

Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А. Термоактивационный объем пластической деформации монокристаллов сплава Ni<sub>3</sub>Ge // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 24–30. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.03

Solov'eva Yu.V., Gettinger M.V., Starenchenko V.A. Activation volume of plastic deformation of Ni<sub>3</sub>Ge single crystals. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 24–30. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.03

---

## ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение Т. 23, № 4, 2021

**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.03

УДК 539.22:66-971:669.245

**Ю.В. Соловьева, М.В. Геттингер, В.А. Старенченко**

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

### ТЕРМОАКТИВАЦИОННЫЙ ОБЪЕМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni<sub>3</sub>Ge

Проведены опыты по вариации скорости деформации на монокристаллах сплава Ni<sub>3</sub>Ge, обладающих ярко выраженной температурной аномалией предела текучести и напряжений течения. Показано, что для измерения активационного объема ( $V^*$ ) необходимо учитывать суперпозицию нормального ( $\Delta\sigma_{\text{nor}}$ ) и аномального ( $\Delta\sigma_{\text{an}}$ ) откликов напряжений течения ( $\Delta\sigma$ ) на изменение скорости деформации:  $\Delta\sigma = \Delta\sigma_{\text{an}} - \Delta\sigma_{\text{nor}}$ . Предложена схема разделения скачка напряжений на нормальную и аномальную составляющие.

Проведены расчеты значений эффективного активационного объема  $V^*$  с использованием выделенной из суммарного скачка напряжений составляющей  $\Delta\sigma_{\text{nor}}$ . Получены эффективные активационные объемы пластической деформации в широком диапазоне значений температуры и напряжения течения. На температурной зависимости эффективного активационного объема выявляются две стадии: первая характеризуется увеличением активационного объема, вторая – снижением. Увеличение активационного объема наблюдается в интервале значений температуры 293–673 К, а при температуре от 673 до 873 К величина активационного объема резко снижается. Приложенное сдвиговое напряжение способствует снижению величины эффективного активационного объема. Границы температурных интервалов стадий активационного объема совпадают с границами стадий температурной зависимости значений напряжения течения и предела текучести. Проведено сопоставление полученных зависимостей эффективного активационного объема с эволюцией дислокационной структуры от температуры. Показано, что на первой стадии, характеризующейся ростом активационного объема, увеличение температуры приводит к самоблокировке винтовых дислокаций вследствие образования барьеров Кира – Вильсдорфа. Вторая стадия температурной зависимости активационного объема связана с тем, что повышение температуры приводит к активизации подвижности точечных дефектов и самоблокировке краевых сверхдислокаций.

**Ключевые слова:** никелевые сплавы, L1<sub>2</sub>-сверхструктура, Ni<sub>3</sub>Ge, интерметаллиды, монокристаллы, активационный объем, пластическая деформация, температурная аномалия предела текучести, сверхдислокация, винтовая дислокация, барьер Кира – Вильсдорфа, краевая дислокация, самоблокировка сверхдислокаций.

**Yu.V. Solov'eva, M.V. Gettinger, V.A. Starenchenko**

Tomsk State University of Architecture and Building, Tomsk, Russian Federation

### ACTIVATION VOLUME OF PLASTIC DEFORMATION OF Ni<sub>3</sub>Ge SINGLE CRYSTALS

Experiments on the strain rate variation on Ni<sub>3</sub>Ge single crystals which have a pronounced temperature anomaly of the yield stress and flow stresses have been carried out. It is shown that in order to measure the activation volume ( $V^*$ ), it is necessary to take into account the superposition of the normal ( $\Delta\sigma_{\text{nor}}$ ) and anomalous ( $\Delta\sigma_{\text{an}}$ ) responses of the flow stresses ( $\Delta\sigma$ ) to the change in the strain rate:  $\Delta\sigma = \Delta\sigma_{\text{an}} - \Delta\sigma_{\text{nor}}$ . A scheme for dividing the stress jump into normal and anomalous components is proposed.

The values of the effective activation volume  $V^*$  are calculated using the  $\Delta\sigma_{\text{nor}}$  component obtained from the total stress jump. Effective activation volumes of plastic deformation are obtained in a wide range of temperatures and flow stresses. The temperature dependence of the effective activation volume reveals two stages: the first is characterized by an increase in the activation volume, the second, by a decrease. An increase in the activation volume is observed in the temperature range 293–673 K, and at temperatures from 673 to 873 K the activation volume decreases sharply. The applied shear stress reduces the effective activation volume. The boundaries of the temperature intervals of the stages of the activation volume coincide with the boundaries of the stages of the temperature dependence of the flow stresses and the yield stress. The obtained dependences of the effective activation volume are compared with the evolution of the dislocation structure on temperature. It is shown that at the first stage, characterized by an increase in the activation volume, the increase in temperature leads to self-locking of screw dislocations due to the formation of Kear-Wilks locks. The second stage of the temperature dependence of the activation volume is associated with the fact that an increase in temperature leads to activation of point defects and self-locking of edge superdislocations.

**Keywords:** nickel alloys, L1<sub>2</sub>-structure, Ni<sub>3</sub>Ge, intermetallics, single crystals, activation volume, plastic deformation, temperature anomaly of the yield point, superdislocation, screw dislocation, Kear – Wilks lock, edge dislocation, superdislocation self-locking.

## Введение

Предметом настоящего исследования являются монокристаллы сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$ , которые относятся к классу интерметаллидов на основе никеля, обладающих  $L1_2$ -сверхструктурой. Хорошо известной особенностью данной группы материалов является выраженная температурная аномалия предела текучести и напряжений течения [1–3]. Именно эти свойства интерметаллических фаз используются при создании жаропрочных никелевых суперсплавов [4–6]. Понимание природы механизмов, определяющих данные свойства, является чрезвычайно важной научной задачей. Одним из методов анализа механизмов пластического течения является термоактивационный анализ [7]. Из опытов по релаксации напряжений и вариации скорости деформации можно получить величину эффективного активационного объема  $V^*$ , который отражает механизмы, контролирующие скорость деформации. Для этого применяется соотношение типа Аррениуса, которое описывает влияние механизмов термоактивируемого преодоления потенциальных барьеров на скорость деформации:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}_0 \exp\left(-\frac{u^* - \tau_s V^*}{kT}\right),$$

где  $\dot{\varepsilon}$  – скорость пластической деформации;  $\dot{\varepsilon}_0$  – предэкспоненциальный множитель;  $u^*$  – эффективная энергия активации;  $\tau_s$  – термическая (или эффективная) компонента напряжений;  $V^*$  – эффективный активационный объем;  $k$  – постоянная Больцмана;  $T$  – абсолютная температура.

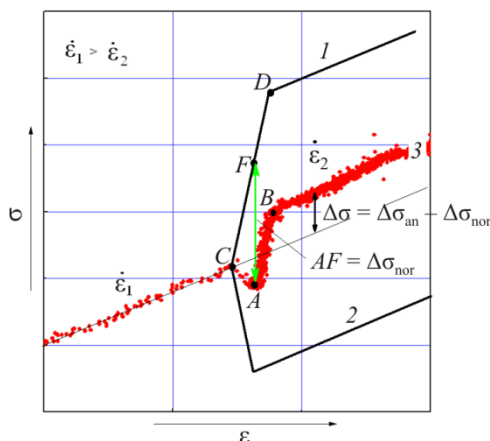


Рис. 1. Схема разделения нормальной и аномальной составляющих скачка напряжений: 1 – аномальная составляющая; 2 – нормальная составляющая; 3 – кривая деформации в момент изменения скорости;  $\dot{\varepsilon}_1 = 5,5 \text{ \% мин}^{-1}$ ;

$$\dot{\varepsilon}_2 = 0,4 \text{ \% мин}^{-1}$$

Для материалов, проявляющих температурную аномалию механических свойств, проведение термоактивационного анализа осложняется [8, 9]. В этом случае температура не только способствует преодолению барьеров, но и является фактором, стимулирующим их образование вследствие самоблокировки. Тогда уравнения, описывающие скорость деформации аномальных сплавов, должны содержать часть, которая бы характеризовала влияние механизмов самоблокировки на скорость пластической деформации. Соответственно, отклик материала на изменение скорости деформации должен иметь вклад, проявляющийся как нормальную скоростную зависимость напряжений течения, так и вклад, характеризующийся аномальной скоростной зависимостью напряжений течения. В представляемой работе приводятся и обсуждаются результаты опытов по вариации скорости пластической деформации, проведенные на монокристаллах сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  с целью получения эффективного активационного объема  $V^*$ . Показано, что проведение термоактивационного анализа для сплавов с температурной аномалией механических свойств требует особых подходов.

## Методика эксперимента

Монокристаллы сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  были получены методом Чохральского из никеля марки Н-1 и Ge высокой чистоты (99,999). Механические испытания проводились на машине типа УПР с усиленной ходовой частью. Испытаниям по вариации скорости деформации при одноосном сжатии подвергались образцы  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  размером  $3 \times 3 \times 6 \text{ мм}^3$  с ориентацией оси деформации  $[0\ 0\ 1]$  в интервале значений температуры 293–873 К с шагом в 100 К. Высокотемпературная деформация осуществлялась в вакуумной камере под давлением  $(1-2) \cdot 10^{-3} \text{ мм рт. ст.}$ , нагрев – печью сопротивления. Регулирование температуры осуществлялось регулирующим устройством ВРТ-2. Точность поддержания температуры  $\pm 2^\circ$ . Для уменьшения трения между образцом и зажимом машины на торцевые грани образца наносилась графитовая смазка. Образец нагревали до необходимой температуры и затем, поддерживая заданную температуру, деформировали сжатием с постоянной скоростью  $\dot{\varepsilon}_1$  до степени деформации 1–2 %. После этого скорость деформирования резко изменялась до величины  $\dot{\varepsilon}_2$ , и затем с новой скоростью образец деформировался на 1–2 %. Таким образом процесс повторялся несколько раз:  $\dot{\varepsilon}_1 \rightarrow \dot{\varepsilon}_2 \rightarrow \dot{\varepsilon}_1 \rightarrow \dots$ . Отношение скоростей деформации было выбрано  $\dot{\varepsilon}_1/\dot{\varepsilon}_2 = 13,7$ , где  $\dot{\varepsilon}_2$  – минимальная скорость деформации имела

значение  $0,4 \text{ \% мин}^{-1}$ , а максимальная скорость деформации  $\dot{\epsilon}_1 - 5,5 \text{ \% мин}^{-1}$ . Сдвиговые напряжения в октаэдрических плоскостях скольжения рассчитывались по формуле

$$\tau = \chi \sigma,$$

где  $\sigma$  – внешнее приложенное напряжение,  $\chi$  – фактор Шмида первичной октаэдрической системы скольжения. Дислокационная структура в плоскостях скольжения исследовалась методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии тонких фольг в электронном микроскопе УЭМВ-100 К при увеличении  $M = (20 \dots 36) \cdot 10^3$ .

### Измерение активационного объема пластической деформации монокристаллов сплава $\text{Ni}_3\text{Ge}$ в опытах с вариацией скорости деформации

В работах [10, 11], посвященных исследованию скоростной чувствительности монокристаллов интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Ge}$ , был проведен анализ формы скачка приложенных напряжений ( $\sigma$ ) при вариации скорости деформации. Было показано, что по сравнению со скачками напряжений, наблюдаемыми для чистых металлов, форма скачка напряжений в случае  $\text{L1}_2$ -интерметаллида существенно усложнена. На кривой течения в момент увеличения скорости деформации появляется своеобразный «зуб текучести», или провал при уменьшении скорости деформации (рис. 1, кривая 3). Напряжения течения сначала падают, а затем возрастают с деформацией до нового перегиба, после которого процесс деформации можно назвать установившимся. При этом форма скачка при увеличении скорости деформации почти зеркально отображает скачок, возникший при уменьшении скорости деформации. Наблюдаемую форму скачка напряжений можно объяснить суперпозицией нормальной и аномальной откликов на изменение скорости деформации в соответствии со схемой, приведенной на рис. 2. Суммарный скачок напряжений ( $\Delta\sigma$ ) определится как  $\Delta\sigma = \Delta\sigma_{\text{ан}} - \Delta\sigma_{\text{нор}}$ , где  $\Delta\sigma_{\text{ан}}$  – аномальная составляющая скачка напряжений,  $\Delta\sigma_{\text{нор}}$  – нормальная составляющая скачка напряжений. Именно нормальная составляющая скачка напряжений используется для определения величины эффективного активационного объема  $V^*$  пластической деформации. Полученные величины эффективных активационных объемов при этом оказываются связанными с механизмами, дающими нормальную реакцию на изменение скорости деформации. Формула для вычисления эф-

фективного активационного объема выглядит следующим образом:

$$V^* = \frac{\ln \frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1}}{kT\Delta\tau_{\text{нор}}},$$

где  $\Delta\tau_{\text{нор}}$  – нормальная составляющая скачка сдвиговых напряжений ( $\tau = \chi\sigma$ , где  $\chi$  – фактор Шмида). В соответствии с данной формулой, при использовании выделенной из суммарного скачка напряжений составляющей  $\Delta\tau_{\text{нор}}$ , в работе рассчитывались значения эффективного активационного объема  $V^*$ .

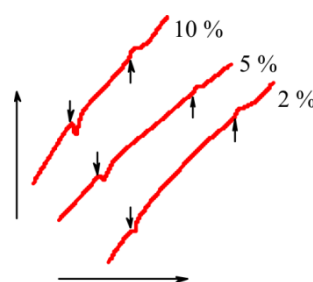


Рис. 2. Участки диаграммы « $\sigma$ – $\epsilon$ », полученные при вариации скорости деформации для разных степеней деформации монокристалла сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  с осью сжатия  $[0\ 0\ 1]$ ;  $T = 673 \text{ K}$  (стрелка вниз – снижение скорости; стрелка вверх – увеличение скорости)

### Влияние температуры и приложенных напряжений на величину активационного объема

Эксперименты по вариации скорости деформации проводились в соответствии с методикой, описанной выше, при семи значениях температуры (293, 373, 473, 573, 673, 773, 873 К). В качестве примера на рис. 2 приведены участки диаграммы « $\sigma$ – $\epsilon$ », полученные для разных степеней деформации при температуре, равной 673 К. Хорошо видно, что величина суммарного скачка напряжений меняется в процессе деформации в соответствии с изменением нормальной и аномальной составляющих отклика напряжений течения на изменение скорости деформации [12]. В начале деформирования суммарный отклик напряжений является аномальным: при уменьшении скорости деформации значения напряжения течения увеличиваются. С ростом степени деформации вклад аномальной составляющей снижается.

Значения эффективного активационного объема ( $V^*$ ) монокристаллов сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  с ориентацией оси сжатия  $[001]$ , которые вычислялись с использованием нормальной составляющей скачка напряжений, показаны на рис. 3 и 4.

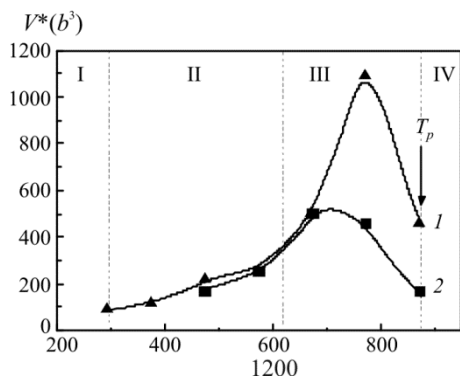


Рис. 3. Температурная зависимость эффективного активационного объема ( $V^*$ ) для разных степеней деформации: 1 – 2 %; 2 – 5 %;  $T_p$  – температура пика аномалии

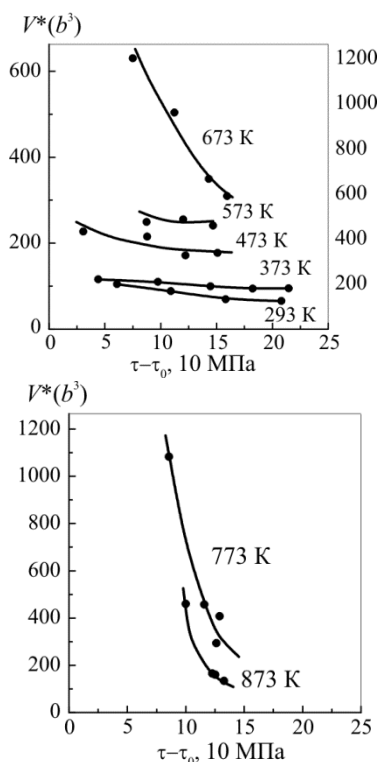


Рис. 4. Зависимость эффективного активационного объема от приведенного напряжения сдвига ( $\tau - \tau_0$ ) для разных значений температуры испытания ( $\tau_0$  – предел текучести)

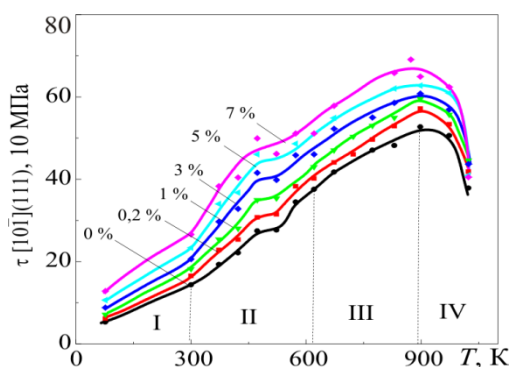


Рис. 5. Температурные зависимости приведенных значений напряжения сдвига для различных степеней деформации (монокристаллы  $Ni_3Ge$ , ориентация оси сжатия  $[0\ 0\ 1]$ ) [13]

На рис. 3 показано, что величина активационного объема немонотонно изменяется с увеличением температуры. Обнаруживается максимум на зависимостях  $V^*(T)$ , полученных при разных степенях деформации (см. рис. 3). Сначала наблюдается медленное увеличение активационного объема на интервале значений температуры 293–573 К, затем быстрый рост от температуры 573 до 673 или 773 К, и по мере приближения к температуре пика аномалии ( $T_p = 873$  К) величина активационного объема резко снижается. При этом температура максимума эффективного активационного объема имеет тенденцию к увеличению по мере уменьшения степени деформации. Описанное изменение активационного объема отличается от температурного поведения активационного объема, измеренного на чистых металлах, для которого наблюдается лишь незначительное увеличение активационного объема с ростом температуры. По мере увеличения сдвигового напряжения (см. рис. 4) величина эффективного активационного объема демонстрирует снижение. В этом случае, так же как для зависимостей  $V^*(T)$ , наблюдаются температурные стадии, существенно различающиеся параметрами кривых  $V^*(\tau - \tau_0)$ .

#### Стадийность температурных зависимостей значений напряжения течения

Детальный анализ температурных зависимостей значений напряжения течения монокристаллов сплава  $Ni_3Ge$  с ориентацией оси сжатия  $[0\ 0\ 1]$ , проведенный с шагом по температуре в 50–70 К, также выявил многостадийный характер изменения деформирующих напряжений в зависимости от температуры [13]. На рис. 5 показано, что выделяется четыре основных стадии.

Границы этих стадий отмечены и на рис. 3, на котором приведены температурные зависимости эффективного активационного объема. Хорошо видно, что стадии температурного изменения значений напряжения течения и активационного объема коррелируют между собой. Стадии II соответствует температурный интервал, на котором эффективный активационный объем увеличивается. На стадии III наблюдается снижение величины эффективного активационного объема (см. рис. 3).

#### Эволюция дислокационной структуры в зависимости от температуры

Исследования эволюции дислокационной структуры монокристаллов сплава  $Ni_3Ge$  в зависимости от температуры [14–17] показали, что характерной структурной особенностью деформированных монокристаллов является то, что с увеличением

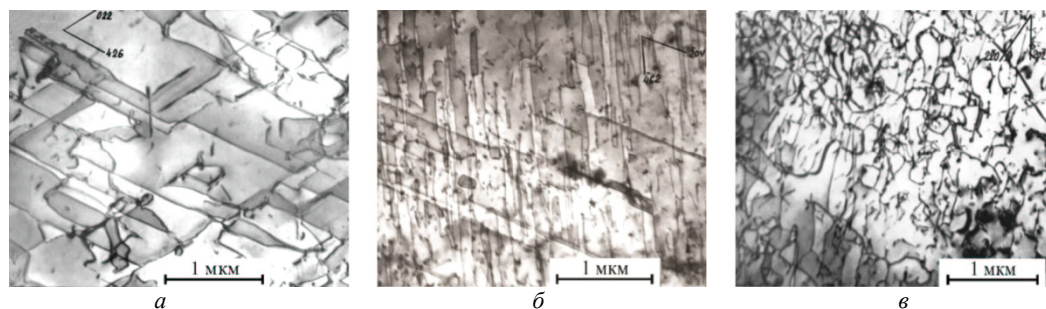


Рис. 6. Дислокационные структуры в плоскостях скольжения монокристаллов сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  ориентации  $[0\ 0\ 1]$  при разных значениях температуры деформации ( $\epsilon \approx 5\%$ ): *a* – 293 К; *b* – 523 К; *c* – 873 К [16]

температуры плотность прямолинейных дислокаций (барьеров Кира – Вильсдорфа) до комнатной температуры увеличивается, а при дальнейшем росте температуры наблюдается снижение плотности прямолинейных дислокаций. Уменьшение плотности прямолинейных барьеров можно наблюдать на электронно-микроскопических картинах сечений деформированного монокристалла, параллельных плоскостям скольжения  $\{111\}$  на рис. 6. При этом структура по классификации, предложенной в работе [18], остается однородной сетчатой дислокационной субструктурой при всех значениях температуры испытания и степени деформации. Такого рода особенности эволюции связаны со спецификой механизмов самоблокировки индивидуальных дислокаций, определяющих аномальный рост напряжений течения, на разных температурных интервалах. Было показано [19, 20], что при низких и средних значениях температуры аномальная температурная зависимость значений напряжения течения связана с действием механизмов самоторможения винтовых сверхдислокаций вследствие образования барьеров Кира – Вильсдорфа [21, 22] или барьеров подобного типа [23]. При повышении температуры становятся подвижными точечные дефекты, что приводит к формированию искривленных дислокационных барьеров диффузионного типа, тормозящих краевые дислокационные сегменты [24]. Естественно предположить, что наблюдаемые особенности формирования дислокационных барьеров на разных температурных интервалах оказывают влияние на изменение эффективного объема активационного объема с температурой.

### Заключение

Проведенное исследование, в ходе которого было изучено влияние температуры и сдвиговых напряжений на величину эффективного активационного объема пластической деформации монокристаллов сплава  $\text{Ni}_3\text{Ge}$ , показало, что имеются характерные особенности изменения данного параметра, связанные со спецификой микромеханизмов, реализующихся в упорядоченных сплавах с

выраженной аномальной температурной зависимостью механических свойств. На температурной зависимости эффективного активационного объема выявляются две стадии: первая характеризуется увеличением активационного объема, вторая – снижением. Границы температурных интервалов стадий совпадают с границами стадий температурной зависимости значений напряжения течения и предела текучести. Анализ особенностей эволюции дислокационной структуры в процессе деформации позволяет предложить следующее объяснение наблюдаемым экспериментальным фактам. На первой стадии, характеризующейся ростом активационного объема, увеличение температуры приводит к самоблокировке винтовых дислокаций вследствие образования барьеров Кира – Вильсдорфа. Краевые дислокации остаются свободными, и в этом случае именно длина краевых сегментов дислокации определяет величину активационного объема. При этом увеличение с температурой активационного объема при деформации монокристаллов  $\text{Ni}_3\text{Ge}$  аналогично росту активационного объема, наблюдаемому для чистых металлов и твердых растворов. Дальнейшее повышение температуры приводит к активизации подвижности точечных дефектов и блокировке краевых дислокаций. Происходит уменьшение длины свободных дислокационных сегментов, приводящее к снижению эффективного активационного объема по мере увеличения температуры.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (тема № FEMN-2020-0004).*

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

### Список литературы

1. Veyssi re P., Saada G. Chapter 53 Microscopy and plasticity of the  $\text{L1}_2$   $\gamma'$  phase // Dislocations in Solids. – 1996. – Vol. 10. – P. 253–441.
2. Pollock T.M., Field R.D. Chapter 63 Dislocations and high-temperature plastic deformation of superalloy sin-



gle crystals // *Dislocations in Solids*. – 2002. – Vol. 11. – P. 547–618.

3. Vamsi K.V., Karthikeyan S. Deformation modes and yield strength anomaly in  $L_{12}$  compounds // *J. of Alloys and Comp.* – 2021. – Vol. 860. – P. 158411.

4. Снижение дефектности жаропрочных никелевых сплавов в технологиях наплавки / Е.А. Кривоносова, Ю.Д. Щицын, С.Н. Акулова, А.В. Мышкина, С.Д. Неулыбин, Д.С. Белинин // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. – 2018. – Т. 20, № 2. – С. 12–19.

5. Особенности формирования структуры термостойкого наплавленного металла на основе  $Ni_3Al$  / И.В. Зорин, Г.Н. Соколов, В.И. Лысак, Ю.Н. Дубцов, Д.С. Денисевич, С.А. Фастов // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. – 2019. – Т. 21, № 1. – С. 63–70.

6. Microstructural changes in Ni–Al–Cr-based heat-resistant alloy with Re addition / N.A. Koneva, E.L. Nikonenko, A.V. Nikonenko, N.A. Popova // *Crystals*. – 2021. – Vol. 11(2). – P. 89.

7. Thermally activated mechanisms in crystal plasticity / ed. by D. Caillard and J.L. Martin // Pergamon. – 2003. – 452 p.

8. Demura M., Hirano T. Orientation effect on stress response by strain-rate change at 400 K in  $Ni_3Al$  single crystals // *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* – 1999. – Vol. 552. – P. KK10.4.1–KK10.4.6.

9. Khanta M., Certi J., Vitek V. Thermally activated dislocation unpinning and a theory of the anomalous yield behavior in  $L_{12}$  compounds // *Scripta Metal. Mater.* – 1992. – Vol. 27. – P. 481–486.

10. Скоростная чувствительность механических свойств сплавов со сверхструктурой  $L_{12}$  / Ю.В. Соловьева, М.В. Геттингер, Т.А. Ковалевская, В.А. Старенченко // *Деформация и разрушение материалов*. – 2005. – № 2. – С. 20–28.

11. Аномальная скоростная чувствительность напряжений течения монокристаллов сплава  $Ni_3Ge$ . Роль точечных дефектов / Ю.В. Соловьева, В.А. Старенченко, О.Д. Пантюхова [и др.] // *Изв. вузов. Физика*. – 2017. – Т. 60, № 3. – С. 103–109.

12. Соловьева Ю.В. Закономерности и природа термического и деформационного упрочнения монокристаллов сплавов со сверхструктурой  $L_{12}$  при различных видах термосилового воздействия: дис. ... д-ра физ.-мат. наук: 01.04.07 / Томск. гос. ун-т. – Томск, 2010. – 525 с.

13. Влияние отклонения от стехиометрии атомного состава фазы  $Ni_3Ge$  на особенности пластического поведения монокристаллов ориентации [001] / Ю.В. Соловьева, М.В. Геттингер, В.А. Старенченко, С.В. Старенченко // *Изв. РАН. Серия физическая*. – 2008. – Т. 72, № 10. – С. 1476–1479.

14. Эволюция дислокационной структуры при деформации монокристаллов сплава  $Ni_3Ge$  разной ориентации / В.А. Старенченко, Ю.В. Соловьева, Ю.А. Абзаев, Э.В. Козлов, В.В. Шпейзман, В.И. Николаев, Б.И. Смирнов // *Физика твердого тела*. – 1998. – Т. 40, № 4. – С. 672–680.

15. Parameters of dislocation structure and work hardening of  $Ni_3Ge$  / N.A. Koneva, Yu.V. Solov'eva, V.A. Starenchenko, E.V. Kozlov // *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.* – 2005. – Vol. 842. – P. S5.25.1–S5.25.6.

16. Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Абзаев Ю.А. Особенности развития дислокационной структуры монокристаллов сплава  $Ni_3Ge$  в зависимости от температуры и ориентации оси деформации // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2005. – Т. 2, № 4. – С. 51–62.

17. Orientation dependence of the yield stress and work-hardening rate of  $Ni_3Ge$  at different temperatures / V.A. Starenchenko, E.V. Kozlov, Yu.V. Solov'eva, Yu.A. Abzaev, N.A. Koneva // *Materials Science and Engineering: A*. – 2008. – Vol. 483–484, no. 1–2. – P. 602–606.

18. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. Классификация дислокационных структур // *Металлофизика*. – 1991. – № 10. – С. 49–58.

19. Orientation dependence of thermal hardening of single crystals of the alloy  $Ni_3Ge$  / V.A. Starenchenko, Yu.V. Solov'eva, Yu.A. Abzaev, V.I. Nikolaev, V.V. Shpeizman, B.I. Smirnov // *Physics of the Solid State*. – 1996. – Vol. 38, no. 10. – P. 1668–1672.

20. Thermal hardening of  $Ni_3Ge$  alloy single crystals with an  $L_{12}$  superstructure at low temperatures / V.A. Starenchenko, Yu.V. Solov'eva, V.I. Nikolaev, V.V. Shpeizman, B.I. Smirnov // *Physics of the Solid State*. – 2000. – Vol. 42, no. 11. – P. 2076–2082.

21. Kear B.H., Wilsdorf H.G.B. Dislocation configuration in plastically deformed polycrystalline  $Cu_3Au$  alloys // *Trans. Metal. Soc. AIME*. – 1962. – Vol. 224, no. 2. – P. 382–386.

22. Kear B.H. Dislocation configurations and work hardening in  $Cu_3Au$  crystals // *Acta Met.* – 1964. – Vol. 12, no. 5. – P. 555–569.

23. Paidar V., Pope D.P., Vitek V. A theory of anomalous yield behaviour in  $L_{12}$  ordered alloys // *Acta Met.* – 1984. – Vol. 32, no. 3. – P. 435–448.

24. Renterberger C., Karntaler H.P. On the origin of work softening of  $Ni_3Al$  deformed along [001] above the peak temperature // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2001. – Vol. 319–321. – P. 347–351.

## References

Veyssièrè P., Saada G. Chapter 53 Microscopy and plasticity of the  $L_{12}$   $\gamma$  phase. *Dislocations in Solids*, 1996, vol. 10, pp. 253–441.

2. Pollock T.M., Field R.D. Chapter 63 Dislocations and high-temperature plastic deformation of superalloy single crystals. *Dislocations in Solids*, 2002, vol. 11, pp. 547–618.

3. Vamsi K.V., Karthikeyan S. Deformation modes and yield strength anomaly in  $L_{12}$  compounds. *Journal of Alloys and Comp.*, 2021, vol. 860, p. 158411.

4. Krivonosova E.A., Shchitsyn Iu.D., Akulova S.N., Myshkina A.V., Neulybin S.D., Belinin D.S. Snizhenie defektnosti zharoprochnykh nikelovykh spлавov v tekhnologiiakh naplavki [Reducing defectiveness of high-temperature nickel alloys in surfacing technologies]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2018, vol. 20, no. 2, pp. 12–19.

5. Zorin I.V., Sokolov G.N., Lysak V.I., Dubtsov Iu.N., Denisevich D.S., Fastov S.A. Osobennosti formirovaniia

структуры термостойкого наплавленного металла на основе Ni3Al [Peculiarities of structure formation of Ni3Al-based heat-resistant clad metal]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2019, vol. 21, no. 1, pp. 63–70.

6. Koneva N.A., Nikonenko E.L., Nikonenko A.V., Popova N.A. Microstructural changes in Ni-Al-Cr-based heat-resistant alloy with Re addition. *Crystals*, 2021, vol. 11(2), p. 89.

7. Thermally activated mechanisms in crystal plasticity. Ed. D. Caillard and J.L. Martin. Pergamon, 2003, 452 p.

8. Demura M., Hirano T. Orientation effect on stress response by strain-rate change at 400 K in Ni3Al single crystals. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, 1999, vol. 552, pp. KK10.4.1-KK10.4.6.

9. Khanta M., Certi J., Vitek V. Thermally activated dislocation unpinning and a theory of the anomalous yield behavior in L12 compounds. *Scripta Metal. Mater.*, 1992, vol. 27, pp. 481–486.

10. Solov'eva Iu.V., Gettinger M.V., Kovalevskaia T.A., Starenchenko V.A. Kkorostnaia chuvstvitel'nost' mekhanicheskikh svoystv splavov so sverkhstrukturoi L12 [Velocity sensitivity of mechanical properties of alloys with L12 superstructure]. *Deformatsiia i razrushenie materialov*, 2005, no. 2, pp. 20–28.

11. Solov'eva Iu.V., Starenchenko V.A., Pantiukhova O.D. et al. Anomal'naiia skorostnaia chuvstvitel'nost' na-priazhenii techeniia monokristallov splava Ni3Ge. Rol' tochechnykh defektov [Anomalous velocity sensitivity of stress flow of Ni3Ge alloy single crystals. The role of point defects]. *Izvestiia vuzov. Fizika*, 2017, vol. 60, no. 3, pp. 103–109.

12. Solov'eva Iu.V. Zakonomernosti i priroda termicheskogo i deformatsionnogo uprochneniia monokristallov splavov so sverkhstrukturoi L12 pri razlichnykh vidakh termosilovogo vozdeistviia [Regularities and nature of thermal and strain hardening of single crystals of alloys with L12 superstructure under different types of thermal forcing]. Doctor's degree dissertation. Tomsk, 2010, 525 p.

13. Solov'eva Iu.V., Gettinger M.V., Starenchenko V.A., Starenchenko S.V. Vliianie otkloneniia ot stekhiometrii atomnogo sostava fazy Ni3Ge na osobennosti plasticheskogo povedeniia monokristallov orientatsii [001] [Influence of deviation from stoichiometry of atomic composition of Ni3Ge phase on features of plastic behavior of single crystals of orientation [001]]. *Izvestiia RAN. Seriya fizicheskaiia*, 2008, vol. 72, no. 10, pp. 1476–1479.

14. Starenchenko V.A., Solov'eva Iu.V., Abzaev Iu.A., Kozlov E.V., Shpeizman V.V., Nikolaev V.I., Smirnov B.I. Evoliutsiia dislokatsionnoi struktury pri deformatsii monokristallov splava Ni3Ge raznoi orientatsii [Evolution of dislocation structure during deformation of Ni3Ge alloy single crystals of different orientation]. *Fizika tverdogo tela*, 1998, vol. 40, no. 4, pp. 672–680.

15. Koneva N.A., Solov'eva Yu.V., Starenchenko V.A., Kozlov E.V. Parameters of dislocation structure and work hardening of Ni3Ge. *Mat. Res. Soc. Symp. Proc.*, 2005, vol. 842, pp. S5.25.1–S5.25.6.

16. Solov'eva Iu.V., Starenchenko V.A., Abzaev Iu.A. Osobennosti razvitiia dislokatsionnoi struktury monokristallov splava Ni3Ge v zavisimosti ot temperatury i orientatsii osi deformatsii [Peculiarities of dislocation structure development in Ni3Ge alloy single crystals as a function of temperature and orientation of the deformation axis]. *Fundamental'nye problemy sovremennogo materialovedeniia*, 2005, vol. 2, no. 4, pp. 51–62.

17. Starenchenko V.A., Kozlov E.V., Solov'eva Yu.V., Abzaev Yu.A., Koneva N.A. Orientation dependence of the yield stress and work-hardening rate of Ni3Ge at different

temperatures. *Materials Science and Engineering: A.*, 2008, vol. 483–484, no. 1–2, pp. 602–606.

18. Koneva N.A., Trishkina L.I., Kozlov E.V. Klassifikatsiia dislokatsionnykh struktur [Classification of dislocation structures]. *Metallofizika*, 1991, no. 10, pp. 49–58.

19. Starenchenko V.A., Solov'eva Yu.V., Abzaev Yu.A., Nikolaev V.I., Shpeizman V.V., Smirnov B.I. Orientation dependence of thermal hardening of single crystals of the alloy Ni3Ge. *Physics of the Solid State*, 1996, vol. 38, no. 10, pp. 1668–1672.

20. Starenchenko V.A., Solov'eva Yu.V., Nikolaev V.I., Shpeizman V.V., Smirnov B.I. Thermal hardening of Ni3Ge alloy single crystals with an L12 superstructure at low temperatures. *Physics of the Solid State*, 2000, vol. 42, no. 11, pp. 2076–2082.

21. Kear B.H., Wilsdorf H.G.B. Dislocation configuration in plastically deformed polycrystalline Cu3Au alloys. *Trans. Metal. Soc. AIME*, 1962, vol. 224, no. 2, pp. 382–386.

22. Kear B.H. Dislocation configurations and work hardening in Cu3Au crystals. *Acta Met.*, 1964, vol. 12, no. 5, pp. 555–569.

23. Paidar V., Pope D.P., Vitek V. A theory of anomalous yield behaviour in L12 ordered alloys. *Acta Met.*, 1984, vol. 32, no. 3, pp. 435–448.

24. Renterberger C., Karntaler H.P. On the origin of work softening of Ni3Al deformed along [001] above the peak temperature. *Mater. Sci. Eng. A.*, vol. 319–321, 2001, pp. 347–351.

Получено 4.10.2021

Принято 10.11.2021

Опубликовано 30.12.2021

### Сведения об авторах

**Соловьева Юлия Владимировна** (Томск, Россия) – доктор физико-математических наук, доцент, завкафедрой физики, химии, теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: j\_sol@mail.ru.

**Геттингер Максим Викторович** (Томск, Россия) – кандидат физико-математических наук, доцент кафедры физики, химии и теоретической механики Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: gmv71@mail.ru.

**Старенченко Владимир Александрович** (Томск, Россия) – доктор физико-математических наук, профессор, завкафедрой высшей математики Томского государственного архитектурно-строительного университета, e-mail: star@tsuab.ru.

### About the Authors

**Yulia V. Solov'eva** (Tomsk, Russian Federation) – Doctor of Physics and Mathematics, Associate Professor, Head of the Department of Physics, Chemistry, Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building, e-mail: j\_sol@mail.ru.

**Maksim V. Gettinger** (Tomsk, Russian Federation) – Ph.D. in Physics and Mathematics, Associate Professor, Department of Physics, Chemistry, Theoretical Mechanics, Tomsk State University of Architecture and Building, e-mail: gmv71@mail.ru.

**Vladimir A. Starenchenko** (Tomsk, Russian Federation) – Doctor of Physics and Mathematics, Professor, Head of the Department of Higher Mathematics, Tomsk State University of Architecture and Building, e-mail: star@tsuab.ru.