

На правах рукописи

Геттингер Максим Викторович

**ТЕРМОАКТИВАЦИОННЫЙ АНАЛИЗ И ПЛАСТИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ
МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni₃Ge В ОПЫТАХ ПО РЕЛАКСАЦИИ
НАПРЯЖЕНИЙ, ВАРИАЦИИ СКОРОСТЕЙ И ТЕМПЕРАТУР
ДЕФОРМАЦИИ**

01.04.07 – физика конденсированного состояния

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Томск-2011

Работа выполнена в ФГБОУВПО “Томский государственный архитектурно-строительный университет”

Научный руководитель: доктор физико-математических наук, доцент Соловьёва Юлия Владимировна

Научный консультант: доктор физико-математических наук, профессор Старенченко Владимир Александрович

Официальные оппоненты: доктор физико-математических наук, профессор Тюменцев Александр Николаевич

доктор физико-математических наук, старший научный сотрудник Иванов Юрий Федорович

Ведущая организация: Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул

Защита диссертации состоится « 22 » декабря 2011 г. в 14³⁰ на заседании диссертационного совета Д212.267.07 при ФГБОУВПО «Национальный исследовательский Томский государственный университет» по адресу: 634050, г. Томск, пл. Ленина, 36

С диссертацией можно ознакомиться в научной библиотеке Томского государственного университета.

Автореферат разослан «___» ноября 2011 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,
доктор физико-математических наук,
старший научный сотрудник

Ивонин И.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Изучение пластического поведения интерметаллидов с L1₂ сверхструктурой является важной и актуальной задачей. Связано это, в первую очередь, с аномальной температурной зависимостью предела текучести и напряжений течения, которая определяет высокую жаропрочность материалов, полученных на основе интерметаллидов. Несмотря на обширность теоретических и экспериментальных исследований, выполненных в этом направлении, многие вопросы остаются до конца не выясненными. В особенности это касается вопросов пластического поведения интерметаллидов с L1₂ сверхструктурой в опытах, традиционно проводимых в ходе термоактивационного анализа: по релаксации напряжений, вариации скоростей и температур деформации. Если в условиях активной квазистатической деформации с постоянной скоростью сжатия или растяжения температурная аномалия напряжений течения изучена хорошо, то в отношении вышеупомянутых опытов аномальные механические свойства данной группы сплавов остаются малоизученными. В то же время именно эти опыты дают возможность получить наиболее полное представление о природе и механизмах пластического течения. В связи с этим изучение пластических свойств в опытах по релаксации напряжений и вариации скоростей и температур деформации монокристаллов сплава Ni₃Ge со сверхструктурой L1₂ является важной и своевременной задачей.

Целью работы является разработка новых методов и подходов к проведению термоактивационного анализа для сплавов с L1₂ сверхструктурой, а также детальное изучение закономерностей пластического поведения монокристаллов сплава Ni₃Ge с различными ориентациями оси деформации в опытах по релаксации напряжений, вариации скоростей и температур деформации.

Для достижения поставленной цели были поставлены следующие **основные задачи:**

1. Изучить влияние скорости пластической деформации на напряжения течения монокристаллов сплава Ni₃Ge, имеющих разные ориентации оси деформации, в опытах с вариацией скорости деформации и в опытах с получением полных кривых течения при разных скоростях деформации.
2. Исследовать пластическое поведение монокристаллов сплава Ni₃Ge, имеющих разные ориентации оси деформации, в опытах с вариацией температуры деформации.
3. Исследовать пластическое поведение монокристаллов сплавов Ni₃Ge в опытах по релаксации напряжений.
4. Сравнить полученные закономерности с пластическим поведением монокристаллов чистого Ni и монокристаллов Ni₃Al (сплав изоморфный Ni₃Ge).
5. Разработать подход к проведению термоактивационного анализа в сплавах с аномальной температурной зависимостью механических свойств. Получить термоактивационные параметры пластической деформации для монокристаллов сплава Ni₃Ge.

Поставленные задачи были решены в ходе диссертационного исследования.

Научная новизна.

С высокой степенью детализации изучена скоростная чувствительность монокристаллов сплава Ni_3Ge в зависимости от ориентации оси деформации, вида скольжения (октаэдрического или кубического), температуры, степени деформации, приложенного напряжения, диапазона изменения скоростей деформации, химического состава сплава.

Дана физическая трактовка формы скачка напряжений, наблюдаемой в опытах по вариации скорости деформации для монокристаллов сплавов с $L1_2$ сверхструктурой.

Обнаружена аномальная скоростная чувствительность напряжений течения монокристаллов сплава Ni_3Ge в условиях кубического скольжения.

Обнаружена температурная аномалия пластических свойств монокристаллов сплава Ni_3Ge и Ni_3Al в опытах по релаксации напряжений.

На основании концепции суперпозиции нормальной и аномальной реакции напряжений течения объяснены результаты опытов по вариации температуры деформации.

В ходе термоактивационного анализа пластической деформации проведено разделение механизмов, дающих нормальный и аномальный вклад в изменение напряжений течения, и получены энергии активации нормальных и аномальных механизмов.

Основными методами исследования в работе являются механические испытания монокристаллов с использованием различных схем нагружения: одноосного статического сжатия, релаксации деформирующих напряжений, вариации скорости и температуры деформации.

Достоверность полученных экспериментальных результатов обеспечена корректностью постановки и решения задач диссертации, использованием современных экспериментальных методов исследования и теоретических представлений физики твердого тела, воспроизводимостью результатов и согласованием результатов, когда это возможно было сделать, с данными других исследователей.

Научное и практическое значение результатов работы.

Теоретическая ценность работы состоит в получении новых знаний и углублении представлений о природе пластической деформации сплавов со сверхструктурой $L1_2$. Полученные в работе данные могут использоваться в практических целях, при подборе режима термообработки при создании новых материалов. При создании теорий, моделей термического и деформационного упрочнения сплавов со сверхструктурой $L1_2$ могут быть использованы параметры термической активации, полученные в работе.

На защиту выносятся следующие результаты:

1. Установленные качественные закономерности изменения формы скачка напряжений при вариации скорости деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge различной ориентации. Теоретическая схема разделения полного скачка напряжений на нормальную и аномальную составляющие. Результаты количественного анализа полного скачка напряжений и его

составляющих от температуры, приложенных напряжений, ориентации оси деформации, диапазона изменения скорости деформации, отклонения от стехиометрии состава сплава.

2. Обнаруженное автором явление аномальной скоростной зависимости напряжений течения в условиях кубического скольжения.
3. Совокупность экспериментальных данных по вариации температуры деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge различной ориентации. Методика разделения полного скачка напряжений при вариации температуры деформации на нормальную и аномальную составляющие.
4. Обнаруженная автором аномальная температурная зависимость скорости ползучести в условиях релаксации напряжений.
5. Подход к проведению термоактивационного анализа в сплавах с аномальной температурной зависимостью механических свойств, основанный на концепции суперпозиции «нормальных» и «аномальных» механизмов упрочнения сплавов со сверхструктурой $L1_2$. Совокупность термоактивационных параметров монокристаллов сплава Ni_3Ge различной ориентации оси деформации, полученных на основе данного подхода.

Апробация работы. Основные результаты работы были изложены и обсуждены на следующих научных конференциях, семинарах, школах: VII Межгосударственный семинар “Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий” (Обнинск, 2003); I Международная школа «Физическое материаловедение» (Тольятти, 2004); XLII, XLIII Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (Калуга, 2004), (Черноголовка, 2004); II Международная школа «Физическое материаловедение». XVII Уральская школа металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического материаловедения сталей и сплавов» (Тольятти, 2006); Региональная научно-техническая конференция, посвященная 15-летию общеобразовательного факультета ТГАСУ “Перспективные материалы и технологии” (Томск, 2009); «Фазовые превращения в твердых растворах и сплавах» 8-й, 10-й, 11-й Международный симпозиум (Сочи, 2005, 2007, 2008), 51-я Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» (Харьков, 2011).

Публикации. По материалам диссертации опубликовано 27 печатных работ в научных журналах, сборниках и трудах конференций, из них 9 статей в отечественных рецензируемых журналах из списка ВАК, 1 коллективная монография.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, шести глав, заключения, основных выводов и списка литературы из 167 наименований. Общий объем составляет 256 страниц машинописного текста, включающий 156 страниц текста, 161 рисунок и 10 таблиц.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении дана общая характеристика работы, обоснована актуальность темы диссертации, сформулирована цель и задачи исследования, краткое содержание работы, обоснована новизна научной работы и перечислены основные результаты, выносимые на защиту.

В первой главе представлен обзор литературы, посвященной различным аспектам проблемы термического и деформационного упрочнения сплавов со сверхструктурой L1₂. Особое внимание уделено рассмотрению известных фактов, касающихся пластического поведения сплавов со сверхструктурой L1₂ в опытах по релаксации напряжений и вариации скорости деформации. Рассмотрены основные проблемы термоактивационного анализа сплавов со сверхструктурой L1₂. В конце первой главы формулируется основная цель и основные задачи диссертационной работы.

Во второй главе описываются основные методики экспериментальных исследований, примененные в настоящей работе.

Третья глава посвящена изучению влияния скорости деформации на пластическое поведение монокристаллов сплава Ni₃Ge, анализу и обсуждению результатов, полученных в опытах по вариации скорости деформации. Дано объяснение наблюдаемой сложной формы скачка напряжений при вариации скорости деформации. Предложена методика разделения скачка напряжений на нормальную и аномальную составляющую. На основании предложенной методики выполнен анализ нормальной и аномальной составляющих скачка напряжений при вариации скорости в условиях октаэдрического и кубического скольжений. Изучено влияние диапазона изменения скорости деформации и химического состава сплава на составляющие скачка напряжений.

В начале анализируется форма скачка напряжений при вариации скорости деформации у монокристаллов сплава Ni₃Ge с ориентациями [001] и [2 3 4], а также монокристаллов Ni₃Al ориентации [001], которые тоже имеют сверхструктуру L1₂. Показывается, что у данных сплавов форма скачка напряжений является более сложной (рис.1) по сравнению с имеющей место у чистых металлов (рис.2). Большая сложность состоит в том, что после

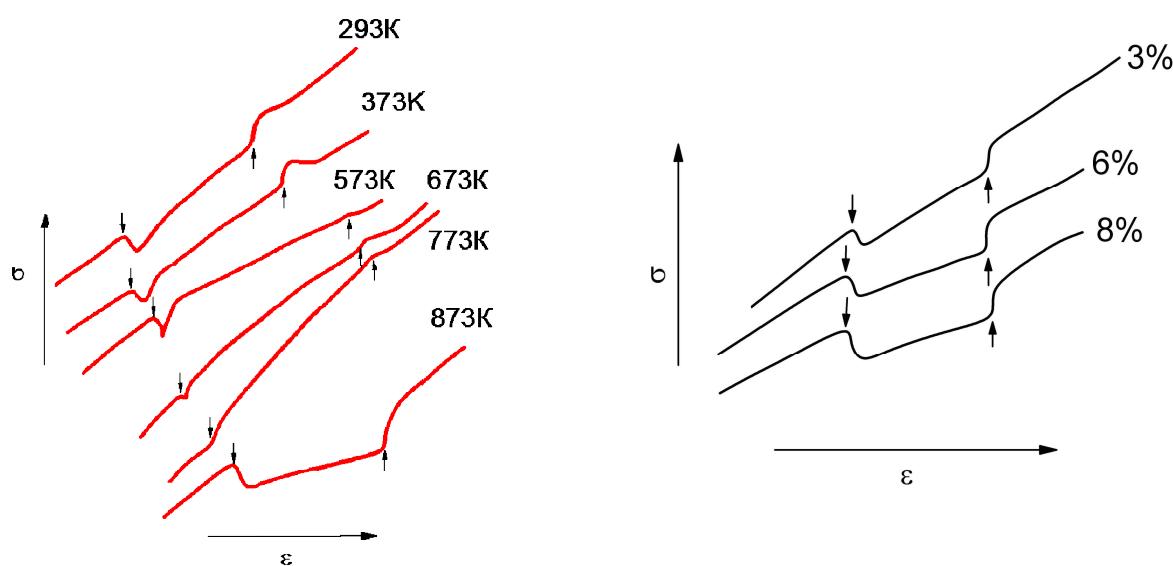


Рис.1. Изменение формы скачка напряжений с увеличением температуры (стрелка вверх – увеличение скорости деформации, стрелка вниз – уменьшение скорости деформации); монокристаллы Ni₃Ge; ось деформации [001]; $\varepsilon \approx 2\text{-}3\%$

Рис.2. Диаграммы деформации монокристаллов Ni с осью сжатия [0 0 1], полученные при вариации скорости деформации при $T=293\text{K}$ (стрелка вверх – увеличение скорости деформации, стрелка вниз – уменьшение скорости деформации)

уменьшения скорости деформации за стадией уменьшения напряжений (нормальный отклик) присутствует стадия увеличения напряжения (аномальный отклик) перед выходом на установившееся течение, которая отсутствует у чистых металлов и разупорядоченных сплавов. Аналогичная особенность присутствует и при увеличении скорости деформирования. Скоростная чувствительность материала определяется величиной полного скачка напряжений, который, в свою очередь, обусловлен соотношением нормального и аномального отклика.

Показано, что форма скачка, сохраняясь качественно, меняется с температурой и деформацией. С повышением температуры увеличивается аномальный характер скачка напряжений при некоторой температуре, далее уменьшается, становясь нормальным. С увеличением деформации скорость аномалия напряжений течения уменьшается в большинстве случаев.

Анализ формы скачка напряжений, её изменение с температурой и деформацией позволил нам предложить объяснение изменения напряжений течения при вариации скорости деформации. В работе показано, что наблюдаемые особенности связаны с механизмами торможения сверхдислокаций в монокристаллах сплавов со сверхструктурой L1₂, а изменение напряжений при вариации скорости пластической деформации содержит две составляющие противоположного знака:

$$\Delta\sigma = \left(\frac{d\sigma}{da} \right)_{nor} \cdot \Delta a - \left(\frac{d\sigma}{da} \right)_{an} \cdot \Delta a = \Delta\sigma_{nor} - \Delta\sigma_{an},$$

где $\Delta\sigma_{nor}$, $\Delta\sigma_{an}$ – нормальный и аномальный отклики напряжений на изменение скорости деформации, соответственно.

Изменение скорости деформирования вызывает реакцию материала, имеющую некоторую длительность. По причине различия механизмов, отвечающих за нормальный и аномальный отклики, их времена также могут быть различны. В результате появляется возможность выделения нормальной и аномальной составляющей полного отклика. Схема данного разделения приведена на рис.3.

Применяя данную методику, был проведён анализ не только полного скачка напряжений (рис.4), но и его нормальной и аномальной составляющих для монокристаллов сплава Ni₃Ge с ориентациями [0 0 1] и [1̄ 2̄ 3̄] в условиях

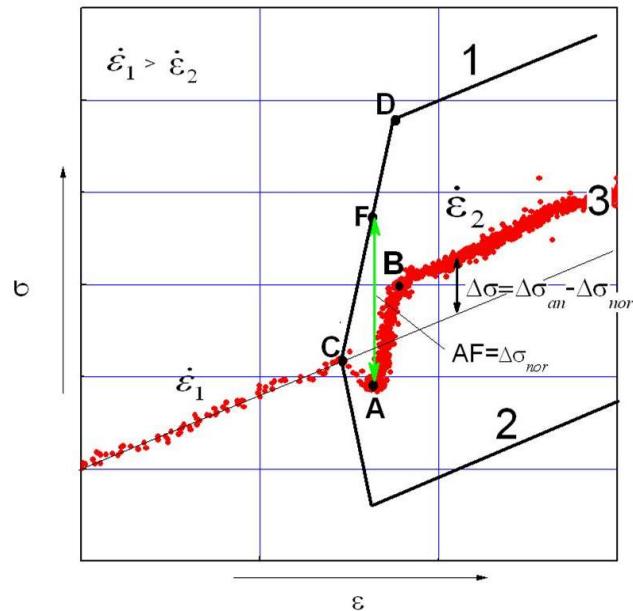


Рис. 3. Схема разделения нормальной и аномальной составляющих скачка напряжений. 1 – изменение аномальной составляющей; 2 – изменение нормальной составляющей; 3 – кривая деформации в момент изменения скорости

скачка напряжений, достигая максимума при некоторой температуре, далее уменьшается, становясь нормальным. С увеличением деформации скорость аномалия напряжений течения уменьшается в большинстве случаев.

октаэдрического и кубического скольжения (рис. 5 и рис. 6). Показано, что нормальная составляющая скачка напряжений с хорошей точностью описывается линейной зависимостью от напряжений $\Delta\sigma_{nor} = a_1 + a_2 \cdot \sigma$ (a_1, a_2 – константы) при всех исследованных температурах (293...923К) (рис. 5, а и рис. 6, а).

Аномальная составляющая скачка напряжений не зависит от деформирующих напряжений в интервале низких и средних температур (293...473К) (рис. 5, б и рис. 6).

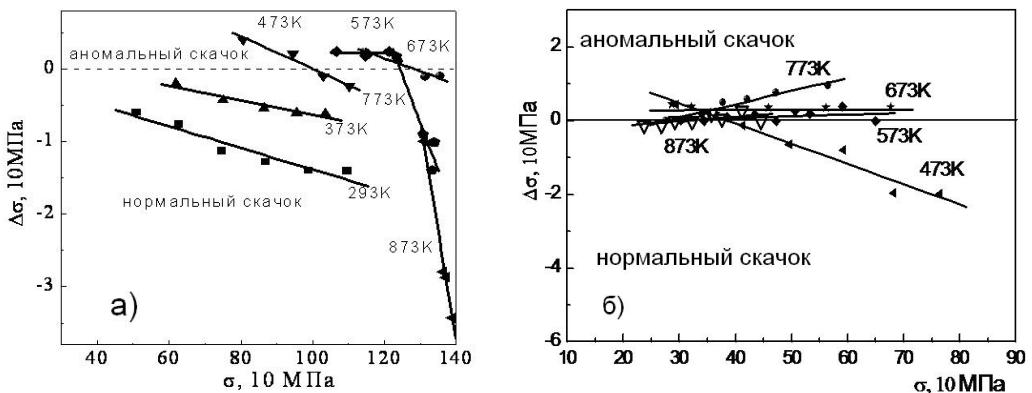


Рис. 4. Зависимость величины полного скачка напряжений $\Delta\sigma$ от деформирующего напряжения σ в монокристаллах Ni_3Ge ориентации (а) [001] и (б) [2 3 4]

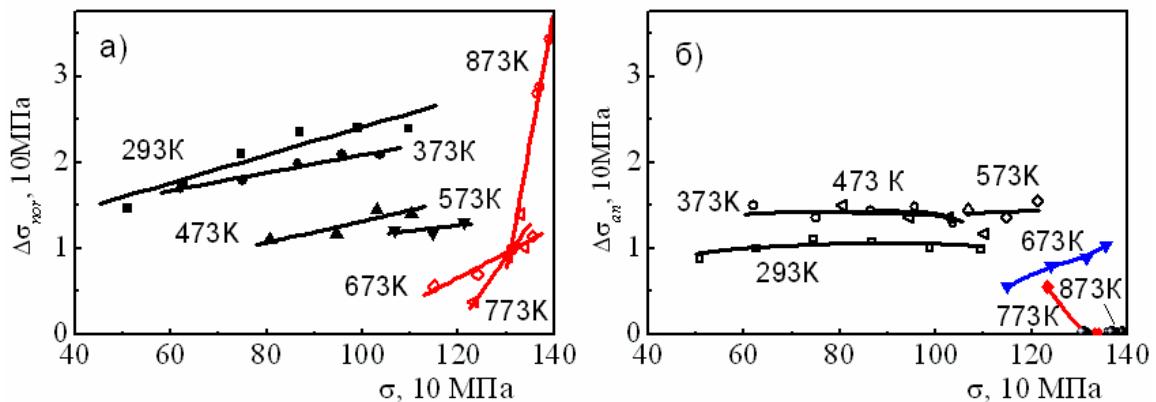


Рис. 5. Зависимость величины нормальной (а) и аномальной (б) составляющих скачка напряжений от деформирующих напряжений в монокристаллах Ni_3Ge ориентации [0 0 1] при разных температурах испытания

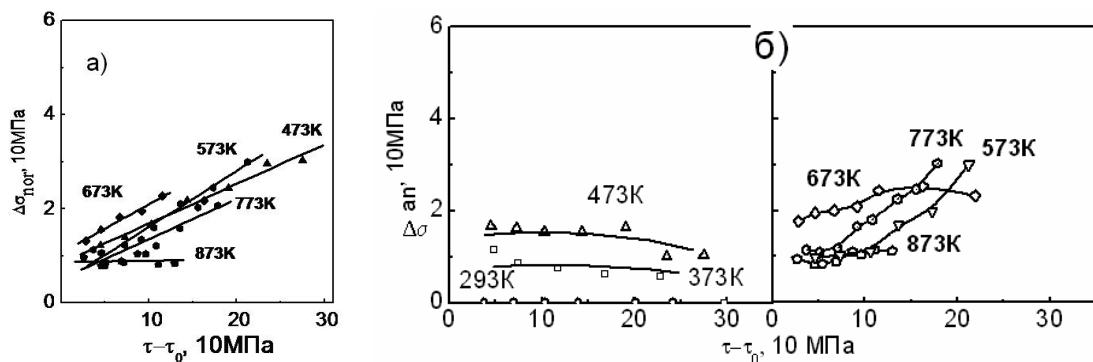


Рис. 6. Зависимость величины нормальной (а) и аномальной (б) составляющих скачка напряжений от деформирующих напряжений $\tau - \tau_0$ в монокристаллах Ni_3Ge ориентации [2 3 4] при разных температурах испытания

Изучено влияние величины вариации скорости деформации на скачок напряжений и его составляющие для монокристаллов Ni₃Ge ориентации [001] (рис.7) и выполнено сравнение с аналогичными данными для монокристаллов Ni₃Al ориентации [001] (рис.8).

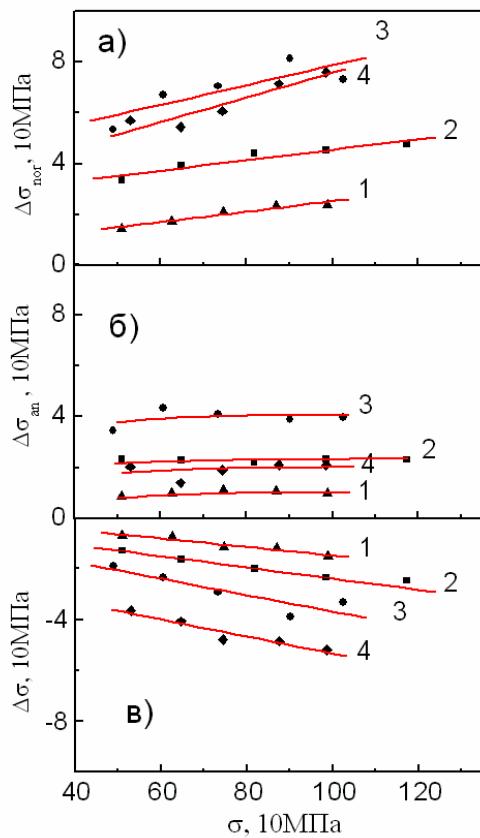


Рис. 7. Зависимость величины (а) нормальной, б) аномальной составляющей скачка напряжений, в) полного скачка напряжений от деформирующих напряжений в монокристаллах Ni₃Ge ориентации [0 0 1] для различных отношений скоростей деформации $\frac{\dot{\varepsilon}_1}{\dot{\varepsilon}_2}$: 1 – 14; 2 – 117; 3 – 518; 4 – 1025. Температура испытания 293К

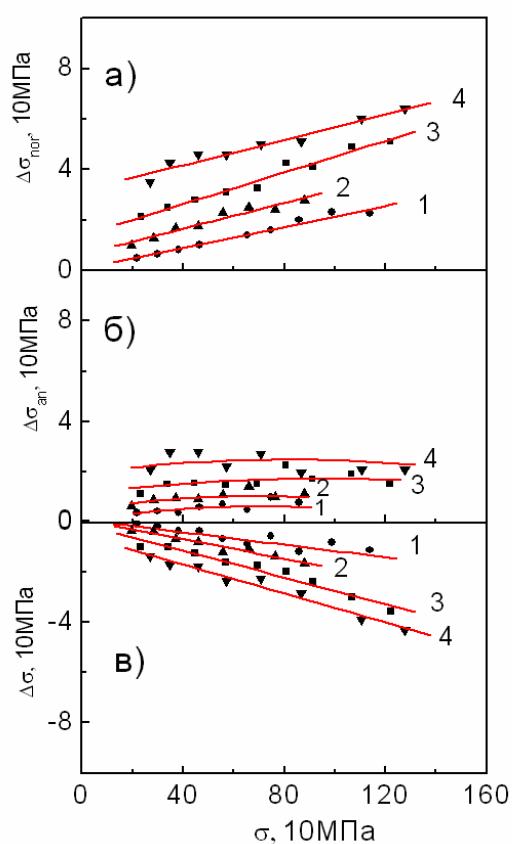


Рис. 8. Зависимость величины (а) нормальной, б) аномальной составляющей скачка напряжений, в) полного скачка напряжений от деформирующих напряжений монокристаллов Ni₃Al ориентации [0 0 1] для различных отношений скоростей деформации $\frac{\dot{\varepsilon}_1}{\dot{\varepsilon}_2}$: 1 – 14; 2 – 117; 3 – 518; 4 – 1025. Температура испытания 293К

На основе данных по вариации скорости деформации для Ni₃Ge ориентации [001] была определена скоростная чувствительность и выполнено сравнение с аналогичной величиной для монокристалла чистого металла – Ni ориентации [001].

Изучено влияние скорости деформации на величину коэффициента деформационного упрочнения.

Получены данные по длительностям нормальных и аномальных откликов при вариации скорости деформации. Сравнительный анализ показал, что время, необходимое для полной реализации аномальных механизмов, в 5÷10 раз превышает время переходных процессов нормальных механизмов.

Проведены исследования по влиянию скорости деформации на напряжения течения при деформации образцов с постоянной скоростью (рис. 9). Определена скоростная чувствительность из опытов данного типа и выявлено качественное совпадение со скоростной чувствительностью, полученной из опытов по вариации скорости деформации.

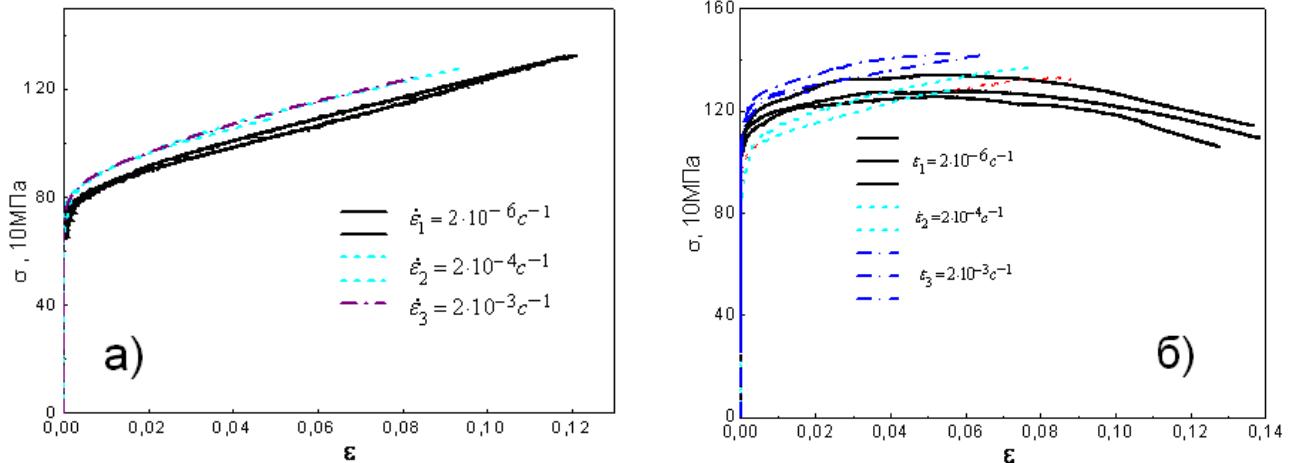


Рис. 9. Кривые течения, полученные при разных скоростях деформации, при температуре (а) 473К и (б) 773К для Ni_3Ge ориентации [0 0 1]

В четвертой главе описаны опыты по вариации температуры деформации на монокристаллах сплава Ni_3Ge (рис. 10), которые показали, что также как и в случае вариации скорости деформации, скачок напряжений при вариации температуры может быть разделен на нормальную и аномальную составляющие.

Для ориентации [001] установлен закон аналогичный закону Коттрелла-Стокса для чистых металлов. Зависимость скачка напряжений $\Delta\tau$ от деформирующих напряжений $\tau - \tau_0$ имеет линейный характер (рис. 11):

$$\Delta\tau = c_1(T) \cdot (\tau - \tau_0) + c_2(T). \quad (1)$$

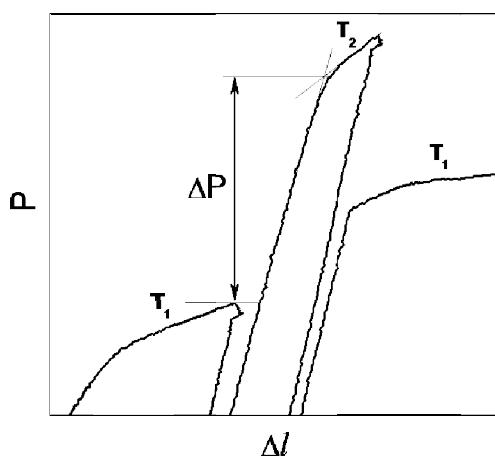


Рис. 10. Участок диаграммы $P-\Delta l$ (нагрузка-удлинение) ступенчатой деформации при вариации температуры

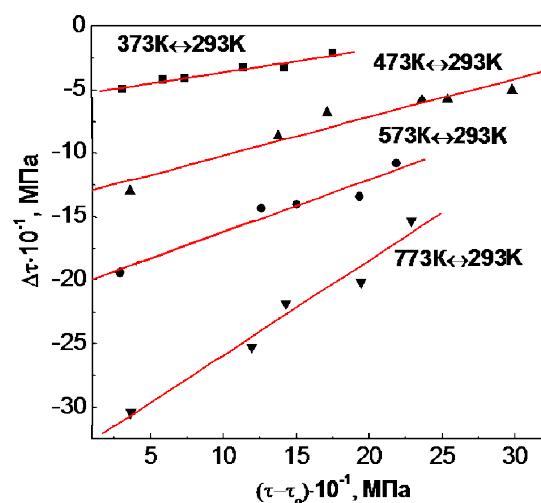


Рис. 11. Зависимость скачка напряжений $\Delta\tau = \tau_{293\text{K}} - \tau_i$ от деформирующих напряжений $(\tau_{293\text{K}} - \tau_0)$ для монокристаллов Ni_3Ge (ось сжатия [001]) при вариации температуры

Основное отличие от чистых металлов состоит в том, что величины $\Delta\tau$ имеют отрицательные значения. Проведён анализ коэффициентов c_1 и c_2 . Показана возможность разделения скачка напряжений на нормальную (рис.12) и аномальную составляющие, аналогично тому, как это сделано для вариации скорости деформации:

$$\Delta\tau = \Delta\tau_{nor} + \Delta\tau_{an} = c_1(T) \cdot (\tau - \tau_0) + c_2(T), \quad (2)$$

$$\Delta\tau_{nor} = c_1(T) \cdot (\tau - \tau_0), \quad \Delta\tau_{an} = c_2(T). \quad (3)$$

Показано хорошее совпадение значений коэффициента c_1 и величины $\left(\frac{\Delta\alpha}{\alpha} + \frac{\Delta G}{G}\right)$, что подтверждает справедливость выражения $\tau = \tau_F + aGbp^{1/2}$ для монокристаллов сплава Ni₃Ge ориентации [001]. Это также свидетельствует о том, что изменение $\Delta\tau$ от деформирующих напряжений $\tau - \tau_0$ связано с пересечением дислокаций леса. Коэффициент c_2 , являющийся аномальной компонентой скачка ($\Delta\tau_{an}$), хорошо согласуется с величиной $\Delta\tau_0$, найденной из кривой зависимости предела текучести от температуры $\tau_0(T)$ (рис.13).

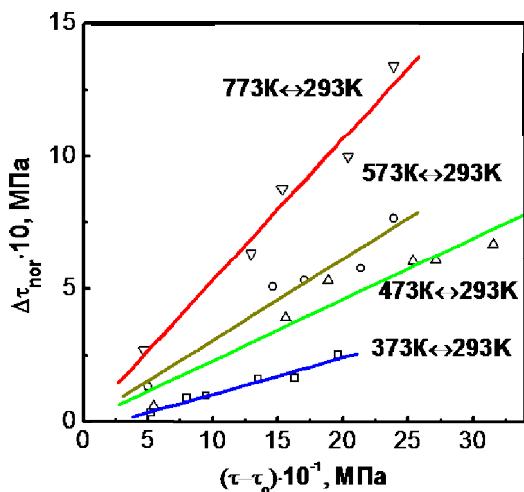


Рис.12. Зависимость величины нормальной составляющей скачка напряжений от деформирующего напряжения в монокристаллах Ni₃Ge ориентации [001] при вариации температуры от комнатной (293К) к повышенной

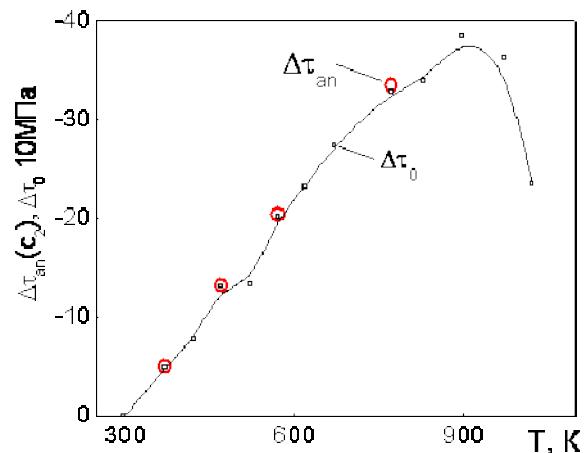


Рис. 13. Зависимость коэффициента c_2 ($\Delta\tau_{an}$) в законе Коттрелла-Стокса для монокристаллов Ni₃Ge ориентации [001] в сравнении с изменением предела текучести с температурой ($\Delta\tau_0(T)$)

Аналогичные эксперименты были проведены для ориентаций [139] и [234]. Анализ этих данных показал, что закон Коттрелла–Стокса выполняется не всегда, а только в интервалах температур, где не происходит смены систем скольжения. Для ориентации [139] это – интервал температур от комнатной до температур ниже пика температурной аномалии (600К). Так же как и для ориентации [001] скачки напряжений принимают отрицательные значения и, соответственно, проявляют аномальную температурную зависимость. Для ориентации [234] при вариации температуры от 373-773К к комнатной, величина скачков $\Delta\tau$ положительна и не выполняется закон Коттрелла–Стокса, что объясняется сменой систем скольжения на этом температурном интервале.

Дополнительные исследования по вариации температуры деформации в интервале 473-673К, где наблюдается только одиночное кубическое скольжение и аномалия предела текучести, показали выполнение закона Коттрелла–Стокса на этом интервале температур, а также отрицательное значение скачка напряжений $\Delta\tau$ в начале деформации (рис.14).

В пятой главе приведены результаты изучения пластического поведения монокристаллов сплава Ni₃Ge в опытах по релаксации напряжений. Была обнаружена аномальная температурная зависимость скорости ползучести в условиях релаксации напряжений.

Релаксацию напряжений можно рассматривать как ползучесть в условиях уменьшения напряжений. Используя соотношения $\varepsilon_{ni} + \varepsilon_{yupr} = const$

и $\frac{d\sigma}{dt} = E \frac{d\varepsilon_{yupr}}{dt}$, выполняющиеся в

процессе релаксации, проведена обработка экспериментальных данных, в результате которой получены зависимости скорости пластической деформации от времени ($d\varepsilon/dt(t)$) (рис.15). В ходе анализа на определённом интервале температур обнаружено уменьшение скорости деформации при увеличении температуры. Для сравнения, аналогичные данные были получены для монокристаллов Ni₃Al ориентации [001] (рис.16). Видно, что не только у Ni₃Ge, но и у Ni₃Al есть температурный интервал, на котором проявляется аномалия – уменьшение скорости деформации с температурой.

Кроме того, была обнаружена корреляция в поведении скорости пластической деформации в процессе релаксации и аномального скачка

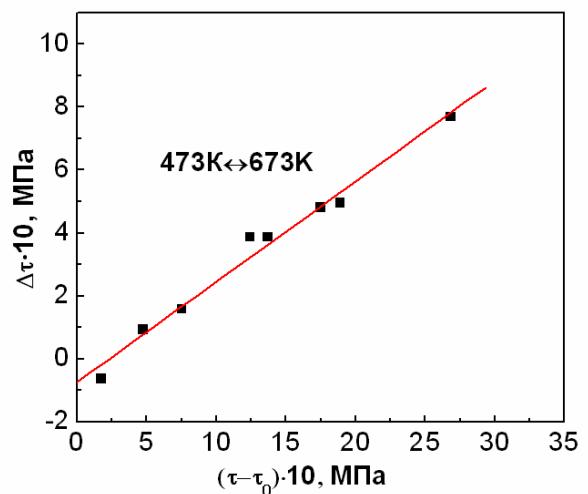


Рис.14. Зависимость скачка напряжений $\Delta\tau = \tau_{473K} - \tau_{673K}$ от деформирующих напряжений $(\tau_{473K} - \tau_0)$ для монокристаллов Ni₃Ge (ось сжатия [2 3 4]) при вариации температуры

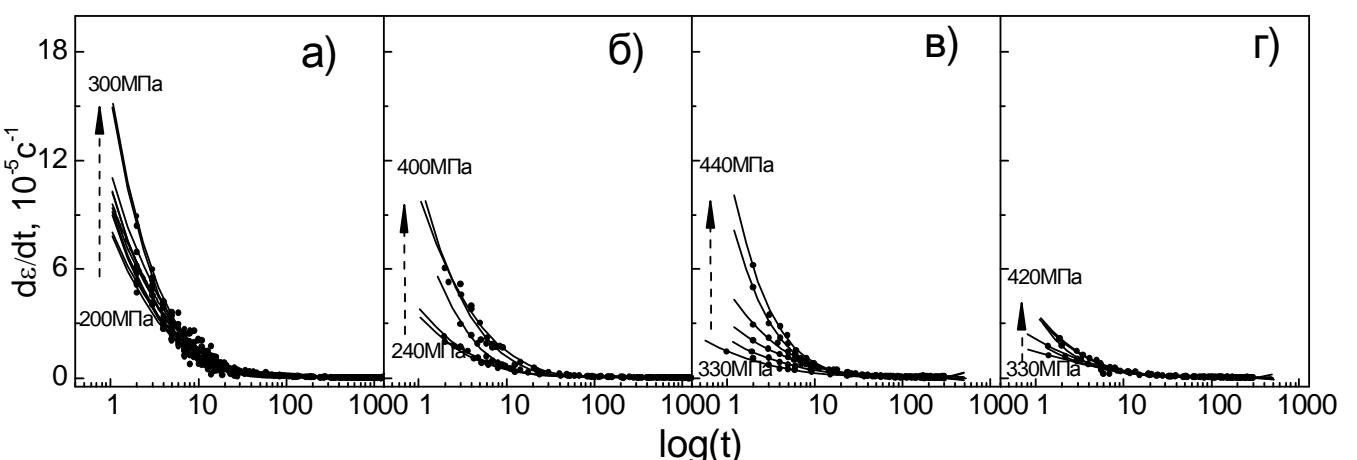


Рис. 15. Кривые релаксации монокристаллов сплава Ni₃Ge ориентации [0 0 1] в координатах $d\varepsilon/dt - \log t$ для разных приложенных напряжений и температур деформации: (а) 293К, (б) 373К, (в) 473К, (г) 573К

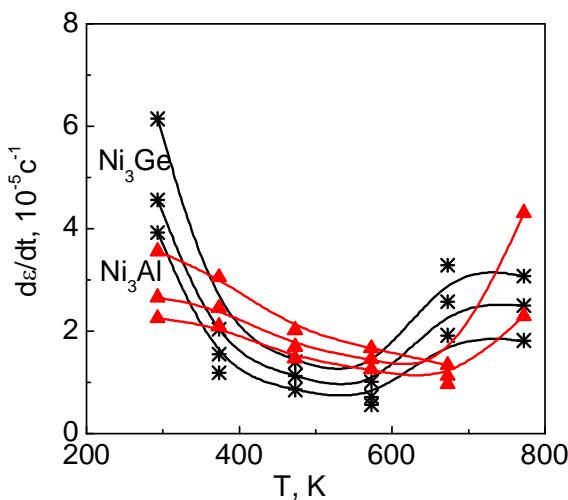


Рис. 16. Температурная зависимость скорости деформации при релаксации напряжений монокристаллов Ni_3Al и Ni_3Ge ориентации [001] при близких значениях начального приложенного напряжения ($\text{Ni}_3\text{Al} - 240\text{МПа}, \text{Ni}_3\text{Ge} - 300\text{МПа}$) для первых трёх секунд релаксации.

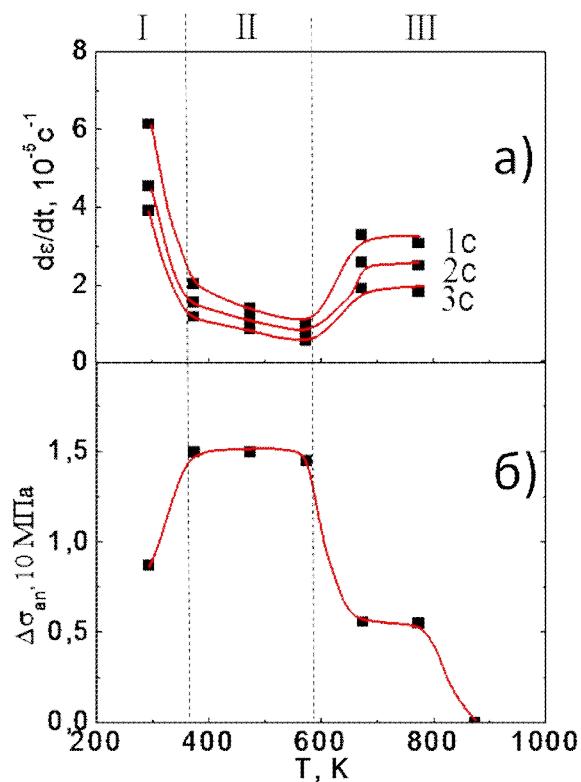


Рис. 17. (а) Температурная зависимость скорости деформации при релаксации напряжений монокристаллов Ni_3Ge ориентации [001] для первых трёх секунд релаксации. (б) Температурная зависимость аномальной составляющей скачка напряжений ($\Delta\sigma_{an}$) при вариации

напряжений с температурой (рис. 17).

В шестой главе представлен термоактивационный анализ пластической деформации монокристаллов со сверхструктурой $L1_2$ на примере монокристаллов интерметаллида Ni_3Ge , используя результаты тех экспериментов, которые описаны в 3-5 главах.

Термоактивационный анализ пластической деформации выполняется для идентификации тех механизмов, посредством которых осуществляется деформация, а так же их параметров. Основными параметрами, определяемыми при термоактивационном анализе пластической деформации, являются энергии активации и активационный объём.

Классический термоактивационный анализ, применяемый для чистых металлов и разупорядоченных сплавов, не является удовлетворительным в отношении сплавов со сверхструктурой $L1_2$, к которому относится сплав Ni_3Ge . Это связано с тем, что в этих сплавах носителем пластической деформации являются сверхдислокации, что приводит к двоякому влиянию повышения температуры. С одной стороны это приводит к облегчению движения сверхдислокаций в результате термоактивируемого преодоления препятствий. С другой стороны, то же повышение температуры приводит к увеличению барьеров на сверхдислокациях вследствие самоблокировок (механизм Кира-Вильсдорфа самоблокировки винтовых сверхдислокаций и диффузионная самоблокировка краевых сверхдислокаций), что приводит к повышению

напряжений течения. Механизмы самоблокировки относятся к аномальным механизмам, так как отсутствуют в чистых металлах.

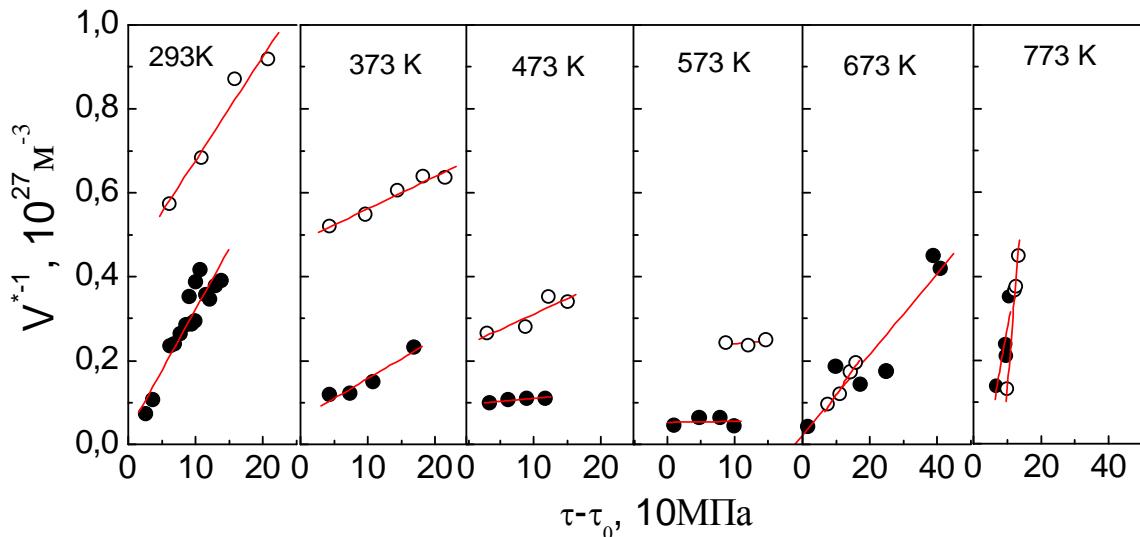


Рис. 18. Зависимости эффективного активационного объема (V^*) от сдвиговых напряжений (τ) монокристаллов сплава Ni_3Ge с ориентацией оси деформации [001] при различных температурах испытания, полученного из опытов по вариации скорости деформации (полые кружки), а также из опытов по релаксации напряжений (чёрные кружки)

В данной работе предложен подход, позволяющий разделить проявления аномальных и нормальных механизмов в опытах по вариации скорости и температуры деформации. Это позволило выполнить термоактивационный анализ пластической деформации сплава, имеющего сверхструктуру $\text{L}1_2$.

Активационный объём был получен двумя способами: из опытов по вариации скорости деформации, используя формулу

$$V^* = kT \cdot \frac{\ln(\dot{\varepsilon}_2 / \dot{\varepsilon}_1)}{\Delta\tau_{nor}},$$

где $\Delta\tau_{nor}$ – нормальная составляющая скачка напряжений, а также из опытов по релаксации напряжений, используя формулу

$$\Delta\tau_{rel} = -\frac{kT}{V^*} \ln\left(\frac{t}{c} + 1\right).$$

Результаты измерений эффективного активационного объема для монокристаллов Ni_3Ge с ориентацией оси деформации [001] представлены на рис. 18. По характеру поведения величины V^{*-1} от приложенного напряжения, можно выделить три температурных интервала (рис. 19), что, вероятно, имеет отношение к смене механизмов деформации.

Измеренные величины эффективного активационного объема для ориентации [2 3 4] представлены на рис. 20. Характер поведения величины V^{*-1} в этом случае (на всем интервале исследованных температур реализуется одиночное кубическое скольжение) проявляет существенные отличия от наблюдаемого в условиях реализации октаэдрического скольжения. Для обеих ориентаций наблюдается линейная зависимость величины V^{*-1} от напряжения ($V^{*-1} = a_1 + a_2(\tau - \tau_0)$). Данный экспериментальный факт свидетельствует о том, что

для монокристаллов Ni_3Ge изменение активационного объема с деформацией, так же как и для чистых металлов, определяется преимущественно процессами, зависящими от плотности дислокаций.

Для определения энергии активации контактного взаимодействия сверхдислокаций («нормальный» механизм), были использованы результаты двух типов экспериментов – вариации скорости деформации и вариации температуры деформации, и применена формула:

$$U = kT^2 \cdot \left(\frac{\Delta \ln \dot{\varepsilon}}{\Delta \tau_{nor1}} \right)_T \cdot \left(\frac{\Delta \tau_{nor2}}{\Delta T} \right)_{\dot{\varepsilon}}, \quad (4)$$

где $\Delta \tau_{nor1}$ – доля нормальной составляющей скачка напряжений, полученного в результате вариации скорости деформации ($\dot{\varepsilon}$) при неизменной температуре T , связанная с преодолением дислокационных стопоров; $\Delta \tau_{nor2}$ – нормальная составляющая скачка напряжений в результате изменения температуры на ΔT при неизменной скорости деформации $\dot{\varepsilon}$.

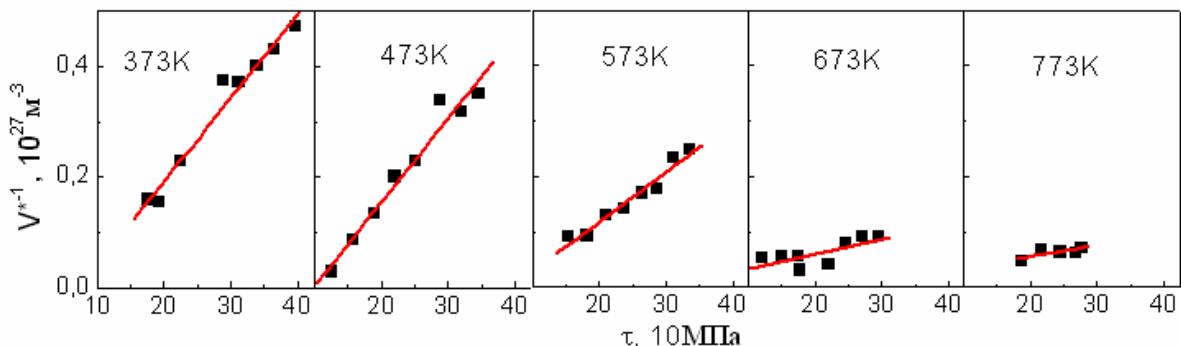
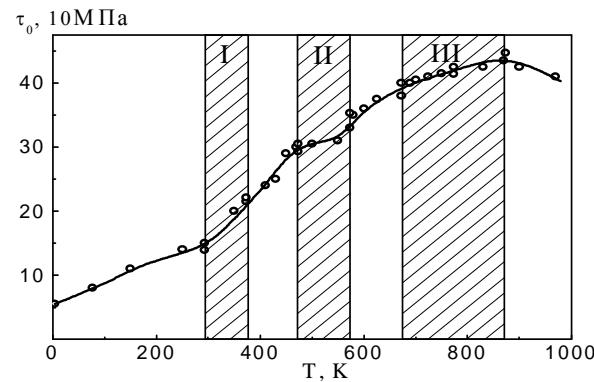


Рис. 19. Температурная зависимость предела текучести монокристаллов сплава Ni_3Ge с ориентацией оси сжатия [001] с указанием трех температурных интервалов, различающихся по характеру изменения V^{*-1} от τ

Для октаэдрического скольжения найденные энергии активации контактного взаимодействия сверхдислокаций равны: при комнатной температуре – $(1,6 \pm 0,13)\text{эВ}$; при температуре 673K – $(4,3 \pm 0,5)\text{эВ}$. Для кубического скольжения энергия активации, определённая для температуры 473K , равна $(1,2 \pm 0,12)\text{эВ}$.

Для определения энергий активации термического упрочнения (энергий активации «аномальных» механизмов) были применены соотношения, основанные на учёте вкладов в предел текучести нескольких механизмов [1, 2].



В случае октаэдрического скольжения (для ориентации [001]):

$$\tau_0^{oct} = \tau_f + (\alpha_0 - \beta T) G b \rho_0^{1/2} + \tau_0^{(1)} \exp(-u_1 / kT) + \tau_0^{(2)} \exp(-U_2 / kT), \quad (5)$$

где u_1 - энергия активации самоблокировки винтовых дислокаций (механизм Кира-Вильсдорфа); U_2 – энергия активации диффузационного самоторможения краевых дислокаций в октаэдрической плоскости скольжения. Так же как и для чистых металлов, изменение в сопротивление деформированию с температурой у сплавов со сверхструктурой L1₂ связано с преодолением стопоров недислокационной природы ($\tau_f(T)$) и изменением междислокационного взаимодействия ($\alpha(T) G b \rho_{0,2}^{1/2}$).

В случае кубического скольжения (для ориентации [̄2 3 4]):

$$\tau_0^{cub} = \tau_f^* + (\alpha_0^* - \beta^* T) G b \rho_0^{1/2} + \tau_0^{(3)*} \exp(u_3 / kT) + \tau_0^{(2)*} \exp(-U_2^* / kT), \quad (6)$$

где u_3 - энергия активации термоактивируемого движения винтовых дислокаций в плоскости куба; U_2^* – энергия активации диффузационного торможения краевых дислокаций в кубической плоскости скольжения.

Энергии активации определялись с помощью аппроксимации кривой зависимости предела текучести от температуры для соответствующей ориентации. В настоящей работе были определены энергии активации монокристаллов сплава Ni₃Ge, имеющего отклонение атомного состава от стехиометрического (Табл.1 и 2).

Таблица 1
Энергии термической активации восходящей ветви
термического упрочнения

ориентация криSTALLA и оси деформации	состав сплава	u_1 , (эВ)	(u_2+V_d) , (эВ)
[0 0 1]	Ni _{75,7} Ge _{24,3} Ni _{76,3} Ge _{23,7}	0,013±0,006 0,017±0,007	0,088±0,009 0,121±0,015

Таблица 2
Энергии термической активации нисходящей ветви
термического упрочнения

ориентация криSTALLA и оси деформации	состав сплава	u_3 , (эВ)	$(u_2+V_d)^*$, (эВ)
[̄2 3 4]	Ni _{75,7} Ge _{24,3} Ni _{76,3} Ge _{23,7}	0,057±0,005 0,072±0,004	0,079±0,02 0,085±0,016

Полученные значения энергий активации позволяют связать термическое упрочнение в низкотемпературной области с механизмом Кира-Вильсдорфа, в высокотемпературной – с вовлечением в термическое упрочнение процесса диффузационной блокировки краевых дислокаций под воздействием межузельных атомов и бивакансий.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Выполнено качественное описание сложной формы скачка напряжений при вариации скорости деформации монокристаллов интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$. Показаны основные отличия от формы скачка напряжений в чистых металлах. Установлены качественные закономерности изменения формы скачка напряжений с изменением температуры, деформации и ориентации оси деформирования. Предложена теоретическая схема, объясняющая форму скачка напряжений, основанная на сложении нормального и аномального отклика материала на изменение скорости деформации.
2. Экспериментально получен закон, описывающий скачок напряжений в опытах по вариации скорости деформации для монокристаллов сплава Ni_3Ge со сверхструктурой $L1_2$, аналогичный закону Коттрелла-Стокса для чистых металлов. Установлено, что скачок напряжений можно разделить на нормальную и аномальную составляющие. Поведение нормальной составляющей аналогично поведению скачка в чистых металлах. Аномальная составляющая слабо зависит от степени деформации, определяется температурой и имеет особенности в области средних и высоких температур.
3. Обнаружена и исследована аномальная скоростная зависимость напряжений течения в условиях кубического скольжения для монокристаллов сплава Ni_3Ge .
4. Изучено влияние отклонения состава сплава Ni_3Ge от стехиометрии на характер скачка напряжений при вариации скорости деформации. При отклонении состава сплава Ni_3Ge от стехиометрии обнаружено, что при температурах $293K$ и $373K$ монокристаллы всех составов проявляют схожее поведение: с ростом приложенного напряжения нормальная составляющая скачка напряжения увеличивается линейно, аномальная составляющая не меняется. При повышенных температурах ($>373K$) при вариации скорости деформации наблюдаются существенные различия в пластическом поведении монокристаллов различного состава.
5. В опытах по вариации температуры экспериментально установлен закон, аналогичный закону Коттрелла-Стокса для чистых металлов. Установлено, что скачок напряжений имеет нормальную и аномальную составляющие. Доказано, что нормальная составляющая скачка напряжений ведёт себя так же, как скачок напряжений в законе Коттрелла-Стокса в чистых металлах. Изменение аномальной составляющей является определяющей в температурном приросте напряжений течения.
6. Обнаружена аномальная температурная зависимость скорости ползучести в условиях релаксации напряжений.
7. Для сплавов со сверхструктурой $L1_2$, обладающих аномальной температурной зависимостью механических свойств разработан новый подход к проведению термоактивационного анализа, основанный на принципе суперпозиции механизмов, дающих нормальный и аномальный отклики на изменение скорости или температуры деформации.
8. На основании предложенного подхода проведены измерения эффективного активационного объема. Показано, что изменение величины эффективного

активационного объема с деформацией, также как и для чистых металлов, определяется преимущественно процессами, зависящими от плотности дислокаций. Для всех температур выполняется линейная зависимость величины, обратной активационному объему, от приложенных напряжений. С использованием полученных значений активационных объемов проведена оценка плотности дислокаций, которая показала совпадение порядка полученных величин со значениями, измеренными с помощью метода просвечивающей электронной микроскопии.

9. Определены энергии активации (U) контактного взаимодействия сверхдислокаций при октаэдрическом и кубическом скольжениях. Для октаэдрического скольжения при температуре 293К $U=(1,6\pm0,13)\text{эВ}$, при температуре 673К $U=(4,3\pm0,5)\text{эВ}$. Для кубического скольжения при $T=473\text{K}$ $U=(1,2\pm0,12)\text{эВ}$.
10. Получены величины энергии активации механизмов, определяющих температурную зависимость предела текучести монокристаллов сплава Ni_3Ge различного состава. Восходящей ветви температурной зависимости предела текучести соответствует низкотемпературная энергия активации (u_1), которая в зависимости от состава сплава меняется в диапазоне $(1,3\div1,7)\cdot10^{-2}\text{ эВ}$ и высокотемпературная энергия активации u_2 равная $(8,8\div12,1)\cdot10^{-2}\text{ эВ}$. Снижение напряжений течения, следующее за «пиком» аномалии, описывается энергией активации (u^*_1), которая в зависимости от состава сплава меняется в диапазоне $(5,7\div7,2)\cdot10^{-2}\text{ эВ}$ и второй энергией активации (u^*_2), имеющей значения $(7,9\div8,5)\cdot10^{-2}\text{ эВ}$.

Список цитируемой литературы

1. Старенченко В.А., Абзаев Ю.А., Соловьева Ю.В., Козлов Э.В. Термическое упрочнение монокристаллов Ni_3Ge // ФММ. – 1995. – Т. 79. – вып. 1. – С. 147-155.
2. Ориентационная зависимость термического упрочнения монокристаллов сплава Ni_3Ge / Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Абзаев Ю.А., Смирнов Б.И. // Физика твердого тела. – 1996. – № 38. – С. 3050-3058.

Основные результаты диссертации опубликованы в следующих работах:

1. Старенченко В.А., Соловьёва Ю.В., Геттингер М.В., Норкин В.В. Релаксация напряжений и ползучесть в монокристаллах сплава Ni_3Ge со сверхструктурой $L1_2$ // Известия РАН. Серия физическая. – 2003. – Т. 67. – № 6. – С. 806-809.
2. Старенченко В.А., Соловьёва Ю.В., Геттингер М.В., Ковалевская Т.А., Аномальный скачок напряжений при вариации скорости деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge со сверхструктурой $L1_2$ в условиях кубического скольжения // ФММ. – 2005. – Т. 100. – № 4. – С. 78-84.
3. Соловьёва Ю.В., Геттингер М.В., Ковалевская Т.А., Старенченко В.А. Скоростная чувствительность механических свойств сплавов со сверхструктурой $L1_2$ // Деформация и разрушение материалов. – 2005. – № 2. – С. 20-25.

4. Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А., Бурцев Б.И., Геттингер М.В., Ковалевская Т.А. Высокотемпературная суперлокализация деформации монокристаллов интерметаллида Ni_3Ge // Известия РАН. Серия физическая. – 2006. – Т. 70. – № 11. – С. 1683-1685.
5. Соловьёва Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А., Старенченко С.В. Влияние отклонения от стехиометрии атомного состава фазы Ni_3Ge на особенности пластического поведения монокристаллов ориентации [001] // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2008. – Т. 72. – № 10. – С. 1476-1479.
6. Соловьёва Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А., Старенченко С.В. Влияние отклонения от стехиометрии атомного состава фазы Ni_3Ge на особенности пластического поведения монокристаллов ориентации [2 3 4] // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2009. – Т. 73. – № 7. – С. 1008-1011.
7. Соловьёва Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А. Исследование ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2009. – Т. 52. – № 4. – С.53-59.
8. Соловьёва Ю.В., В.А. Старенченко, С.В. Старенченко, М.В. Геттингер, Т.А. Шалыгина. Изучение процессов деформации монокристаллов сплава Ni_3Ge , ориентированных вдоль направления [1 3 9] // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 12. – С. 28-32.
9. Соловьёва Ю.В., Старенченко С.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А. Изучение кривых ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge разной ориентации // Изв. вузов. Физика. – 2009. – № 9/2. – С. 98-107.

Подписано в печать 09.11.2011.
Формат 60×84. Бумага офсет. Гарнитура Таймс.
Науч.-изд. л. 1. Тираж 100 экз. Заказ № 386

Изд-во ТГАСУ, 634003, г. Томск, пл. Соляная, 2.
Отпечатано с оригинал-макета в ООП ТГАСУ.
634003, г. Томск, ул. Партизанская, 15.