

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ

УДК 669.295'24'293:539.26:539.377

### ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА TiNiNb С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

© 2019 г. Лю Юньвэй<sup>a, \*</sup>, Лу Шицянь<sup>a</sup>, Яо Ци<sup>b</sup>, Чжао Чжиган<sup>a</sup>

<sup>a</sup>Школа материаловедения и инженерного дела, Наньчанский авиационный университет, 330063 Цзянси, Китай

<sup>b</sup>Пекинский завод по производству космических аппаратов, 100190 Пекин, Китай

\*e-mail: liujw1981@126.com

Поступила в редакцию 28.03.2017 г.

После доработки 15.05.2018 г.

Принята к публикации 26.10.2018 г.

Исследовано поведение сплава NiTiNb при горячей деформации. Определена энергия активации и получено уравнение состояния. Результаты показывают, что осадка сплава TiNiNb является типичным реологическим процессом. Энергия термической активации горячей деформации сплава TiNiNb в диапазоне температур 720–840°C составляет 198.004 кДж/моль. Установлено, что как матричная фаза NiTi, так и области твердого раствора на основе Nb измельчаются. Количество твердой хрупкой фазы (Ti,Nb)<sub>2</sub>Ni и раствора на основе Nb постепенно уменьшалось с повышением скорости и температуры деформации.

*Ключевые слова:* сплав TiNiNb, энергия активации, уравнение состояния, микроструктура

**DOI:** 10.1134/S0015323019040089

#### 1. ВВЕДЕНИЕ

Сплав на основе TiNi, хорошо известный как сплав с памятью формы, имеет две характеристики, необходимые для прикладного использования, а именно: эффект памяти формы и сверхэластичность. Кроме того, он также обладает высокой удельной прочностью, отличной коррозионной стойкостью, высокой устойчивостью к истиранию, хорошими характеристиками демпфирования, а также этот сплав немагнитный и нетоксичный. Поэтому сплав TiNi широко используется в аэрокосмической, механической, электронной, биомедицинской, автомобильной промышленности и многих других областях [1–5]. Среди сплавов на основе TiNi, по сравнению с традиционными широко используемыми сплавами NiTi и NiTiFe, сплав NiTiNb имеет большие преимущества при использовании в промышленности. Вследствие добавления ниобия гистерезис превращения в сплаве NiTiNb может достигать 150°C и сохраняться при комнатной температуре, такое превосходство очевидно по сравнению с другими сплавами с памятью формы NiTi и NiTiFe (обычно температурные интервалы составляют от 30 до 50°C) [3, 6–8]. По этой причине сплав TiNiNb в настоящее время постепенно становится предметом активного исследования.

В многочисленных исследованиях основное внимание уделялось методам изготовления сплава и улучшения его механических свойств [9–11]. Тем не менее способность данного сплава поддаваться обработке в горячем состоянии является

важной его характеристикой. Создание правдоподобного уравнения состояния сплава NiTiNb сможет обеспечить теоретическое обоснование для горячей обработки. В настоящее время можно использовать два основных подхода для установления уравнений состояния [12–14]. Первый подход заключается в том, что типичные модели, такие как, например, уравнение Аррениуса и т.д., могут быть оценены и использованы с помощью регрессионного анализа экспериментальных данных. Этот способ достаточно прост и широко применяется, но, тем не менее, требует проверки своей применимости. Второй подход предполагает, что новая модель может быть получена путем регрессии экспериментальных данных. При использовании этого подхода наблюдаются некоторые трудности при оценке адекватности модели, а результаты иногда имеют случайный характер. Поэтому в настоящем исследовании используется первый способ, и получено типичное уравнение состояния для сплава NiTiNb.

Проведены исследования горячей деформации сплавов TiNb и сплава с памятью формы [15, 16]. В работе авторов Li и др. [4] в серии сплавов TiNiNb никель был частично заменен ниобием, сплавы с номинальными составами Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50-x</sub>Nb<sub>x</sub> (x = 0, 2.5, 5, 7.5 и 10 ат. %) были приготовлены методом спекания порошков. Такие характеристики, как относительная плотность, предел прочности на растяжение и модуль упругости сплавов TiNiNb при увеличении содержания ниобия сначала уменьшаются, а затем увеличивают-

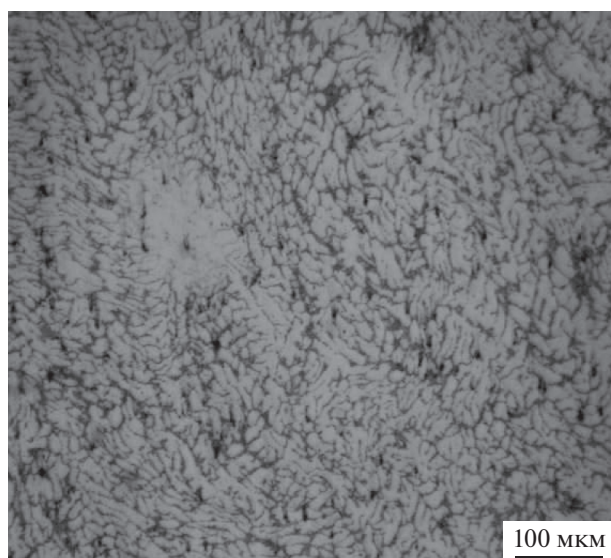


Рис. 1. Исходная микроструктура сплава TiNiNb.

ся. Кроме того, изменение предела прочности на растяжение и модуль упругости демонстрируют такое поведение, несмотря на то, что относительная плотность различных сплавов TiNiNb остается на уровне 83% [4]. В работе Park с соавторами [5] было изучено поведение сплава 50Ti–47Ni–3Fe при горячей деформации с помощью испытаний на горячее сжатие при температурах 750–1050°C. Известно, что кажущаяся энергия активации горячей деформации этого сплава составляет 257 кДж/моль. На основе этого и модели динамической рекристаллизации материала были получены карты деформации и оптимальные параметры горячей обработки сплава, также обнаружено, что процессы преобразования малоугловых границ в высокоугловые границы и эволюция субзерен в рекристаллизованных зернах наблюдались в деформированных зернах с различным значением разброса ориентации (GOS) при различных условиях деформации. Путем отслеживания изменений в субструктуре от деформированных зерен до рекристаллизованных зерен было получено явное доказательство непрерывной динамической рекристаллизации и разработана принципиальная модель, основанная на развитии границ рекристаллизующихся зерен [5].

Настоящее исследование проводится с целью понимания поведения сплава NiTiNb при горячей деформации. А также с целью оценки значений энергии активации и получения уравнения состояния. Кроме того, в работе рассматривается эволюция микроструктуры при термомеханической обработке.

## 2. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА

На первом этапе исходные материалы, в том числе титановая губка чистотой 99.7% и электро-

литический никель чистотой 99.9%, были использованы для плавки в вакууме, в результате был получен литой сплав NiTiNb состава 47 ат. % Ni – 44 ат. % Ti – 9 ат. % Nb. С помощью электроэрозионной резки и модификации поверхности были подготовлены цилиндрические образцы размером  $\varnothing 8 \times 10$  мм с шероховатостью поверхности  $Ra 1.25 \sim 2.5$  мкм.

На рис. 1 представлена исходная микроструктура полученного материала. Как видно из рис. 1, микроструктура сплава TiNiNb главным образом состоит из матричной фазы NiTi (яркие светлые области на рисунке), которая способствует увеличению прочности сплава, и твердого раствора на основе Nb (темные линии на рисунке), который благоприятствует повышению пластичности сплава, в тоже время некоторые включения фазы NiTi и раствор на основе Nb составляют эвтектическую колонию. Также в микроструктуре (черное пятно на рисунке) можно увидеть включения твердой хрупкой фазы  $(Ti, Nb)_2Ni$ , которые вредны для пластического деформирования.

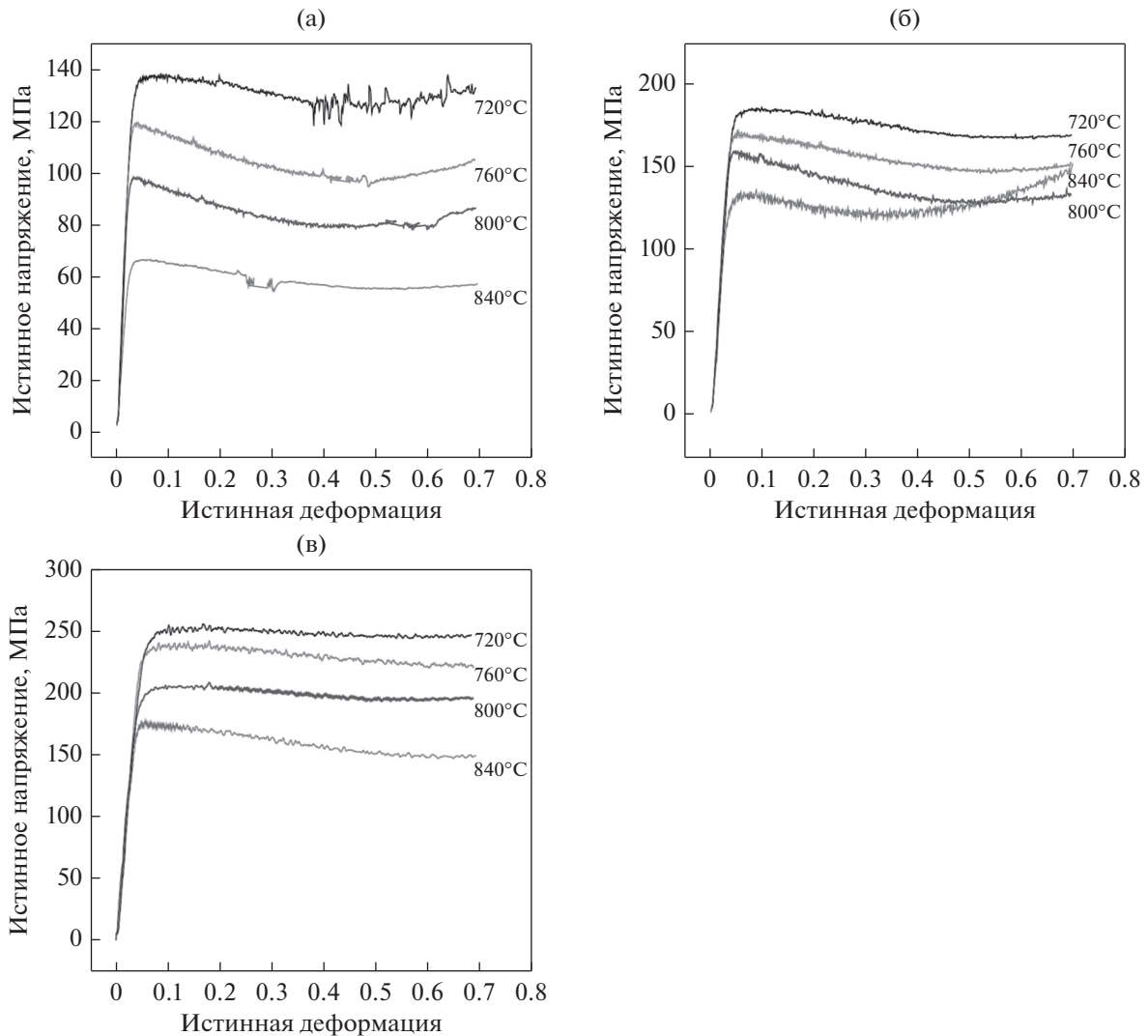
Образцы были сжаты на термомеханическом испытательном стенде Gleeble-3500 со скоростью деформации 0.001, 0.01 и 0.1 с<sup>-1</sup>. Температура деформации составляла 720, 760, 800 и 840°C. Итоговая степень деформации всех образцов составляла 50%.

Чтобы сохранить деформированную микроструктуру, образцы после горячего прессования были закалены в воде. Затем поверхности всех образцов шлифовали карбид-кремниевой наждачной бумагой с зернистостью 2000 мкм (SiC 2000), а затем полировали стандартными металлографическими методами. Объемное соотношение компонент в металлографическом травителе для сплава NiTiNb: HF (1 мл) + HNO<sub>3</sub> (2 мл) + H<sub>2</sub>O (7 мл). Микроструктура сплава изучалась методами металлографии на микроскопе XJP-6A.

## 3. РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

**3.1. Поведение напряжения пластического течения.** Истинные диаграммы сжатия образцов, осажженных при температурах 720–800°C со скоростью деформации 10<sup>-3</sup>–10<sup>-1</sup> с<sup>-1</sup>, приведены на рис. 2. Видно, что напряжение пластического течения сильно зависит от температуры и скорости деформации.

Форма кривых течения содержит информацию, связанную с механизмами горячей деформации. Основные характеристики истинных диаграмм сжатия одинаковы при всех условиях деформации, т.е. на начальном этапе деформации напряжение резко возрастает по мере увеличения деформации. Это связано с тем, что механическое упрочнение, вызванное образованием и разномножением дислокаций, контролирует деформацию и приводит к быстрому увеличению напряжения пластического течения. После этого напряжение



**Рис. 2.** Истинные диаграммы сжатия при различных температурах деформации и скоростях деформации: а –  $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ c}^{-1}$ ; б –  $\dot{\epsilon} = 0.01 \text{ c}^{-1}$ ; в –  $\dot{\epsilon} = 0.1 \text{ c}^{-1}$ .

незначительно увеличивается при дальнейшем увеличении деформации благодаря плотности дислокаций, и потенциальная движущая сила динамического возврата и динамической рекристаллизации возрастает, а затем напряжение пластического течения достигает максимального значения, что вызвано конкуренцией механического упрочнения и разупрочнения вследствие динамической рекристаллизации или возврата. Наконец, напряжение пластического течения уменьшается с дополнительным увеличением деформации, и наблюдается стационарное состояние, когда упрочнение и разупрочнение достигают динамического равновесия, плотность дислокаций остается относительно постоянной.

Сравнивая кривые течения при всех условиях деформации, можно заметить, что температура и скорость деформации оказывают заметное влияние на напряжение пластического течения. Из-

менение максимального значения напряжения с температурой при разных скоростях деформации показано в табл. 1. Видно, что напряжение пластического течения уменьшается с понижением скорости деформации при заданной температуре, и увеличивается с уменьшением температуры деформации при заданной скорости деформации.

Как показано в табл. 1, максимальное значение напряжения возрастает по мере уменьшения температуры, при которой происходит деформация, а это в свою очередь предполагает, что механическое упрочнение оказывает более заметное влияние в диапазоне более низких температур. На установившейся стадии величина изменения напряжения пластического течения очень мала при низких скоростях деформации и в диапазоне высоких температур, при которых напряжение остается практически неизменным. Обычно принято считать, что движущая сила для динамической

**Таблица 1.** Максимальное значение напряжения (МПа) при различных температурах и скоростях деформации

T, °C	$\dot{\epsilon}$ , c <sup>-1</sup>		
	10 <sup>-3</sup>	10 <sup>-2</sup>	10 <sup>-1</sup>
720	138.03	185.92	254.96
760	119.38	171.83	241.31
800	98.36	159.77	207.68
840	66.51	148.05	177.31

рекристаллизации или возврата имеет высокие значения при температурах выше 720°C. При таких температурах сплав имеет достаточное количество времени, для развития динамической рекристаллизации или возврата при низкой скорости деформации, и, следовательно, сохраняется низкое напряжение пластического течения.

Примечательно, что способность поддаваться обработке при высоких температурах не может быть полностью отражена простыми кривыми зависимости “напряжение–деформация” [17]. Как показано в работе [18], установившаяся стадия может отображать динамический возврат или сверхпластичность. Для понимания деформационных характеристик сплава NiTiNb в последующих рассуждениях рассматриваются энергия активации горячей деформации и уравнение состояния.

**3.2. Энергия активации и уравнение состояния.** Энергия активации горячей деформации  $Q$ , которая отражает уровень сложности данного процесса, является одним из факторов, влияющих на скорость деформации, и играет значительную роль в процессе горячей деформации материала [19]. Тем не менее уравнения состояния широко используются для прогнозирования и анализа зависимости между напряжением пластического течения, скоростью деформации и температурой деформации [12].

Основываясь на экспериментальных данных для различных материалов, полученных в процессе пластической деформации, было обнаружено, что при низком уровне напряжений связь между напряжением  $\sigma$  и скоростью деформации  $\dot{\epsilon}$  может быть записана как

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n_1} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (1)$$

где  $A_1$  и  $n_1$  – константы, не зависящие от температуры деформации;  $T$  – абсолютная температура;  $Q$  – энергия активации, которая является критическим параметром и отражает степень сложности процесса горячей деформации;  $R$  – газовая постоянная. При высоком уровне напряжений как константа  $A_1$ , так и константа  $n_1$  представляют

собой степенное отношение и могут быть выражены как

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (2)$$

где  $A_2$  и  $\beta$  – константы, не зависящие от температуры деформации.

Уравнениями (1) и (2) описывается динамический баланс между динамическим разупрочнением и деформационным упрочнением, который подобен стабильной деформации ползучести. Аналогично, Sellars с соавторами использовали соотношение Аррениуса в виде гиперболического синуса для описания деформации на установившейся стадии [20]:

$$\dot{\epsilon} = A [\text{sh}(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad (3)$$

где  $n$  – показатель степени при  $\sigma$ ,  $\alpha$  – постоянная, которая выражается как  $\alpha = \beta/n$ .

Сравнивая уравнения (1), (2) и (3), при низком уровне напряжения ( $\alpha\sigma < 0.8$ ), можно сделать вывод, что уравнение (3) переходит в уравнение (1), которое имеет экспоненциальный вид. В противном случае, при высоком уровне напряжения ( $0.8 \leq \alpha\sigma < 1.2$ ) уравнение (3) преобразуется в уравнение (2), которое отражает соотношение степенных показателей. Константы  $\alpha$ ,  $\beta$  и  $n_1$  связаны между собой соотношением  $\alpha = \beta/n_1$ . Поэтому константы  $\alpha$  и  $n_1$  можно получить из экспериментальных данных, полученных при различных уровнях напряжения. Большинство результатов показывает, что уравнение (3) лучше отражает общее поведение материала в процессе горячей деформации.

Применяя натуральные логарифмы для уравнений (1) и (2), получаем, что

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_1 - \frac{Q}{RT} + n_1 \ln \sigma, \quad (4)$$

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A_2 - \frac{Q}{RT} + \beta\sigma. \quad (5)$$

На рис. 3 показано прямое и логарифмическое соотношение между скоростью деформации и максимальным напряжением в образцах, подвергнутых сжатию при температурах 720, 760, 800 и 840°C. При решении уравнений (4) и (5), могут быть получены значения  $n_1$  и  $\beta$  через наклоны кривых на рис. 3а и 3б соответственно. После линейной регрессии значения  $n_1$  и  $\beta$  можно найти по средним значениям угла наклона на рис. 3а и 3б соответственно. Затем можно получить значение константы  $\alpha$  из соотношения  $\alpha = \beta/n_1$ . Из линейного анализа были определены значения  $n_1 = 6.041$ ,  $\beta = 0.0404$  и  $\alpha = 0.0067$ .

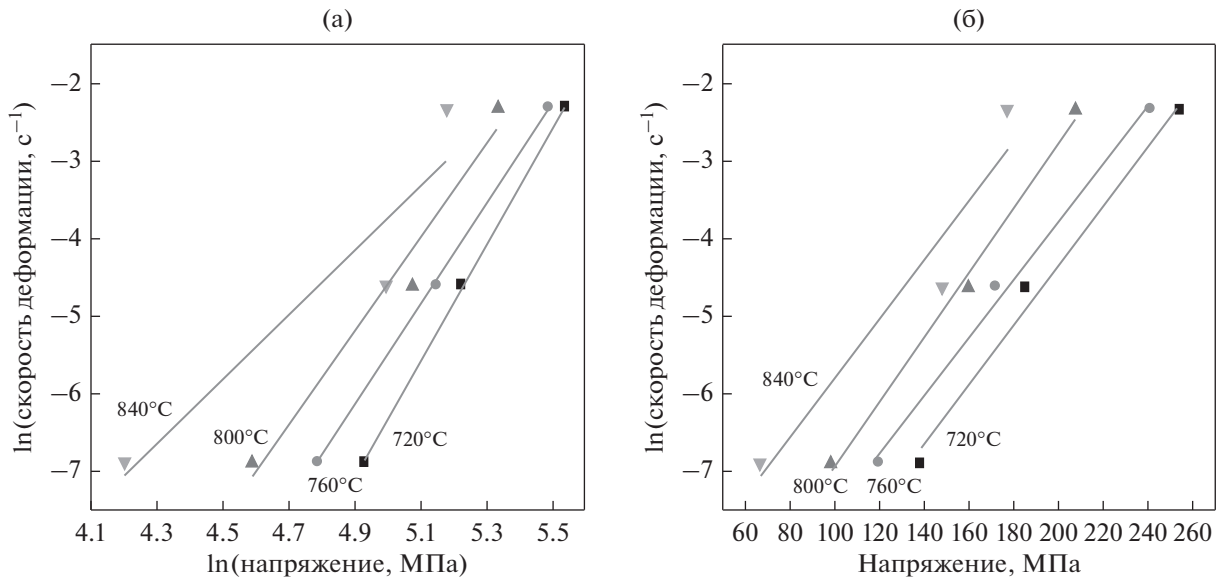


Рис. 3. Связь между скоростью деформации и максимальным напряжением при разных температурах: а –  $\ln \dot{\epsilon}$  от  $\ln \sigma$ ; б –  $\ln \dot{\epsilon}$  от  $\sigma$ .

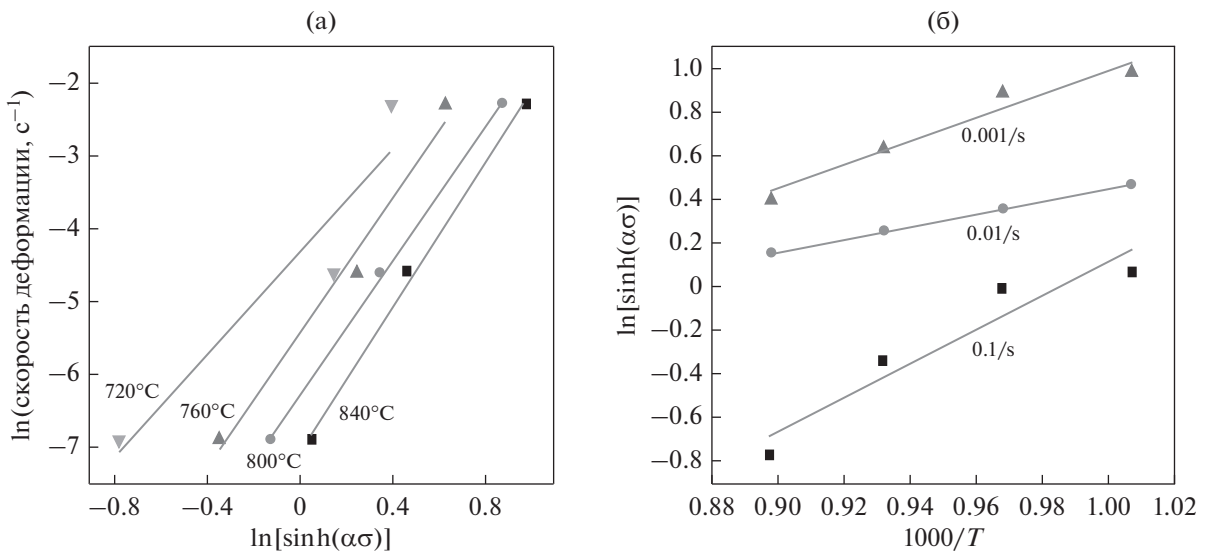


Рис. 4. Отношение между а –  $\ln[\text{sh}(\alpha\sigma)]$  и  $\ln \dot{\epsilon}$ ; б –  $\ln[\text{sh}(\alpha\sigma)]$  и  $1000/T$ .

Уравнение (3) можно преобразовать к виду

$$\frac{Q}{RT} = \ln A - \ln \dot{\epsilon} + n \ln[\text{sh}(\alpha\sigma)]. \quad (6)$$

Производная по  $1/T$  в уравнении (6) может быть рассчитана, и формула для расчета значения  $Q$  может быть получена как

$$Q = R \left[ \frac{\partial \ln[\text{sh}(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right]_{\dot{\epsilon}} \left| \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial \ln[\text{sh}(\alpha\sigma)]} \right|_T. \quad (7)$$

Из уравнения (7) можно обнаружить, что если величина  $Q$  не зависит от температуры, отношение между  $\ln[\text{sh}(\alpha\sigma)]$  и  $1/T$  имеет линейную зави-

симость. Поэтому величину  $S$ , определяемую как значение, равное  $\partial \ln[\text{sh}(\alpha\sigma)] / [\partial (1/T)]$ , можно рассматривать как наклон прямой в координатах  $\ln[\text{sh}(\alpha\sigma)]$  и  $1/T$ ;  $n'$  можно считать наклоном прямой в координатах  $\ln \dot{\epsilon} - \ln[\text{sh}(\alpha\sigma)]$ . Отношение между  $1000/T$  и  $\ln[\text{sh}(\alpha\sigma)]$ , которое может быть получено из температурной зависимости максимального напряжения, показано на рис. 4. После линейной регрессии величину  $S$  можно получить как среднее значение наклонов четырех линий. Значения  $S$  и  $n'$  составляют 5.376 и 4.43 соответственно. Энергию активации можно получить как

$$Q = RSn'. \quad (8)$$



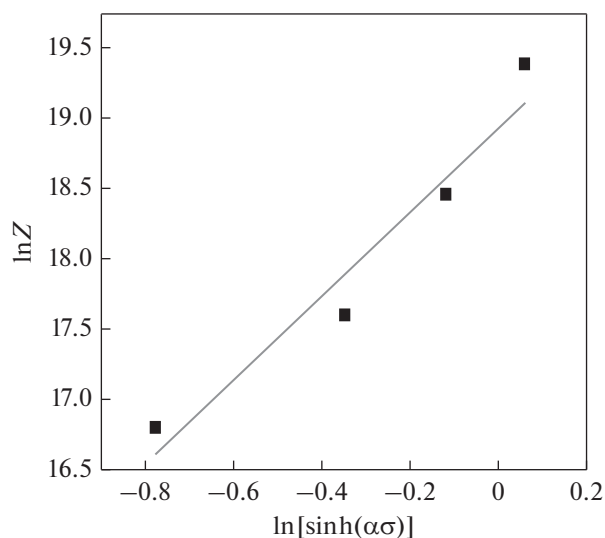


Рис. 5. Взаимосвязь  $\ln Z$  и  $\ln[\text{sh}(\alpha\sigma)]$ .

Следовательно, значение  $Q$  можно рассчитать, как

$$Q = RSn' = 198.004 \text{ кДж/моль}.$$

Зенер и Холлом выдвинули предположение о том, что совместное действие скорости и температуры деформации на напряжение пластического течения может быть выражено через температурно-скомпенсированную скорость деформации [21]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right). \quad (9)$$

Подставляя в уравнение (9) выражение (3) и логарифмируя обе части уравнения (9), получаем

$$\ln Z = \ln A + n_2 \ln[\text{sh}(\alpha\sigma)].$$

На рис. 5 показана зависимость между значениями  $\ln[\text{sh}(\alpha\sigma)]$  и  $\ln Z$  для сплава NiTiNb. Значения величины  $A$  можно получить из значения  $\ln Z$  при  $\ln[\text{sh}(\alpha\sigma)] = 0$ , как показано на рис. 5. В нашем случае значение  $A$  составляет  $1.672 \times 10^8$ . Та-

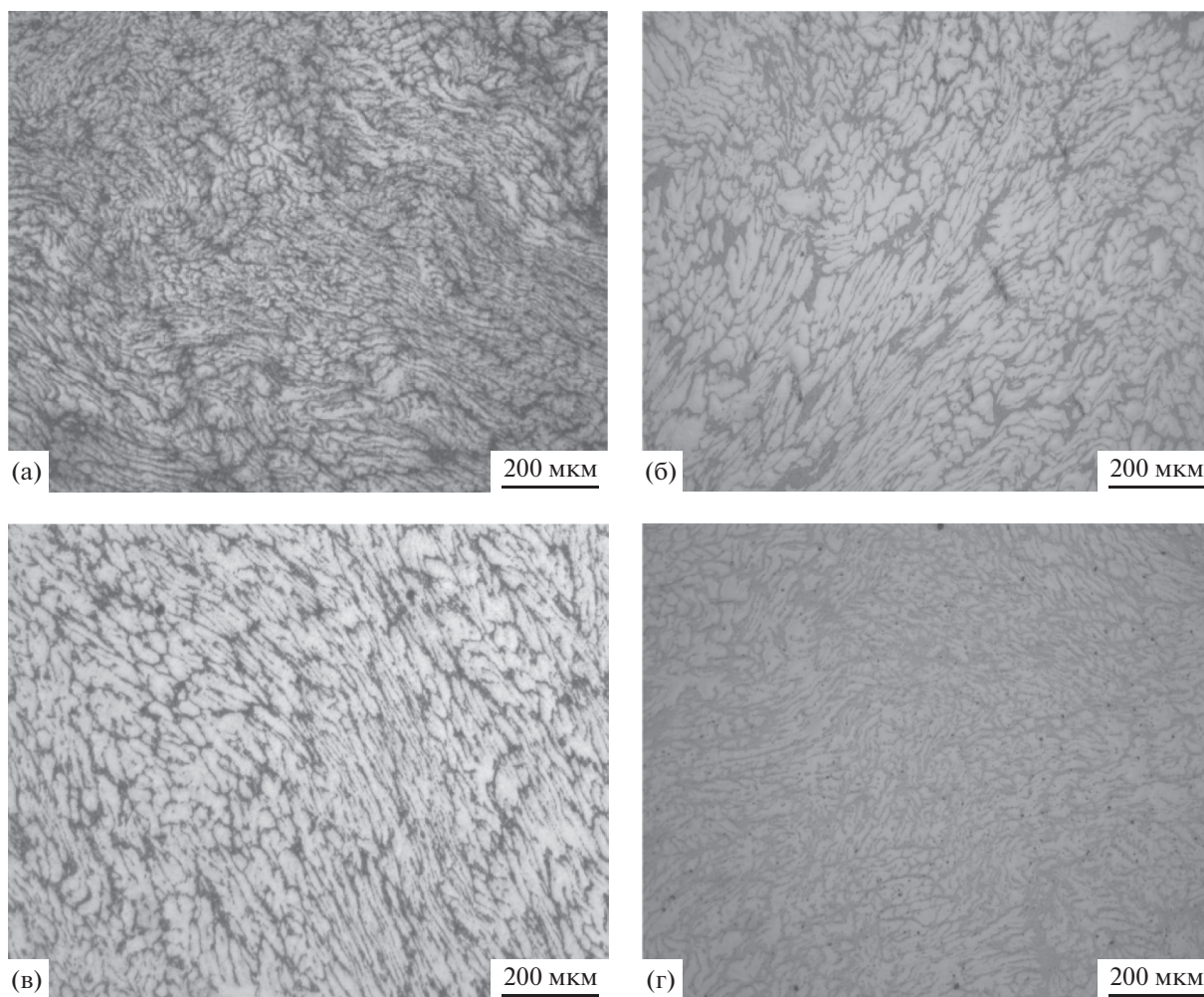
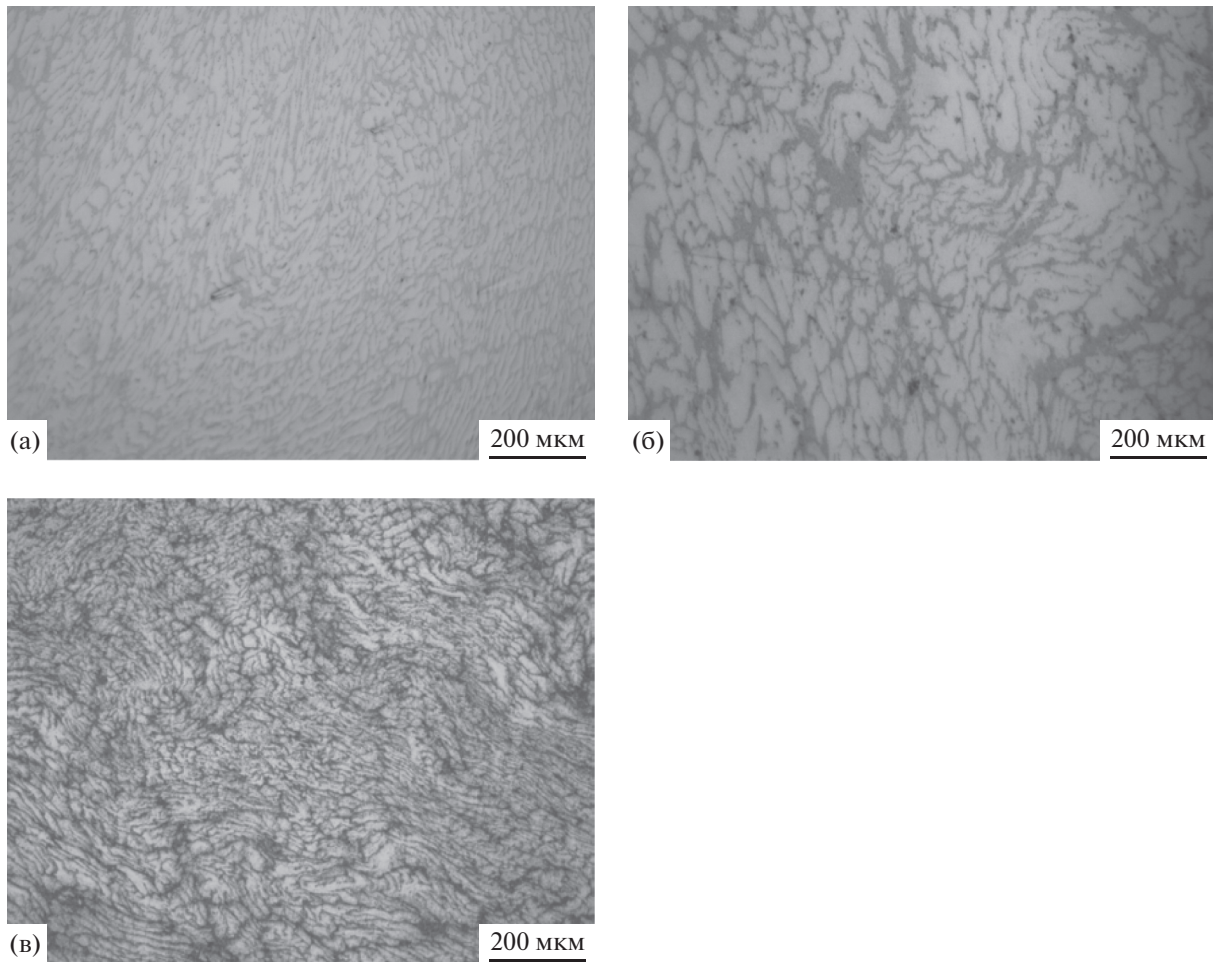


Рис. 6. Микроструктура сплава TiNiNb после осадки при различных температурах и скорости деформации  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ : а – 720; б – 760; в – 800; г – 840°C.



**Рис. 7.** Микроструктура сплава TiNiNb после осадки с различными скоростями деформации при 720°C: а – 0.1; б – 0.01; в – 0.001 с<sup>-1</sup>.

ким образом, уравнение состояния сплава NiTiNb в функциях гиперболического синуса может быть выражено как

$$\dot{\epsilon} = 1.672 \times 10^8 [\text{sh}(0.0067\sigma)]^{2.988} \times \exp(-198\,004/RT).$$

**3.3. Микроструктура.** На рис. 6 показана микроструктура сплава, подвергнутого сжатию при температурах 720, 760, 800 и 840°C со скоростью деформации 10<sup>-3</sup> с<sup>-1</sup>. Из рисунка 6 видно, что количество твердой хрупкой фазы (Ti, Nb)<sub>2</sub>Ni и раствора на основе Nb постепенно уменьшалось с увеличением температуры деформации, при этом фаза (Ti, Nb)<sub>2</sub>Ni почти не наблюдалась после деформации при температуре 840°C. Такую ситуацию можно связать с измельчением, вызванным сжатием, при этом частицы твердой хрупкой фазы почти полностью разбиты. По сравнению с рис. 1, эвтектика на рис. 6 также демонстрирует тенденцию к фрагментации и, очевидно, дробле-

ние фазы матрицы NiTi. Поэтому на рис. 6 можно интуитивно увидеть, что фаза матрицы NiTi измельчилась.

На рис. 7 показана микроструктура сплава после осадки со скоростью деформации 0.1, 0.01 и 0.001 с<sup>-1</sup> при температуре 720°C. Как видно из рис. 7, чем ниже скорость деформации, тем меньше количество основной фазы NiTi. Кроме того, количество твердой хрупкой фазы (Ti, Nb)<sub>2</sub>Ni и раствора на основе Nb постепенно уменьшалось с увеличением скорости деформации.

#### 4. ВЫВОДЫ

1. Процесс сжатия сплава TiNiNb является типичным реологическим процессом. Напряжение пластического течения сплава TiNiNb возрастает при увеличении скорости деформации и уменьшается с ростом температуры, при которой происходит деформация.

2. Расчет показывает, что энергия активации горячей деформации сплава TiNiNb в температурном интервале 720–840°C составляет 198.004 кДж/моль. Уравнение состояния как функция гиперболического синуса имеет вид

$$\dot{\epsilon} = 1.672 \times 10^8 [\text{sh}(0.0067\sigma)]^{2.988} \times \exp(-198004/RT).$$

3. Как матричная фаза NiTi, так и области твердого раствора на основе Nb при деформации измельчаются. Количество твердой хрупкой фазы (Ti, Nb)<sub>2</sub>Ni и раствора на основе Nb постепенно уменьшалось с повышением скорости и температуры деформации, что улучшало пластичность материала.

Исследование было поддержано Национальным фондом естественных наук Китая (51504138, 51674118), Открытым проектом Государственной ведущей лаборатории метастабильных материалов и технологий (201405), Программой поддержки науки и техники провинции Цзянси (20141122040007), Фондом аэрокосмических наук и технологий, Молодежным научным фондом провинции Цзянси (20141522040222), Фондом улучшения последиplomного образования провинции Цзянси (JXYJG-2016-133), Фондом авиации Китая (2016ZF50627) и Фондом научно-технологического образовательного комитета Цзянси (GJJ150726).

#### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Wang Y., Lu Z., Zhang K., Zhang D. Thermal Mechanical Processing Effects on Microstructure Evolution and Mechanical Properties of the Sintered Ti–22Al–25Nb Alloy // *Materials*. 2016. V. 9. № 3. P. 189(8).
2. 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. 184–193.
3. Medvedev A.E., Molotnikov A., Lapovok R., Zeller R., Berner S., Habersetzer P., Dalla Torre F. Microstructure and mechanical properties of Ti–15Zr alloy used as dental implant material // *J. Mech. Behavior Biomed. Mater.* 2016. V. 62. P. 384–398.
4. Li J., Wang H., Liu J., Ruan J. Effects of Nb addition on microstructure and mechanical properties of TiNiNb alloys fabricated by elemental powder sintering // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2014. V. 609. P. 235–240.
5. Yin X.-Q., Park C.-H., Li Y.-F., Ye W.-J., Zuo Y.-T., Lee S.-W., Yeom J.-T., Mi X.-J. Mechanism of continuous dynamic recrystallization in a 50Ti–47Ni–3Fe shape memory alloy during hot compressive deformation // *J. Alloys Compounds*. 2017. V. 693. P. 426–431.
6. Jenei P., Choi H., Tóth A., Choe H., Gubicza J. Mechanical behavior and microstructure of compressed Ti foams synthesized via freeze casting // *J. Mech. Behavior Biomed. Mater.* 2016. V. 63. P. 407–416.
7. Photiou D., Panagiotopoulos N. T., Koutsokeras L., Evangelakis G.A., Constantinides G. Microstructure and nanomechanical properties of magnetron sputtered Ti–Nb films // *Surf. Coatings Technology*. 2016. V. 302. P. 310–319.
8. Guo S., Zhang J., Cheng X., Zhao X. A metastable  $\beta$ -type Ti–Nb binary alloy with low modulus and high strength // *J. Alloys Compounds*. 2015. V. 644. P. 411–415.
9. Zhan H., Zeng W., Wang G., Kent D., Dargusch M. On the deformation mechanisms and strain rate sensitivity of a metastable  $\beta$  Ti–Nb alloy // *Scripta Mater.* 2015. V. 107. P. 34–37.
10. Tobe H., Kim H.Y., Inamura T., Hosoda H., Nam T.H., Miyazaki S. Effect of Nb content on deformation behavior and shape memory properties of Ti–Nb alloys // *J. Alloys Compounds*. 2013. V. 577. P. S435–S438.
11. Sharma B., Vajpai S.K., Ameyama K. Microstructure and properties of beta Ti–Nb alloy prepared by powder metallurgy route using titanium hydride powder // *J. Alloys Compounds*. 2016. V. 656. P. 978–986.
12. Mehtonen S.V., Palmiere E.J., Misra R.D.K., Karjalainen L.P., Porter D.A. Dynamic restoration mechanisms in a Ti–Nb stabilized ferritic stainless steel during hot deformation // *Mater. Sci. Eng.: A*. 2014. V. 601. P. 7–19.
13. Zhao D., Chang K., Ebel T., Qian M., Willumeit R., Yan M., Pyczak F. Microstructure and mechanical behavior of metal injection molded Ti–Nb binary alloys as biomedical material // *J. Mech. Behavior Biomed. Mater.* 2013. V. 28. P. 171–182.
14. Guo Y., Georganakis K., Yokoyama Y., Yavari A.R. On the mechanical properties of TiNb based alloys // *J. Alloys Compounds*. 2013. V. 571. P. 25–30.
15. Mantani Y., Kudou K. Effect of plastic deformation on material properties and martensite structures in Ti–Nb alloys // *J. Alloys Compounds*. 2013. V. 577. P. S448–S452.
16. Zhan H., Wang G., Kent D., Dargusch M. The dynamic response of a metastable  $\beta$  Ti–Nb alloy to high strain rates at room and elevated temperatures // *Acta Mater.* 2016. V. 105. P. 104–113.
17. Ilyin A.A., Kollerov M.Y., Golovin I.S. Hydrogen influence on plastic deformation mechanism of  $\beta$ -titanium alloys of Ti–Nb system // *J. Alloys Compounds*. 1997. V. 253. P. 144–147.
18. Li-qiang M.A., Zhen-yu L., Si-hai J., Xiang-qian Y., Di W. Effect of niobium and titanium on dynamic recrystallization behavior of low carbon steels // *J. Iron Steel Res. Int.* 2008. V. 15(3). P. 31–36.
19. Bobbili R., Madhu V. Dynamic recrystallization behavior of a biomedical Ti–13Nb–13Zr alloy // *J. Mech. Behavior Biomed. Mater.* 2016. V. 59. P. 146–155.
20. Luo J., Ye P., Li M. Q., Liu L. Y. Effect of the alpha grain size on the deformation behavior during isothermal compression of Ti–6Al–4V alloy // *Mater. Design*. 2015. V. 88. P. 32–40.
21. Chen B., Xiong H., Sun B., Tang S., Du B., Li N. Microstructures and mechanical properties of Ti<sub>3</sub>Al/Ni-based superalloy joints arc welded with Ti–Nb and Ti–Ni–Nb filler alloys // *Progress in Natural Sci.* 2014. V. 24(4). P. 313–320.