических условиях при температуре деформации со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} и степени 70%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. Такая термообработка ведет к снижению напряжений при сжатии. Напряжения $\sigma_{0,2}$ уменьшаются с 330 МПа до 260 МПа для сплава с пластинчатой структурой и сплава с предварительно термообработанным состоянием, соответственно. Для деформированного литого сплава с исходной пластинчатой структурой микроструктура рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 25% объема заготовки. Около 75% объема образца составляют остатки пластинчатой структуры. Рекристаллизованный объем термообработанного перед деформацией образца составляет 50%.

Пример 3. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma} + 250^{\circ}\text{C} = 1510^{\circ}\text{C}$, выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали в масло. В результате закалки получена структура, состоящая из α -зерен, пластин γ -фазы и прослоек β -фазы. После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 1050°C , т.е. ниже T_e на 120°C , в ходе которого активировалась ячеистая реакция и образовывались крупнопластинчатые колонии. Далее образцы деформировали одноосным сжатием в изотермических условиях при температуре 1050°C со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} и степени 70%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. Такая термообработка ведет к снижению напряжений при сжатии. Напряжения $\sigma_{0,2}$ уменьшаются с 330 МПа до 210 МПа, а σ_{30} с 280 до 190 МПа для сплава с пластинчатой структурой и сплава с предварительно термообработанным состоянием, соответственно. Для деформированного литого сплава с исходной пластинчатой структурой микроструктура рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 30% объема заготовки. Около 70% объема образца составляют остатки пластинчатой структуры. Рекристаллизованный объем термообработанного перед деформацией образца составляет 50%.

Пример 4. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma} + 20^{\circ}\text{C} = 1280^{\circ}\text{C}$ выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали на воздухе. В результате закалки получена структура, состоящая из $(\alpha_2 + \gamma)$ -колоний и прослоек β -фазы. После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 1050°C , т.е. ниже T_e на 120°C , в ходе которого ячеистая реакция не наблюдалась. Далее образцы деформировали одноосным сжатием в изотермических условиях при температуре 1050°C со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} и степенью 70%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. Такая термообработка не ведет к снижению напряжений при сжатии. Напряжения $\sigma_{0,2}$ для обоих состояний сплава составили 330 МПа. Микроструктура деформированных состояний сплава рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 30% объема заготовки, а оставшиеся 70% составили исходные пластинчатые колонии. Таким образом, закалка на воздухе не фиксирует высокотемпературную структуру, и ячеистая реакция не активируется.

Пример 5. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma} + 20^{\circ}\text{C} = 1280^{\circ}\text{C}$ выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали в масло. В результате закалки получена структура, состоящая из α -зерен, пластин γ -фазы и прослоек β -фазы. После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 1165°C , т.е. ниже T_e на 5°C , в ходе которого активировалась ячеистая реакция и образовывались крупнопластинчатые

колонии. Далее образцы деформировали одноосным сжатием в изотермических условиях при температуре 1165°C со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} и степенью 70%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. Такая термообработка ведет к снижению напряжений при сжатии. Напряжения $\sigma_{0,2}$ уменьшаются со 100 МПа до 80 МПа для сплава с пластинчатой структурой и состояния сплава с предварительной термообработкой, соответственно. Для деформированного литого сплава с исходной пластинчатой структурой микроструктура рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 45% объема заготовки. Около 55% объема образца составляют остатки пластинчатой структуры. Рекристаллизованный объем термообработанного перед деформацией образца составляет 65%.

Пример 6. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma}+20^{\circ}\text{C} = 1280^{\circ}\text{C}$ выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали в масло. В результате закалки получена структура, состоящая из α -зерен, пластин γ -фазы и прослоек β -фазы. После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 870°C, т.е. ниже T_e на 300°C, в ходе которого активировалась ячеистая реакция и образовывались крупнопластинчатые колонии. Далее образцы деформировали одноосным сжатием в изотермических условиях при температуре 870°C со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} и степенью 70%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. Такая термообработка ведет к снижению напряжений при сжатии. Пиковые напряжения уменьшаются с 600 МПа до 490 МПа для сплава с пластинчатой структурой и термообработанного состояния, соответственно. Для деформированного литого сплава с исходной пластинчатой структурой микроструктура рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 10% объема заготовки. Около 90% объема образца составляют остатки пластинчатой структуры. Рекристаллизованный объем термообработанного перед деформацией образца составляет 20%.

Пример 7. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma}+20^{\circ}\text{C} = 1280^{\circ}\text{C}$ выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали в масло. В результате закалки получена структура, состоящая из α -зерен, пластин γ -фазы и прослоек β -фазы. После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 870°C, т.е. ниже T_e на 300°C, в ходе которого активировалась ячеистая реакция и образовывались крупнопластинчатые колонии. Далее образцы деформировали одноосным сжатием в изотермических условиях при температуре 870°C со скоростью деформации 10^{-0} с^{-1} и степенью 70%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. Такая термообработка ведет к снижению напряжений при сжатии. Пиковые напряжения уменьшаются с 1000 МПа до 700 МПа для сплава с пластинчатой структурой и термообработанного состояния, соответственно. Для деформированного литого сплава с исходной пластинчатой структурой микроструктура рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 20% объема заготовки. Около 80% объема образца составляют остатки пластинчатой структуры. Рекристаллизованный объем термообработанного перед деформацией образца составляет 35%.

Пример 8. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma}+20^{\circ}\text{C} = 1280^{\circ}\text{C}$ выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали в масло. В результате закалки получена структура, состоящая из α -зерен, пластин γ -фазы и прослоек β -фазы. После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 1050°C, т.е. ниже T_e на 120°C, в ходе которого активировалась ячеистая реакция и образовывались крупнопластинчатые колонии. Далее образцы деформировали одноосным сжатием в

изотермических условиях при температуре 1050°C со скоростью деформации 10^{-5} с^{-1} и степенью 70%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. Такая термообработка ведет к снижению напряжений при сжатии. Напряжения $\sigma_{0,2}$ уменьшаются со 150 МПа до 90 МПа для сплава с пластинчатой структурой и термообработанного состояния, соответственно. Для деформированного литого сплава с исходной пластинчатой структурой микроструктура рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 45% объема заготовки. Около 55% объема образца составляют остатки пластинчатой структуры. Рекристаллизованный объем термообработанного перед деформацией образца составляет 65%.

Пример 9. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma}+20^{\circ}\text{C} = 1280^{\circ}\text{C}$, выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали в масло. В результате закалки получена структура, состоящая из α -зерен и прослоек β -фазы. После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 1050°C, т.е. ниже T_e на 120°C, в ходе которого активировалась ячеистая реакция и образовывались крупнопластинчатые колонии. Далее образцы деформировали одноосным сжатием в изотермических условиях при температуре 1050°C со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} и степенью 85%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. Использование термообработки по предложенному режиму способствует снижению напряжений при сжатии. Напряжения $\sigma_{0,2}$ уменьшаются с 330 МПа до 220 МПа для сплава с пластинчатой структурой и термообработанного состояния, соответственно. Микроструктура предварительно термообработанного образца рекристаллизована и сфероидизирована, а также наблюдается присутствие крупнопластинчатых колоний, сформированных в ходе ячеистой реакции и способствующих снижению напряжений течения. Для деформированного литого сплава с исходной пластинчатой структурой микроструктура рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 40% объема заготовки. Около 60% объема образца составляют остатки пластинчатой структуры. Рекристаллизованный объем термообработанного перед деформацией образца составляет 60%.

Пример 10. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma}+20^{\circ}\text{C} = 1280^{\circ}\text{C}$, выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали в воду. В результате закалки получена структура, состоящая из α -зерен и прослоек β -фазы. После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 1050°C, т.е. ниже T_e на 120°C, в ходе которого активировалась ячеистая реакция и образовывались крупнопластинчатые колонии. Далее образцы деформировали одноосным сжатием в изотермических условиях при температуре 1050°C со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} и степенью 70%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. Использование термообработки по предложенному режиму способствует снижению напряжений при сжатии. Напряжения $\sigma_{0,2}$ уменьшаются с 330 МПа до 200 МПа, а σ_{30} с 280 до 190 МПа для сплава с пластинчатой структурой и термообработанного состояния, соответственно. Микроструктура предварительно термообработанного образца рекристаллизована и сфероидизирована, а также наблюдается присутствие крупнопластинчатых колоний, сформированных в ходе ячеистой реакции и способствующих снижению напряжений течения. Для деформированного литого сплава с исходной пластинчатой структурой микроструктура рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 35% объема заготовки. Около 50% объема образца составляют остатки пластинчатой структуры. Рекристаллизованный объем термообработанного перед деформацией образца составляет 50%.

Пример 11. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma}+20^{\circ}\text{C} = 1280^{\circ}\text{C}$, выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали в масло со скоростью $150^{\circ}\text{C}/\text{с}$. В результате закалки получена структура, состоящая из α -зерен и прослоек β -фазы, аналогично структуре, представленной на фиг. 2. После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 1050°C , т.е. ниже T_e на 120°C , в ходе которого активировалась ячеистая реакция и образовывались крупнопластинчатые колонии. Далее образцы деформировали одноосным сжатием в изотермических условиях при температуре деформации 1050°C со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} и степенью 40%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. Использование термообработки по предложенному режиму способствует снижению напряжений при сжатии. Напряжения уменьшаются $\sigma_{0,2}$ с 330 до 200 МПа, а σ_{30} с 280 до 190 МПа для литого сплава с пластинчатой структурой и термообработанного сплава, соответственно. Микроструктура предварительно термообработанного образца рекристаллизована и сфероидизирована, а также наблюдается присутствие крупнопластинчатых колоний, сформированных в ходе ячеистой реакции и способствующих снижению напряжений течения. Для деформированного литого сплава с исходной пластинчатой структурой микроструктура рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 20% объема заготовки. Около 80% объема образца составляют остатки пластинчатой структуры. Рекристаллизованный объем термообработанного перед деформацией образца составляет 30%. Таким образом, предложенная обработка позволяет существенно снизить напряжения при деформации и повысить объемную долю рекристаллизованной/сфероидизированной структуры.

Пример 12. Образцы сплава TNM-B1 нагревали до температуры $T_{\gamma}+20^{\circ}\text{C} = 1280^{\circ}\text{C}$, выдерживали в течение 20 минут, а затем закаливали в масло со скоростью $150^{\circ}\text{C}/\text{с}$. В результате закалки получена структура, состоящая из α -зерен и прослоек β -фазы, аналогично структуре, представленной на фиг. 2. После чего их подвергали нагреву на температуру деформации 1050°C , т.е. ниже T_e на 120°C , в ходе которого активировалась ячеистая реакция и образовывались крупнопластинчатые колонии. Далее образцы подвергали всесторонней изотермической ковке со скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} , степенью деформации за проход 40% и накопленной степенью деформации 300%, затем заготовку подвергали охлаждению до комнатной температуры. Использование термообработки по предложенному режиму способствует снижению напряжений при сжатии. Напряжения уменьшаются $\sigma_{0,2}$ с 330 до 200 МПа, а σ_{30} с 280 до 190 МПа для литого сплава с пластинчатой структурой и термообработанного сплава, соответственно. Микроструктура предварительно термообработанного образца рекристаллизована и сфероидизирована, а также наблюдается присутствие крупнопластинчатых колоний, сформированных в ходе ячеистой реакции и способствующих снижению напряжений течения. Для деформированного литого сплава с исходной пластинчатой структурой микроструктура рекристаллизована и сфероидизирована в примерно 90% объема заготовки. Около 10% объема образца составляют остатки пластинчатой структуры. Рекристаллизованный объем термообработанного перед деформацией образца составляет 100%. Данный пример подтверждает, что для увеличения доли рекристаллизованной/сфероидизированной структуры деформацию можно проводить за несколько этапов.

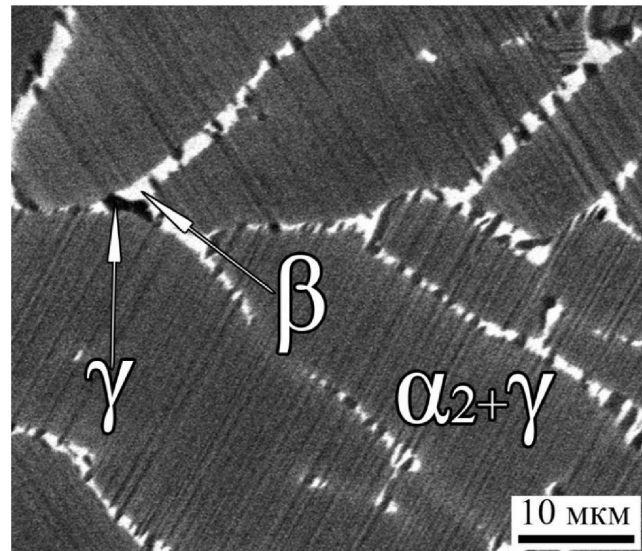
Таким образом, приведенные примеры подтверждают достижение заявленного технического результата, а именно, существенное снижение предела текучести $\sigma_{0,2}$ и

снижение напряжений течения σ_{30} при степени деформации $\epsilon=40-300\%$, а также повысить объемную долю рекристаллизованной/сфероидизированной структуры в сплаве, который был подвергнут предварительному нагреву по сравнению с деформацией сплава с исходной пластинчатой структурой, за счёт фиксации высокотемпературной структуры в сплаве и формирования крупнопластинчатой структуры. Таким образом реализуется получение мелкозернистой структуры в заготовке.

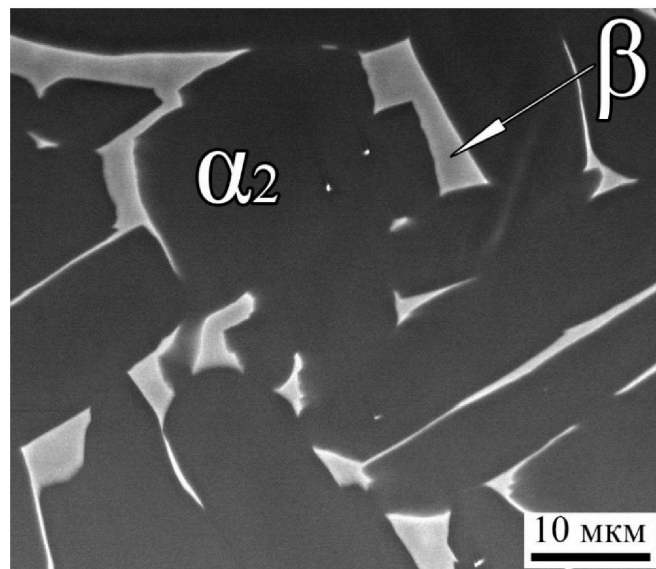
(57) Формула изобретения

Способ термомеханической обработки заготовок из интерметаллидного сплава на основе γ -TiAl, включающий нагрев, закалку и деформацию, отличающийся тем, что заготовки нагревают до температуры от T_γ минус 50°C до T_γ плюс 250°C , где T_γ – температура растворения γ -фазы, затем заготовки подвергают закалке в масле или в воде до комнатной температуры, для проведения изотермической деформации заготовки нагревают в $(\alpha_2+\beta+\gamma)$ -фазовую область в интервале на $5-300^\circ\text{C}$ ниже температуры эвтектоидного превращения T_e и деформируют со скоростью деформации $10^0-10^{-5} \text{ c}^{-1}$ и степенью деформации $40-300\%$, после чего заготовки охлаждают до комнатной температуры.

1

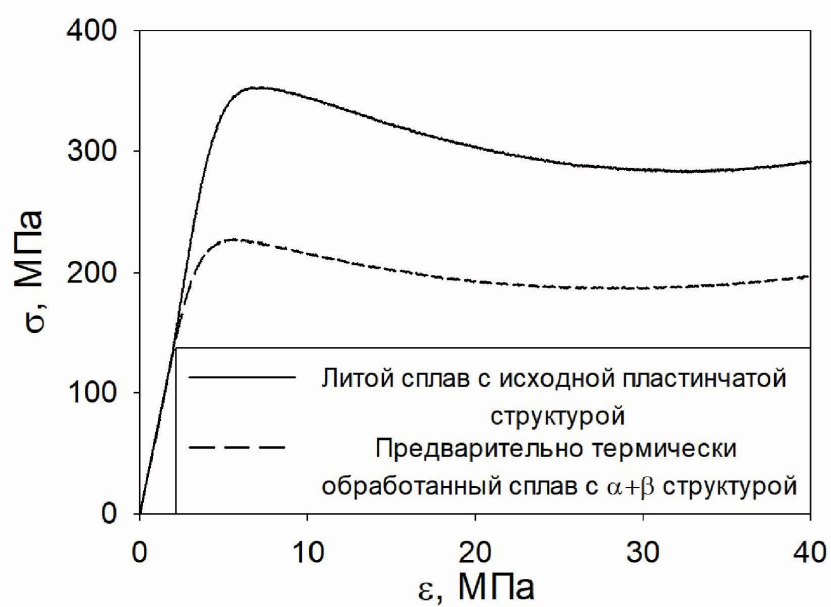


Фиг. 1

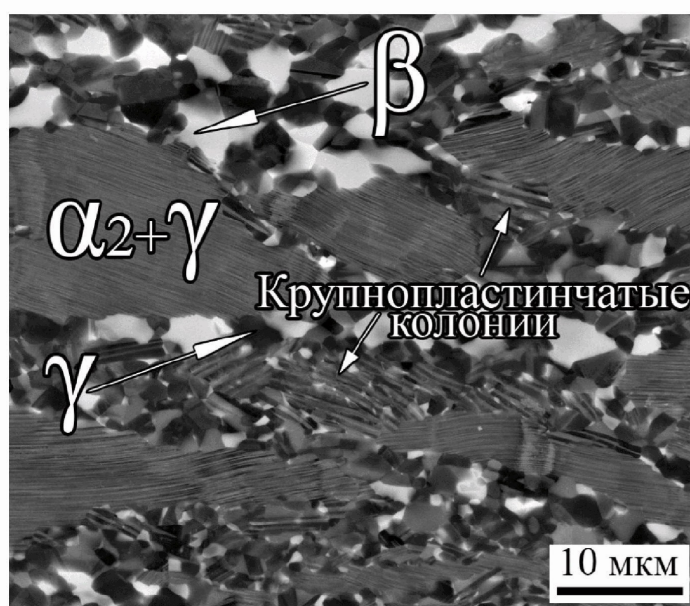


Фиг. 2

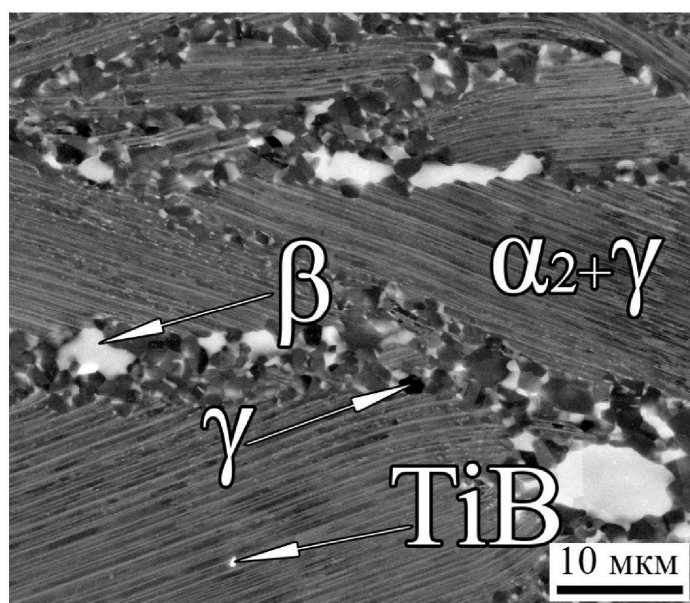
2



Фиг.3



Фиг.4



Фиг.5